



UNIVERSITAS INDONESIA

**PENGARUH PELAPISAN TIPIS OKSIDA LOGAM PADA
PERMUKAAN PARTIKEL SiC TERHADAP INTERAKSI
ANTARMUKA KOMPOSIT Al/SiC_p DENGAN PROSES PEMBUATAN
*COLD COMPACTION***

DISERTASI

**MOCHAMAD ZAINURI
8405000053**

**FAKULTAS TEKNIK
PROGRAM PASCASARJANA BIDANG METALURGI DAN MATERIAL
DEPOK
JANUARI 2009**



UNIVERSITAS INDONESIA

**PENGARUH PELAPISAN TIPIS OKSIDA LOGAM PADA
PERMUKAAN PARTIKEL SiC TERHADAP INTERAKSI
ANTARMUKA KOMPOSIT Al/SiC_p DENGAN PROSES PEMBUATAN
*COLD COMPACTION***

DISERTASI

**MOCHAMAD ZAINURI
840500053**

**Diajukan sebagai salah satu syarat untuk memperoleh gelar Doktorat bidang
Metalurgi dan Material**

**FAKULTAS TEKNIK
PROGRAM PASCASARJANA BIDANG METALURGI DAN MATERIAL
DEPOK
JANUARI 2009**

HALAMAN PERNYATAAN ORISINALITAS

Disertasi ini adalah karya saya sendiri, dan semua sumber baik yang dikutip maupun dirujuk telah saya nyatakan dengan benar.

Nama : Mochamad Zainuri

NPM : 8405000053

Tanda Tangan :



Tanggal : 5 Januari 2009

HALAMAN PENGESAHAN

Disertasi ini diajukan oleh :

Nama : Mochamad Zainuri
NPM : 8405000053
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Disertasi : PENGARUH PELAPISAN TIPIS OKSIDA LOGAM PADA PERMUKAAN PARTIKEL SiC TERHADAP INTERAKSI ANTARMUKA KOMPOSIT Al-SiC_p DENGAN PROSES PEMBUATAN *COLD COMPACTING*

Telah berhasil dipertahankan dihadapan Dewan Penguji dan Diterima sebagai bagian persyaratan yang diperlukan untuk memperoleh gelar Doktor pada Program Studi Teknik Metalurgi dan Material; Fakultas Teknik Universitas Indonesia

DEWAN PENGUJI

Promotor : Prof. Dr. Ir. Eddy. S. Siradj, M.Eng



Ko-Promotor : Prof. Dr. Ir. Anne Zulfia M.Sc



: Dr. Ir. Dedi Priadi, DEA



Tim Penguji : Prof. Dr. Ir. Johnny Wahyuadi S, DEA
(Anggota)



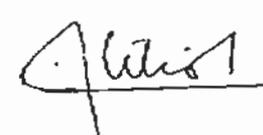
: Dr. Darminto, M.Sc
(Anggota)



: Dr. Ir. Nyoman Jujur, M.Sc
(Anggota)



: Dr. Ir. Rudi Subagja, M.Sc
(Anggota)



Ditetapkan di : Depok

Tanggal : 5 Januari 2009

UCAPAN TERIMA KASIH

Penulis mengucapkan terima kasih kepada :

Prof. Dr. Ir. Eddy. S. Siradj, M.Eng, Prof. Dr. Ir. Anne Zulfia Syahrial, M.Sc dan Dr. Ir. Dedi Priadi, DEA

sebagai Promotor dan Ko-Promotor yang telah bersedia meluangkan waktu untuk memberi pengarahan, diskusi dan bimbingan serta persetujuan sehingga disertasi ini dapat selesai dengan baik.

Penulis juga menyampaikan banyak terimakasih kepada :

1. Prof. Dr. Ir. Johny Wahyuadi S. Sebagai Pembimbing Akademik dan pembimbing lapangan untuk diskusi dan masukannya
2. Prof. Dr. Ing. Ir. Bambang suharno sebagai Ketua Departemen Metalurgi dan Material Fakultas Teknik UI.
3. DR. Darminto M.Sc (Jurusan Fisika FMIPA-ITS Surabaya)
4. Prof. Kozo Obara (Departemen Advanced Material dan Nanostructure, Kagoshima University Jepang)
5. DR.Ir Nyoman Jujur (BPPT) dan DR.Ir Rudi Subagja (LIPI)

Dan banyak pihak yang tidak dapat penulis sebutkan satu persatu. Semoga Disertasi ini bermanfaat bagi pengembangan keilmuan bidang Komposit dan Metalurgi Serbuk.

Depok, 5 Januari 2009
Penulis

HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI DISERTASI UNTUK KEPENTINGAN AKADEMIS

Sebagai sivitas akademik Universitas Indonesia, saya yang bertanda tangan dibawah ini :

Nama : Mochamad Zainuri
NPM : 8405000053
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Departemen : Metalurgi dan Material
Fakultas : Teknik
Jenis Karya : Disertasi

Demi pengembangan ilmu pengetahuan, menyetujui untuk memberikan kepada Universitas Indonesia **Hak Bebas Royalti Noneksklusif (*Non-exclusive Royalty-Free Right*)** atas karya ilmiah saya yang berjudul :

**PENGARUH PELAPISAN TIPIS OKSIDA LOGAM PADA PERMUKAAN
PARTIKEL SiC TERHADAP INTERAKSI ANTARMUKA KOMPOSIT Al-SiCp
DENGAN PROSES PEMBUATAN *COLD COMPACTING***

beserta perangkat yang ada (jika diperlukan). Dengan Hak Bebas Royalti Noneksklusif ini Universitas Indonesia berhak menyimpan, mengalihmedia/formatkan, mengelola dalam bentuk pangkalan data (*database*), merawat, dan memublikasikan tugas akhir saya selama tetap mencantumkan nama saya sebagai penulis/pencipta dan sebagai pemilik Hak Cipta.

Demikian pernyataan ini saya buat dengan sebenarnya.

Dibuat di Depok
Pada tanggal 5 Januari 2009
Yang menyatakan



(Mochamad Zainuri)

ABSTRAK

Nama : Mochamad Zainuri
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Disertasi : PENGARUH PELAPISAN TIPIS OKSIDA LOGAM PADA PERMUKAAN PARTIKEL SiC TERHADAP INTERAKSI ANTARMUKA KOMPOSIT Al-SiCp DENGAN PROSES PEMBUATAN *COLD COMPACTING*

Paduan aluminium merupakan material yang sangat luas penerapannya sebagai material struktural khususnya untuk teknologi dirgantara dan otomotif. Permasalahan utama pada pembuatan komposit Al-SiCp adalah kemampubasahan yang rendah antara matrik Al terhadap penguat SiC yang dibuat pada proses temperatur rendah. Pada penelitian ini partikel SiC dilapisi dengan AlMg-oksida yang diperoleh dengan proses *electroless plating* di dalam larutan elektrolit HNO₃ (68%) dalam dua macam larutan elektrolit yang masing-masing berbeda konsentrasi Mg nya (0,0008 mol dan 0,01 mol) dan konsentrasi Al dibuat tetap 0,018 mol. Semua komposit Al-SiCp divariasikan fraksi volume silikon karbida ($V_f = 10, 20, 30$ dan 40%) dan proses pembentukan *green density* dilakukan dengan gaya kompaksi sebesar 15 kN dalam arah tunggal dilingkungan atmosfer. Masing-masing komposisi Al-SiCp disinter dengan temperatur sinter bervariasi 500, 550 dan 600°C dan waktu tahannya bervariasi 2, 4 dan 6 jam dalam lingkungan vakum. Sampel komposit dengan kandungan konsentrasi pelapisan Mg (0,0008 mol) atau sama dengan 0,02 gr Mg dikodekan dengan Al-SiCp(0,02), sedangkan yang konsentrasi Mg (0,01 mol) sama dengan 0,35 gr Mg dikodekan dengan Al-SiCp(0,25). Pada pengamatan mikrostruktur menunjukkan konsentrasi cairan elektrolit dengan konsentrasi Mg (0,0008 mol) yang digunakan dalam pelapisan permukaan partikel SiC lebih homogen membentuk oksida logam pada permukaan partikel SiC dibandingkan menggunakan elektrolit dengan konsentrasi Mg(0,01 mol) yang lebih tinggi. Pengaruh peningkatan fraksi volume penguat menunjukkan kecenderungan peningkatan kerapatan dan penurunan porositas pada komposit Al-SiCp. Berdasarkan pengamatan dan analisa pada sampel uji Al-SiCp(0,02) semua komposisi, perlakuan temperatur sinter dan waktu tahannya menunjukkan sifat mekanik dan fisis yang lebih baik dibanding dengan komposit Al-SiCp(0,25). Data modulus elastisitas pada komposit Al-SiCp(0,02) yang diperoleh dengan kandungan fraksi volume penguat 10-40% mengindikasikan ikatan antar permukaan yang baik antara matrik dan penguatnya, dimana pada daerah antarmukanya terbentuk fase *spinel* yang berperan sebagai pengikat antara matrik Al dan penguat SiC. Pada Al-SiCp(0,25) banyak ditemukan fasa aluminium karbida yang bersifat destruktif, karena dapat menurunkan aspek kebasahan antara matrik dan penguat pada komposit isotropik Al-SiCp.

Kata kunci :

Komposit isotropik Al-SiCp, *electroless plating*, pelapisan permukaan penguat, Oksida logam, *upper-lower bound*

ABSTRACT

Name : Mochamad Zainuri
Program Study : Metalurgi and Material
Title : INFLUENCE OF METAL OXIDE DEPOSITION ON THE PERMUKAAN ON THE SURFACE OF SiC PARTICLE ON TERHADAP INTERAKSI ANTARMUKA KOMPOSIT Al-SiCp DENGAN PROSES PEMBUATAN *COLD COMPACTING*

Aluminum alloy is a material, which its used widely as a structural material especially in the materials aerospace and automotive. The main problem of a Al-SiCp composites produce it has low wettability interaction interfacial between Al and SiC, if the composites have made in low temperature. In these research SiC particles were coated with AlMg-oxide film obtained by electroless plating in liquid electrolyte HNO_3 (68%), and liquid electrolyte made two kind which of each difference Mg concentrations (0,008 mole and 0, 01 mole) and a concentration Al have made constant is 0,018 mole. All of Al-SiCp composites have varieties volume fractions of the silicone carbide reinforcement ($V_f = 10, 20, 30$ and 40%) and they were produced under identical conditions of the same single pressing 15 kN in atmospheric behavior to make green density, also they have varieties holding time and temperature sintering. The each of the four Al-SiCp composition were sintered at three different temperatures namely 500, 550, 600°C for holding time are 2, 4, 6 hours in vacuum condition. The composite sample with coating concentration of Mg (0,0008 mole) or equivalent with Mg(0,02 gr) is code by Al-SiCp(0,02) and Mg (0,01 mole) equivalent with Mg (0,25 gr) is code by Al-SiCp(0,25). Microstructural investigations show that on the surface of SiC particles is coated by electrolyte liquid with low concentration Mg (0, 0008 mole) more homogenous formatting of metal oxide on surface SiC particles than electrolyte with high concentration Mg(0,01 mole). The effect of increasing volume fraction of reinforcement have shown tend to increase density and decrease porosity of the composites. Base on observation and analysis in the sample have shown all of the Al-SiCp (0,02) composites in all of volume fraction, sintering and holding time sinter more better mechanical and physical properties than Al-SiCp(0,25) composites. Elastic modulus data obtained composites Al-SiCp(0,02) containing a volume fraction reinforcement 10 to 40 % indicate better interfacial bounding between matrix and reinforcement, where in these composition in interfacial between Al and SiC formatting spinel phase which it have capability to increase of the bonding particles. The Al-SiCp(0,25) composites have found many alumunium carbide in the interfacial bounding between Al and SiC, which it is can decrease wettability between Al and SiC on isotropic Al-SiCp composites.

Keywords :

Al-SiCp isotropic composite, electroless plating, surface coating particle, metal oxide, *upper-lower bound*

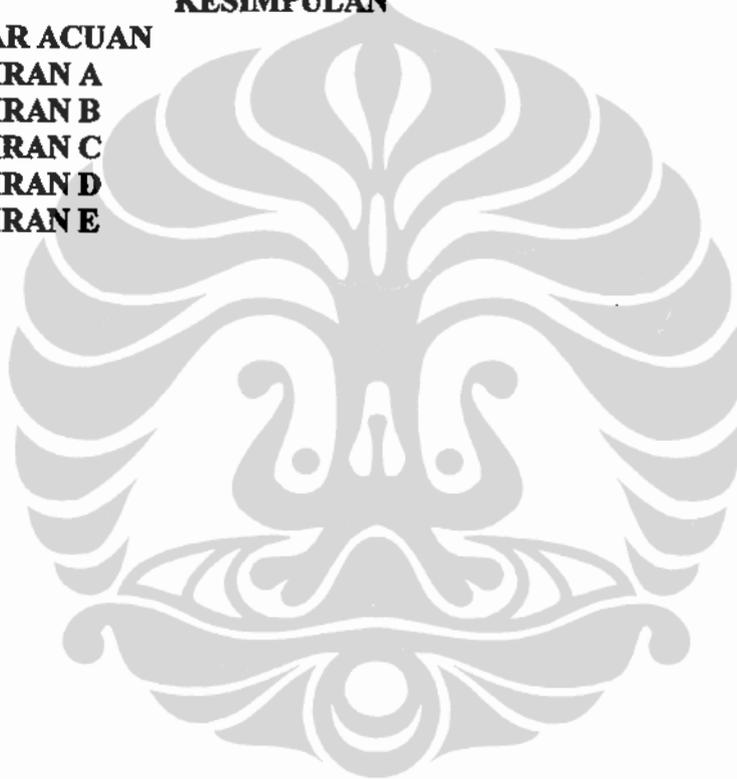
DAFTAR ISI

	Halaman
PERNYATAAN KEASLIAN DISERTASI	i
PENGESAHAN	ii
UCAPAN TERIMA KASIH	iii
ABSTRAK	vi
ABSTRACT	vii
DAFTAR ISI	viii
DAFTAR GAMBAR	xii
DAFTAR TABEL	xviii
DAFTAR SINGKATAN	xix
DAFTAR ISTILAH/ SIMBOL	xx
DAFTAR LAMPIRAN A	xxi
DAFTAR LAMPIRAN B	xxiii
DAFTAR LAMPIRAN C	xxiv
DAFTAR LAMPIRAN D	xxv
DAFTAR LAMPIRAN E	xxvi
BAB I PENDAHULUAN	1
1.1. LATAR BELAKANG	2
1.2. TUJUAN PENELITIAN	2
1.2.1. Road Map Penelitian	3
1.2.2. Aspek Kebaruan Penelitian	4
1.3. RUMUSAN PERMASALAHAN	4
1.4. BATASAN PERMASALAHAN	5
BAB II LANDASAN TEORI	7
2.1. KOMPOSIT	7
2.1.1. Mekanisme Penguatan Komposit	8
2.1.2. Orientasi Penguat Terhadap Sifat Mekanik Komposit	9
2.1.2.1 <i>Elastisitas longitudinal</i>	10
2.1.2.2 <i>Elastisitas Transversal</i>	13
2.1.2.3 <i>Komposit Isotropik</i>	14
2.2. PROSES PEMBUATAN METAL MATRIX COMPOSITE (MMCs)	16
2.2.1 Proses MMCs Fasa Cair	17
2.2.1.1 <i>Proses Casting atau Infiltrasi</i>	17
2.2.1.2 <i>Squeeze casting atau Pressure infiltration</i>	18
2.2.2. Proses MMCs Fasa Padat	19
2.2.2.1 <i>Ikatan difusi (Diffusion Bonding)</i>	19
2.2.2.2 <i>Proses Deformasi (Deformation Processing)</i>	19
2.2.2.3 <i>Proses Powder (powder processing)</i>	20
2.3. MEKANISME PEMBUATAN PEMBUATAN KOMPOSIT BERBASIS SERBUK LOGAM	21
2.3.1. Karakteristik Material serbuk	22
2.3.1.1 <i>Ukuran partikel dan distribusi ukuran</i>	22
2.3.1.2 <i>Bentuk partikel</i>	22

2.3.1.3	<i>Pengaruh bentuk dan ukuran pada kerapatan partikel</i>	23
2.3.2.	Proses Pre-Compacting/Blending Serbuk Logam	24
2.3.3.	Kompaksi Metalurgi Serbuk	25
2.3.4.	Proses sinter Metalurgi Serbuk	26
2.4.	JENIS MEKANISME SINTER	26
2.4.1.	Sinter Dalam Keadaan Padat (<i>Solid State Sintering</i>)	26
2.4.2.	Sinter Dalam Keadaan Cair (<i>Liquid Phase Sintering</i>)	29
2.4.3.	Mekanisme Sinter Dalam Fasa Cair	31
2.4.4.	Pengaruh Temperatur Sinter Pada Performa komposit Metalurgi Serbuk	32
2.4.4.1	<i>Gaya penggerak (Driving Force) dan Mekanisme Transport (Transport Mechanisms)</i>	33
2.4.4.2	<i>Mekanisme degradasi porositas</i>	36
2.4.4.3	<i>Analisa Keterkaitan Porositas Terhadap Modulus Elastisitas</i>	38
2.5.	FENOMENA KEMAMPUBASAHAN PADA (MMCs)	39
2.5.1.	Fenomena Fisis Pada Daerah Antarmuka	40
2.5.2.	Karakteristik Pembasahan Partikel Serbuk	41
2.6.	MEKANISME PEMBENTUKAN FASA ANTARMUKA PADA KOMPOSIT MMCs	44
2.6.1.	Mikrostruktur Fasa Antarmuka Komposit MMCs	44
2.6.2.	Reaksi Antarmuka Pada komposit Al/SiC	47
2.6.3.	Analisa Penambahan Mg Dalam Meningkatkan Kemampubasahan Komposit	52
2.6.4.	Reaksi Antarmuka Matrik Alumunium Terhadap Fasa Alumunium oksida Al ₂ O ₃	53
2.6.5.	Rekayasa Pada Reaksi Interfasial Komposit MMCs	55
2.6.5.1	<i>Penambahan Elemen Paduan</i>	55
2.6.5.2	<i>Perlakuan Panas Pada Penguat Keramik</i>	56
2.6.5.3	<i>Infiltrasi Gas</i>	57
2.6.5.4	<i>Pelapisan Pada Partikel Penguat</i>	57
BAB III	METODOLOGI PENELITIAN	60
3.1.	PENDAHULUAN	60
3.2.	PERALATAN DAN MATERIAL PENGUJIAN	60
3.2.1	Peralatan Yang Digunakan dalam Penelitian	60
3.2.2	Bahan-bahan Yang Digunakan Penelitian	61
3.3.	PROSES PELAPISAN PERMUKAAN PARTIKEL SiC DENGAN METODE ELECTROLESS PLATING	61
3.3.1.	Pembersihan Permukaan Partikel SiC	62
3.3.2.	Pembuatan Larutan Media Elektrolit	62
3.3.3.	Proses Pelapisan Partikel SiC	62

	3.4.	PROSES PEMBUATAN KOMPOSIT Al-SiCp DENGAN METODE SOLID PROCESS	63
	3.4.1.	Penentuan Konsentrasi Fraksi Penguat dan Matrik	63
	3.4.2.	Proses Blending	65
	3.4.3.	Proses Kompaksi	65
	3.4.4.	Proses Sinter	65
	3.5.	ANALISA FISIS/MEKANIK /MIKROSTRUKTUR KOMPOSIT Al-SiCp	66
	3.5.1.	Analisa Densitas Sinter	66
	3.5.2.	Analisa Mikrostruktur Komposit	66
	3.5.3.	Interpretasi Fasa Komposit	66
	3.5.4.	Uji Tekan	67
	3.3.6.	Diagram Alir Penelitian	68
BAB IV		ANALISA DATA DAN PEMBAHASAN	66
	4.1.	KARAKTERISASI PERMUKAAN PARTIKEL SiC YANG DILAPISI AlMg (OKSIDA) MELALUI PROSES ELECTROLESS PLATING	69
	4.1.1.	Analisa Elemen Pelapisan Permukaan Partikel SiC Dengan Ion Al dan Mg	70
	4.1.2.	Analisa Fasa Pada Permukaan Partikel Keramik SiC	74
	4.2.	DENSITAS DAN POROSITAS KOMPOSIT ISOTROPIK Al-SiCp	79
	4.2.1.	Porositas Komposit Al-SiCp	80
	4.2.1.1	<i>Keterkaitan Fraksi Volume Penguat Terhadap Porositas Komposit Al-SiCp</i>	80
	4.2.1.2	<i>Keterkaitan Temperatur Sinter Pada Porositas Komposit Al-SiCp</i>	87
	4.2.1.3	<i>Keterkaitan Waktu Tahan dan Temperatur Sinter Pada Porositas Komposit Al-SiCp</i>	90
	4.2.2.	Densitas Sinter Komposit Al-SiCp	95
	4.2.2.1	<i>Analisa Kualitatif Densitas Komposit Al-SiCp</i>	95
	4.2.2.2	<i>Analisa Kuantitatif Densitas Komposit Al-SiCp</i>	99
	4.3.	ANALISA MIKROSTRUKTUR DAERAH ANTARLUKA KOMPOSIT Al-SiCp	106
	4.3.1.	Pengaruh Temperatur Sinter Terhadap Mikrostruktur Komposit Al-SiCp	107
	4.3.2	Pengaruh Waktu Tahan Sinter Terhadap Mikrostruktur Komposit Al-SiCp	116
	4.3.3.	Pengaruh Fraksi Volume Penguat Terhadap Mikrostruktur Komposit Al-SiCp	129
	4.4.	ANALISA MODULUS ELASTISITAS KOMPOSIT ISOTROPIK Al-SiCp	135
	4.4.1.	Efek Temperatur dan Waktu Tahan Sinter Terhadap Modulus Elastisitas Komposit Isotropik Al-SiCp	136

4.5.	PENGARUH POROSITAS TERHADAP SIFAT MEKANIK KOMPOSIT	144
4.5.1.	Korelasi Porositas Terhadap Nilai Modulus Elastisitas Komposit.	146
4.6.	ANALISA KUANTITATIF KUALITAS IKATAN ANTARMUKA KOMPOSIT	150
4.6.1	Analisa Kuantitatif Ikatan Permukaan Komposit Al/SiCp Berdasarkan Nilai Modulus Elastisitas	152
4.6.2	Analisa Mikrostruktur Kerapatan dan Distribusi Penguat Pada Matrik Komposit Al-SiCp	157
BAB V	KESIMPULAN	159
DAFTAR ACUAN		163
LAMPIRAN A		167
LAMPIRAN B		182
LAMPIRAN C		191
LAMPIRAN D		195
LAMPIRAN E		203



DAFTAR GAMBAR

Gambar 2.1	Komposit dengan beban longitudinal [11]	10
Gambar 2.2	Komposit dengan beban transversal[11]	13
Gambar 2.3	Komposit isotropik dengan semua arah penguatan tegangan sama[11]	16
Gambar 2.4	Proses casting MMCs[9]	18
Gambar 2.5	Proses Primex MMCs[9]	18
Gambar 2.6	Proses <i>Squeeze casting</i> atau <i>Pressure infiltration</i> dan mikrostruktur Al/SiC _p [9]	18
Gambar 2.7	Proses <i>diffusion bonding</i> [13]	19
Gambar 2.8	Proses <i>roll bonding</i> komposit[9]	20
Gambar 2.9	Proses metalurgi serbuk dengan <i>cold compaction</i> [13]	21
Gambar 2.10	Bentuk- kualitatif partikel serbuk[9]	23
Gambar 2.11	Mekanism transportasi massa selama proses sinter dalam keadaan padat[15]	27
Gambar 2.12	Diagram perbedaan antara densifikasi dan swelling terhadap kelarutan. Penyusutan terjadi saat kelarutan material base terhadap aditif lebih besardan sebaliknya[15]	29
Gambar 2.13	Diagram fasa sinter fasa liquid C_0 = komposisi nominal, C_L = komposisi kesetimbangan fasa cair, C_B = komposisi kesetimbangan fasa padat, C_T merupakan hasil pada transient fasa liquid sinter, TS = temperatur sinter	30
Gambar 2.14	Diagram fasa besi dan tembaga. Pada sistem ini mempunyai titik leleh yang rendah tetapi rasio kelarutannya rendah, maka swelling akan terjadi selama proses sinter[15]	31
Gambar 2.15	Keterkaitan waktu pada saat proses sinter fasa liquid, dimana densifikasi terjadi mengalami keadaan <i>overlapping</i> setelah bentuk liquid terbentuk [15]	32
Gambar 2.16	Surface transport dan bulk transport[15]	35
Gambar 2.17	Model tiga bola sinter a) titik kontak b) neck growth, c) penutupan pori d) pelingkupan pori[15]	37
Gambar 2.18	kesetimbangan solid-liquid-vapour (a) wetting baik (b) wetting buruk. Keterkaitan antara sudut kontak terhadap energi-energi interfasial (c). V = vapour, L = liquid, S = solid, θ = contact angle[35]	41
Cambar 2.19	Interseksi tiga fasa dalam kesetimnbangan, (a) Energi-energi interfasial dan sudut-sudutnya (b) Kesetimbangan energi ketiga sudut [35]	43
Gambar 2.20	kesetimbangan sudut dihedral dan energi permukaan antara dua interseksi grain	43
Gambar 2.21	Mikrostruktur Al/SiC pada daerah interfasila pada temperatur 900°C, dan waktu tahan(a) 20 menit (b) 60 menit. Warna gelap pada matrik menunjukkan fasa Al ₄ C ₃ , dan bentuk jarum merupakan fase intermetalik	43

	Si[38]	
Gambar 2.22	Mikrostruktur dengan TEM pada fasa Al_4C_3 , dimana C aggregate tabuler dan A fasa yang terbentuk pada partikel SiC yang tidak teroksidasi[39]	46
Gambar 2.23	Partikel SiC yang telah teroksidasi pada permukaannya pengamatan menggunakan TEM, dalam komposit Al cair[1]	47
Gambar 2.24	Terbentuknya reaksi interfasial pada zona SiC/SiO ₂ /Al[40]	47
Gambar. 2.25	(a) Simbul C menunjukkan daerah yang kaya Al-Si-O (b) C-rich amorphous aggregates inside the glassy Al-Si-O reaction layer (labelled with C). (b) hasil pengamatan EDX pada daerah C [4]	48
Gambar 2.26	Pengamatan dengan HREM pada reaksi interfasial SiC/Al-Si-O (a) ketidaklarutan SiC pada fasa gelas Al-Si-O (b) fasa Kristal gelas Al-Si-O dalam bentuk mulite (b, 7.66 Å) [4]	49
Gambar 2.27	Fasa interfasial Al/ α -Al ₂ O ₃ dan adanya fasa intermetalik Mg ₂ Si dengan menggunakan TEM [47]	54
Gambar 2.28	Ion exchange plating	58
Gambar 2.29	Auto-Catalytic Plating Process	59
Gambar 3.1	Diagram alir penelitian	68
Gambar 4.1	Bentuk partikel SiC tanpa pelapisan[1]	71
Gambar 4.2	Spektrum X-RD partikel SiC tanpa pelapisan	73
Gambar 4.3	Karakteristik permukaan partikel SiC setelah dilapisi larutan HNO ₃ 40 ml + Al (0,5 gr) +Mg (0,25 gr) (a,b) dan Mg (0,02 gr) (c,d)	74
Gambar 4.4	Pengamatan kandungan elemen dengan EDS pada permukaan partikel SiC yang terlapisi AlMg Oksida, dengan konsentrasi ion Mg yang berbeda (a) Mg (0,25 gr) (b) Mg (0,02 gr)	75
Gambar 4.5	Analisa X-RD pada partikel SiC yang terlapisi AlMg Oksida, dengan konsentrasi ion Mg (0,25 gr).	76
Gambar 4.6	Analisa X-RD pada partikel SiC yang terlapisi AlMg Oksida, dengan konsentrasi ion Mg (0,02 gr).	76
Gambar 4.7	Analisa metal oksida yang terbentuk pada permukaan partikel SiC dalam tiga kondisi yaitu (SiC) tanpa pelapis dan dua keadaan yan terlapis dengan konsentrasi Mg yang berbeda	77
Gambar 4.8a	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 500 ^o C dan Ht 2 jam	81
Gambar 4.8b	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 500 ^o C dan Ht 4 jam	81
Gambar 4.8c	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 500 ^o C dan Ht 4 jam	81
Gambar 4.9a	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 555 ^o C dan Ht 2 jam	83

Gambar 4.9b	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 550 ⁰ C dan Ht 4 jam	84
Gambar 4.9c	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 550 ⁰ C dan Ht 6 jam	84
Gambar 4.10a	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 600 ⁰ C dan Ht 2 jam	85
Gambar 4.10b	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 600 ⁰ C dan Ht 4 jam	86
Gambar 4.10c	Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiCp pada T 600 ⁰ C dan Ht 6 jam	86
Gambar 4.11	Grafik porositas terkait dengan perubahan temperatur sinter pada material komposit Al-SiCp (a) fraksi volume SiC 10 % (b) fraksi volume 40 %	89
Gambar 4.12	Grafik porositas terkait dengan perubahan waktu tahan sinter pada material komposit Al-SiCp (a) fraksi volume SiC 10 % (b) fraksi volume 40 %	91
Gambar 4.13	(a) Mikrostruktur Al-SiCp (40%/ t=4jam/T= 600 ⁰ C) dengan konsentrasi Mg (0,02) (HRSEM) (b) Analisa kuantitatif elemen dengan menggunakan EDAX	92
Gambar 4.14	(a) Mikrostruktur Al-SiCp (40%/ t=6jam/T= 600 ⁰ C) dengan konsentrasi Mg (0,02) (HRSEM) (b) Analisa kuantitatif elemen dengan menggunakan EDAX	93
Gambar 4.15	(a) Mikrostruktur Al-SiCp (40%/ t=6jam/T= 600 ⁰ C) dengan konsentrasi Mg (0,25) (HRSEM) (b) Analisa kuantitatif elemen dengan menggunakan EDAX	94
Gambar 4.16	Mikrostruktur komposit Al-SiCp dengan penguat SiC terlapsi oksida AlMg oksida konsentrasi Mg (0,02gr) pada temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 6 jam dengan variabel fraksi volume SiC (a) 40% (b) 30% (c) 20% dan (d) 10%.	96
Gambar 4.17	Mikrostruktur komposit Al-SiCp dengan penguat SiC terlapsi oksida AlMg oksida konsentrasi Mg (0,25gr) pada temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 6 jam dengan variabel fraksi volume SiC (a) 40 % (b) 30 % (c) 20 % dan (d) 10 %.	97
Gambar 4.18	Mikrostruktur komposit Al-SiCp (a) v/vo SiC 40% T = 550 ⁰ C Ht 6 jam Mg (0,02 gr) (b) v/vo SiC 30% T = 550 ⁰ C Ht 6 jam Mg (0,02 gr) (c) v/vo SiC 40% T = 550 ⁰ C Ht 6 jam Mg (0,25 gr) (d) v/vo SiC 30% T = 550 ⁰ C Ht 6 jam Mg (0,25 gr) (e) v/vo SiC 40% T = 500 ⁰ C Ht 6 jam Mg (0,25 gr) (f) v/vo SiC 30% T = 500 ⁰ C Ht 6 jam Mg (0,25 gr)	98
Gambar 4.19	Grafik korelasi densitas komposit Al-SiCp terhadap waktu tahan sinter pada temperatur sinter 500 ⁰ C, dengan partikel SiC terlapsi AlMg oksida dengan konsentrasi Mg(0,25 gr) dan Mg (0,02 gr)	100
Gambar 4.20	Grafik korelasi densitas komposit Al-SiCp terhadap waktu tahan sinter pada temperatur sinter 550 ⁰ C, dengan	101

	partikel SiC terlapisi AlMg oksida dengan konsentrasi Mg(0,25 gr) dan Mg (0,02 gr)	
Gambar 4.21	Grafik korelasi densitas komposit Al-SiCp terhadap waktu tahan sinter pada temperatur sinter 600°C, dengan partikel SiC terlapisi AlMg oksida dengan konsentrasi Mg(0,25 gr) dan Mg (0,02 gr)	102
Gambar 4.22	Perubahan waktu tahan terhadap densitas rata-rata komposit Al-SiCp	103
Gambar 4.23	Grafik korelasi antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp dengan waktu tahan sinter 2 jam	104
Gambar 4.24	Grafik korelasi antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp dengan waktu tahan sinter 4 jam	104
Gambar 4.25	Grafik korelasi antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp dengan holding time sinter 6 jam	104
Gambar 4.26	Mikrostruktur ikatan antarmuka antara matrik dan penguat pada komposit Al-SiCp, dengan pelapisan permukaan SiC pada (a,b) Konsentrasi Al+Mg(0,25) dan (c,d) kensentrasi Al+Mg(0,02)	108
Gambar 4. 27	Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0.02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550°C dan waktu tahan 4 jam.	109
Gambar 4.28	Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 500°C dan waktu tahan 4 jam	110
Gambar 4. 29	Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0.02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 4 jam.	111
Gambar4.30	Analisa komparatif XRD pada variabel temperatur sinter komposit Al/SiCp dengan v/vo 40 % dengan waktu tahan 4 jam dan Mg (0.02 gr)	112
Gambar 4.31	Struktur kristal MgAl ₂ O ₄ (spinel)	114
Gambar 4.32	(a)Analisa antarmuka menggunakan SAED dari SiC dan spinel sepanjang sumbu [001] (b) Sistem pengkodean dari bentuk SAED[3]	115
Gambar 4.33	Mikrostruktur Orientasi bidang kristal paralel $[011]_{Mg_2Si} // [1\bar{2}10]_{Al_2O_3}$ dan $[0\bar{1}1]_{Mg_2Si} // [0006]_{Al_2O_3}$ pada daerah antarmuka Mg ₂ Si dengan Al ₂ O ₃ dengan pengamatan HREM [47]	116
Gambar 4.34	Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,25) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 2 jam.	118
Gambar 4.35.	Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al + Mg (0.25) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 4 jam.	119
Gambar 4.36.	Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al + Mg (0,25) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 6 jam	120

Gambar 4.37	Perbandingan spektrum XRD pada Al-SiC _p dengan Mg(0,25) pada temperatur sinter 600 ⁰ C dan fraksi volume penguat 40 %	121
Gambar 4.38	(a) Mikrostruktur Al/SiC _p dengan waktu tahan 1 menit (b) Mikrostruktur Al/SiC _p dengan waktu tahan 15 menit, dimana o Si; □ Al ₄ C ₃ ; Δ SiC[31]	122
Gambar 4.39	Perbandingan analisa XRD pada coating Mg 0,02 dan 0,25 pada fraksi volume 40 %, temperatur 600 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam	123
Gambar 4.40	Analisa elemen pada komposit Al-SiC _p dengan pelapisan ion Al +Mg (0.02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550 ⁰ C dan waktu tahan 6 jam.	124
Gambar 4. 41	Analisa elemen pada komposit Al-SiC _p dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam.	126
Gambar 4.42	Analisa elemen pada komposit Al-SiC _p dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550 ⁰ C dan <i>holding time</i> 2 jam.	127
Gambar 4.43	Perbandingan spektrum XRD pada Al-SiC _p dengan Mg(0,2) pada temperatur sinter 550 ⁰ C dan fraksi volume penguat 40 %	128
Gambar 4.44	Analisa elemen pada komposit isotropic Al-SiC _p , yang terlapisi partikel SiC dengan ion Al + Mg (0,02) dengan temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam. Fraksi volume penguat SiC 40 %	130
Gambar 4.45	Analisa elemen pada komposit isotropic Al-SiC _p , yang terlapisi partikel SiC dengan ion Al + Mg (0.02) dengan temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam. Fraksi volume penguat SiC 30 %	131
Gambar 4.46	Analisa elemen pada komposit isotropic Al-SiC _p , yang terlapisi partikel SiC dengan ion Al + Mg (0.02) dengan temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam. Fraksi volume penguat SiC 20 %	132
Gambar 4.47	Analisa elemen pada komposit isotropic Al-SiC _p , yang terlapisi partikel SiC dengan ion Al + Mg (0.02) dengan temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam. Fraksi volume penguat SiC 10 %	133
Gambar 4.48	Analisa XRD Al-SiC _p , Mg 0,02, temperatur sinter 600 ⁰ C, waktu tahan 4 jam variabel fraksi volume	134
Gambar 4.49	Grafik korelasi antara modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC pada komposit Al-SiC _p dengan temperatur sinter 600 ⁰ C.	136
Gambar 4.50	Grafik korelasi antara modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC pada komposit Al-SiC _p dengan temperatur sinter 550 ⁰ C.	137
Gambar 4.51	Grafik korelasi antara modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC pada komposit Al-SiC _p dengan temperatur sinter 500 ⁰ C.	137

Gambar 4.52	Grafik perbedaan modulus elastisitas komposit Al-SiCp terhadap perubahan fraksi volume SiC, dengan perbedaan konsentrasi penambahan Mg pada pelapisan permukaan SiC, dengan waktu tahan sinter 6 jam dan temperatur sinter (a) 600 ⁰ C (b) 550 ⁰ C dan (c) 500 ⁰ C	141
Gambar 4.53	Fraksi kenaikan Ec komposit Al-SiCp pada waktu tahan sinter 6 jam, akibat perbedaan penambahan konsentrasi Mg pada pelapisan permukaan partikel SiC	142
Gambar 4.54	Mikrostruktur setelah uji destruktif (<i>compression test</i>) (a) Al/SiC(30%/550 ⁰ C/4 jam) Mg(0,25) (b)) Al/SiC(30%/550 ⁰ C/4 jam) Mg (0,02)	143
Gambar 4.55	Grafik porositas terhadap modulus elastisitas hasil eksperimen dan analisa persamaan Sprigg's.	147
Gambar 4.56	Grafik korelasi antara porositas terhadap modulus elastisitas Al-SiCp dengan menggunakan model Sprigg's.	148
Gambar 4.57	Analisa bentuk aspek rasio porositas komposit Al-SiCp	149
Gambar 4.58	Korelasi porositas terhadap Modulus elastisitas dengan model SCE	150
Gambar 4.59	Grafik modulus elastisitas Al-SiCp dengan konsentrasi pelapisan Al+Mg(0,02) pada permukaan partikel SiC secara teoritik dan eksperimen dibandingkan dengan pengujian <i>upper dan lower bound</i> , pada temperatur sinter (a) 500 ⁰ C (b) 550 ⁰ C dan (c) 600 ⁰ C	154
Gambar 4.60	Grafik modulus elastisitas Al-SiCp dengan konsentrasi pelapisan Al+Mg(0,25) pada permukaan partikel SiC secara teoritik dan eksperimen dibandingkan dengan pengujian <i>upper dan lower bound</i> , pada temperatur sinter (a) 500 ⁰ C (b) 550 ⁰ C dan (c) 600 ⁰ C.	156
Gambar 4.61	Mikrostruktur komposit Al/SiCp pada temperatur sinter 600 ⁰ C dan waktu tahan 4 jam, fraksi volume penguat (a) 40 % SiC (Mg 0,02) (b) 40 % SiC (Mg 0,25) (c) 30% SiC (Mg 0,02) (d) 30% SiC (Mg 0,25)	157

DAFTAR TABEL

Tabel III.1	Data massa penguat dan matrik	64
Tabel IV.1a	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 500 ⁰ C /Ht 2jam	81
Tabel IV.1b	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 500 ⁰ C /Ht 4jam	81
Tabel IV.1c	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 500 ⁰ C /Ht 6jam	81
Tabel IV.2a	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 550 ⁰ C /Ht 2jam	83
Tabel IV.2b	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 550 ⁰ C /Ht 4jam	84
Tabel IV.2c	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 550 ⁰ C /Ht 6jam	84
Tabel IV.3a	Nilai porositas komposit Al-SiC _p /T 600 ⁰ C /Ht 2jam	85
Tabel IV.3b	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 600 ⁰ C /Ht 4jam	86
Tabel IV.3c	Nilai porositas komposit Al-SiC _p / T 600 ⁰ C /Ht 6jam	86
Tabel IV.4	Densitas komposit Al-SiC _p variabel dari temperatur sinter dan waktu tahan	99
Tabel IV.5	Densitas rata-rata komposit Al-SiC _p terhadap variabel waktu tahan	102
Tabel IV.6a.	Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiC _p /Mg 0,02/6 jam	139
Tabel IV.6b.	Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiC _p /Mg 0,02/4 jam	139
Tabel IV.6c.	Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiC _p /Mg 0,02/2 jam	139
Tabel IV.7a.	Tabel Modulus elastisitas komposit Al-SiC _p /Mg 0,25/6 jam	140
Tabel IV.7b.	Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiC _p /Mg 0.25/4 jam	140
Tabel IV.7c.	Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiC _p /Mg 0,25/2 jam	140
Tabel IV.8	Karakteristik fisis material Al dan SiC	148
Tabel IV.9	Nilai modulus elastisitas Al-SiC _p teoritik (E _t), Upper bound (E _p) dan Lower bound (E _L) pada perubahan fraksi volume SiC	149
Tabel IV.10	Nilai modulus elastisitas Al-SiC _p Eksperimen pada temperatur sinter 600 ⁰ C dengan konsentrasi pelapis Al + Mg(0,02) dan Al+Mg(0,25)	153
Tabel IV.11	Nilai modulus elastisitas Al-SiC _p Eksperimen pada temperatur sinter 550 ⁰ C dengan konsentrasi pelapis Al + Mg(0,02) dan Al+Mg(0,25)	153
Tabel IV.12	Nilai modulus elastisitas Al-SiC _p Eksperimen pada temperatur sinter 500 ⁰ C dengan konsentrasi pelapis Al + Mg(0,02) dan Al+Mg(0,25)	153

DAFTAR SINGKATAN

MMCs	Metal Matrix Composites
PRMMCs	Particle Reinforcement Metal Matrix Composites
Al-SiCp	Aluminium-Silikon karbida (partikulit)
T	Temperatur sinter
Ht	Holding time (waktu tahan sinter)
Al-SiCp/40%/T 600/ht 4 jam	Komposit aluminium-silikon karbida (partikulit)/fraksi volume 40 %/ temperatur sinter 600 ⁰ C/ waktu tahan 4 jam.
Mg(0,02)	Konsentrasi larutan elektrolit HNO ₃ (40 ml)+ Al (0,5 gr) + Mg (0,02 gr)
Mg(0,25)	Konsentrasi larutan elektrolit HNO ₃ (40 ml)+ Al (0,5 gr) + Mg (0,25 gr)
Al-SiCp (40%/550/Mg 0.02)	Komposit aluminium-silikon karbida (partikulit)/fraksi volume 40 %/temperatur sinter 550 ⁰ C/ pelapisan permukaan menggunakan konsentrasi larutan elektrolit HNO ₃ (40 ml)+ Al (0,5 gr) + Mg (0,02 gr)
Al-SiCp (Mg 0.02/600 C/ 4jam)	Komposit aluminium –silikon karbida (partikulit)/ pelapisan permukaan menggunakan konsentrasi larutan elektrolit HNO ₃ (40 ml) + Al (0,5 gr) + Mg (0,02 gr)/temperature sinter 600 ⁰ C/ waktu tahan 4 jam.
X-RD	X-Ray Diffraction
SEM	Scanning Electrone Microscope
HRSEM	High Resolution Scanning Electron Microscope
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
SCE	Stress Concentration Effect
MCA	Minimum Contact Area

DAFTAR ISTILAH

Simbol	Keterangan	Dimensi
m	massa	gr
v	volume	cm ³
w	Berat	Kg m/det ²
ρ	Densitas	gr/cm ³
ρ_t	Densitas teoritik	gr/cm ³
ρ_s	Densitas sinter	gr/cm ³
σ	Stress	N/m ² atau GPa
ϵ	Strain	
E	Modulus elastisitas	GPa
E_m	Modulus elastisitas matrik	GPa
E_f	Modulus elastisitas filler (penguat)	GPa
V atau v/v ₀	Fraksi volume	
$V_f ; V_m$	Fraksi volume penguat ; matrik	
P, ϕ	Fraksi porositas	
S	Faktor bentuk	
l/d	Panjang/diameter	
2 θ	Sudut difraksi	

DAFTAR LAMPIRAN A

Tabel A1 :	Densitas teoritik komposit Al-SiCp	167
Tabel A2 :	Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 ⁰ C	167
Tabel A3 :	Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 ⁰ C	168
Tabel A4 :	Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 ⁰ C	168
Gambar A1 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 2 jam	169
Gambar A2 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 4 jam	169
Gambar A3 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 6 jam	170
Gambar A4 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 C, Ht 2jam	170
Gambar A5 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 C, Ht 4jam	171
Gambar A6 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 C, Ht 6jam	171
Gambar A7 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 C, Ht 2jam	172
Gambar A8 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 C, Ht 4jam	172
Tabel A.5 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 600 C/Ht 2jam	173
Tabel A.6 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 600 C/Ht 4jam	173
Tabel A.7 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 600 C/Ht 6jam	173
Tabel A.8 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 550 C/Ht 2jam	174
Tabel A.9 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 550 C/Ht 4jam	174
Tabel A.10 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 550 C/Ht 6jam	174
Tabel A.11 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit	175

	Al-SiCp T 500 C/Ht 2 jam	
Tabel A.12 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 500 C/Ht 4 jam	175
Tabel A.13 :	Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp T 500 C/Ht 6 jam	175
Gambar A 10 :	Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 500 C Mg (0,02)	176
Gambar A 11 :	Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 500 C Mg (0,25)	176
Gambar A 12 :	Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 550 C Mg (0,02)	177
Gambar A 13 :	Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 550 C Mg (0,25)	177
Gambar A 14 :	Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 600 C Mg (0,02)	178
Gambar A 15 :	Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 600 C Mg (0,25)	178
Gambar A16 :	Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp, pada temperatur sinter 500 °C, Mg(0,02)	179
Gambar A17 :	Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp, pada temperatur sinter 500 °C, Mg(0,25)	179
Gambar A18 :	Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp, pada temperatur sinter 550 °C, Mg(0,02)	180
Gambar A19 :	Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp, pada temperatur sinter 550 °C, Mg(0,25)	180
Gambar A20 :	Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp, pada temperatur sinter 600 °C, Mg(0,02)	181
Gambar A21 :	Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp, pada temperatur sinter 600 °C, Mg(0,25)	181

DAFTAR LAMPIRAN B

Tabel B1	Densitas teoritik komposit Al-SiCp	182
Tabel B2 :	Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 ⁰ C	182
Tabel B3 :	Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 ⁰ C	183
Tabel B4 :	Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 ⁰ C	183
Tabel B5 :	Porositas komposit Al-SiCp dengan fungsi temperatur sinter dan fraksi volume 10 % dan 40 %	184
Tabel B 6 :	Porositas komposit Al-SiCp dengan wktu tahan sinter dan fraksi volume 10 % dan 40 %	184
Tabel B7 :	Densitas komposit Al-SiCp variabel dari temperatur sinter dan waktu tahan dan fraksi volume penguat SiC	185
Gambar B1 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 2 jam	186
Gambar B2 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 4 jam	186
Gambar B3 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 6 jam	187
Gambar B4 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 C , Ht 2jam	187
Gambar B5 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 C, Ht 4jam	188
Gambar B6 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550 C, Ht 6jam	188
Gambar B7 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 C, Ht 2jam	189
Gambar B8 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 C, Ht 4jam	189
Gambar B9 :	Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 C, Ht 6jam	190

DAFTAR LAMPIRAN C

Gambar C1 :	X-RD Al-SiCp /Mg = 0,02 Gr – v/v _o 40 % - Ht = 4 jam, Temperatur sinter (a) 600 ⁰ C (b) 500 ⁰ C (c) 500 ⁰ C	191
Gambar C2 :	X-RD Al-SiCp /Mg = 0,02 Gr – v/v _o 30 % - temperatur sinter 600 ⁰ C, waktu tahan (a) 6 jam (b) 4 jam (c) 2 jam	192
Gambar C3 :	X-RD. Al-SiCp /Mg = 0,25 Gr – v/v _o 40 % - temperatur sinter 600 ⁰ C, waktu tahan (a) 2 jam (b) 4 jam (c) 6 jam	193
Gambar C4	X-RD Al-SiCp /Mg = 0,25 Gr – v/v _o 40 % - Ht = 4 jam, temperatur sinter (a) 600 ⁰ C (b) 500 ⁰ C (c) 500 ⁰ C	194



DAFTAR LAMPIRAN D

Gambar D1	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T550/Ht 4 jam	195
Gambar D2	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T500/Ht 4 jam	195
Gambar D3	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T600/Ht 4 jam	196
Gambar D4	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T600/Ht 6 jam	196
Gambar D5	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,25)-40%-T600/Ht 2 jam	197
Gambar D6	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,25)-40%-T600/Ht 4 jam	197
Gambar D7	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,25)-40%-T600/Ht 6 jam	198
Gambar D8	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,25)-40%-T550/Ht 6 jam	198
Gambar D9	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T550/Ht 4 jam	199
Gambar D10	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T550/Ht 2 jam	199
Gambar D11	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC (a) 10 % (b) 20 % (c) 30 % dan (d) 40 %	200
Gambar D12	Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 40% (2000 X)	201
Gambar D13	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 30% (2000 X)	201
Gambar D14	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 20% (2000 X)	202
Gambar D15	Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 10% (2000 X)	202

DAFTAR LAMPIRAN E

Gambar E.1	Preparasi sampel dengan pemotong mikro "Isomet BUEHLER Low speed Saw"	203
Gambar E.2	Analisa elemen dengan menggunakan EDX DIGITAL CONTROLLER PHILIPS	203
Gambar E.3	Analisa mikrostruktur dengan menggunakan HRSEM	204
Gambar E.4	Kompaksi tunggal satu arah	204
Gambar E.5	Pengujian Densitas Komposit	204
Gambar E.6	Scanning Electrone Microscopy LEO	205



BAB I PENDAHULUAN

1.1. LATAR BELAKANG

Metode metalurgi serbuk pada akhir dekade ini sangat luas penerapannya dalam berbagai inovasi teknologi material. Dalam dunia industri, teknologi ini dapat diaplikasikan untuk berbagai karakteristik material, seperti sifat fisis yang meliputi sifat listrik, magnet, optik atau sifat mekanik. Keunggulan penerapan dari teknologi berbasis serbuk antara lain dapat menggabungkan berbagai sifat material yang berbeda karakteristiknya, sehingga menjadi sifat yang baru sesuai dengan sifat material yang direncanakan. Material komposit dibentuk dari dua komponen material dasar yang berperan sebagai matrik dan penguat. Komposit yang dibuat dari bahan serbuk dapat digolongkan sebagai komposit *isotropic*, dimana semua arah penguatannya mempunyai besar yang sama. Komposit dengan bahan matrik Aluminium (Al) dan penguat keramik Silikon karbida SiC partikulit, secara umum dapat dinyatakan sebagai komposit isotropik Al-SiCp. Komposit Al-SiCp merupakan salah satu jenis komposit yang banyak menjadi pusat perhatian dalam pengembangan dan penerapannya di lingkungan industri, dan masih intensif dilakukan penelitian atau pengembangannya sampai saat ini. Material komposit Al-SiCp mempunyai beberapa keunggulan sifat mekanik diantaranya, tahan korosif, tahan aus, kekuatan tinggi dan kemampuan termal yang baik. Komposit Al-SiCp termasuk kategori jenis komposit *Metal Matrix Composites (MMCs)*, yang memiliki kelemahan gaya adhesifitas antara matrik dan penguatnya atau kemampubasahan antar keduanya sangat rendah. Komposit MMCs secara umum proses pembuatan ada tiga jenis, yaitu proses fasa cair, fasa padat, dan fasa padat.

1.2. TUJUAN PENELITIAN

Pada penelitian disertasi ini bertujuan meningkatkan ikatan antar permukaan (*interfacial bonding*) antara matrik aluminium dan penguat SiC, dimana metode peningkatan kemampubasahan antar keduanya dilakukan dengan cara melapisi permukaan partikel SiC menggunakan bahan (Al+Mg) oksida.

Proses pelapisan dilakukan melalui mekanisme *electroless plating*, dan proses pembuatan komposit isotropik Al-SiCp melalui proses fasa padat..

1.2.1. Road Map Penelitian

Pada komposit yang dibuat melalui proses fasa cair untuk meningkatkan aspek kebasahan antara matrik Al dengan penguat SiC, dapat dilakukan melalui perlakuan temperatur, penambahan elemen pemadu dan pelapisan pada permukaan penguat. Penelitian peningkatan kemampu basahan antara partikel penguat SiC dan matrik Al telah banyak dilakukan oleh para peneliti di bidang rekayasa sifat material, beberapa diantaranya melakukan penelitian pada komposit Al-SiCp yang dibuat melalui fase cair oleh A. Urefia[1], dimana proses pelapisan permukaan SiC dengan membentuk silikon oksida dengan menggunakan proses perlakuan panas pada permukaan SiC. Peneliti Libo Li,[2] melakukan pelapisan SiC dengan Ni menggunakan metode *electroless plating* untuk pada proses pembuatan komposit Al-SiCp juga dilakukan pada fasa cair. Hampir sama dengan keduanya Z.P. Luo [3], melakukan pembentukan pelapisan fasa *spinel* dengan cara mengoksidasi partikel SiC untuk meningkatkan kemampubasahan komposit Al-SiCp yang diproses dalam keadaan cair. Sedangkan peneliti J. Rams [4] melakukan proses pelapisan permukaan partikel penguat SiC dengan oksida logam melalui proses metode *sol-gel*. N.P. Chenga [5] melakukan penelitian pembuatan komposit MMCs Al-SiCp dengan cara proses serbuk metalurgi, dimana peningkatan kemampu basahan gaya adesif antara matrik dan penguat dengan cara pelapisan permukaan penguat dengan senyawa alkali. Min Kang [6] melakukan proses *electroless plating* pada permukaan SiC pada pembuatan komposit dengan senyawa Ni-P, dimana proses pembuatan komposit Al-SiCp dalam fasa cair. Penelitian yang berkaitan dengan peningkatan aspek kebasahan antara Al dan SiC, analisa mikromekanik, pemodelan dan analisa mikrostruktur pada komposit Al-SiCp sampai saat ini masih banyak dilakukan.

Penelitian komposit isotropik Al-SiCp yang dibuat melalui proses fasa padat (*solid process*) dengan menggunakan bahan dasar serbuk, telah dilakukan oleh peneliti melalui beberapa tahapan topik penelitian. Tahapan-tahapan topik penelitian tersebut meliputi pengaruh variabel dimensi penguat, fraksi volume

penguat dan besarnya gaya kompaksi, tanpa menggunakan mekanisme pelapisan pada permukaan partikel SiC. Hasil penelitian tersebut menunjukkan komposit dengan dimensi penguat paling kecil dan fraksi volumenya paling tinggi mempunyai sifat mekanik yang paling baik. Aspek pembentukan *green density* yang terkait dengan besar gaya kompaksi pada campuran *bulk* Al dan SiC yang besarnya diantara *yield strenght* antara Al dan SiC, akan menghasilkan komposit yang mempunyai sifat mekanik dan performa yang paling baik. Hal tersebut bila dibandingkan dengan pemberian gaya di bawah atau jauh di atas *yield strenght* Al. Pada tahapan penelitian pertama penelitian disertasi ini dilakukan rekayasa pelapisan permukaan partikel penguat SiC dengan menggunakan bahan oksida logam yang berbeda-beda seperti magnesium oksida (MgO), cuprum oksida (CuO) dan aluminium oksida (Al₂O₃). Hasil dari ketiga jenis bahan pelapis tersebut menunjukkan peningkatan aspek kebasahan yang lebih baik dibandingkan SiC tanpa pelapisan. Hasil pengamatan dan analisa mikrostruktur pada daerah interfasial antara Al dan SiC pada komposit yang terlapis oksida logam menunjukkan adanya fasa MgAl₂O₄ (*spinel*), yang dapat berfungsi sebagai pengikat atau berperan meningkatkan aspek kebasahan antara Al dan SiC. Pada penelitian tahap kedua disertasi ini difokuskan pada pelapisan permukaan partikel SiC dengan pembentukan *spinel*, dengan cara melapisi permukaan SiC dengan ion Al+Mg menggunakan metode *electroless plating* dalam larutan elektrolit HNO₃. Variabel proses penelitian ini meliputi fraksi volume penguat, temperatur sinter dan konsentrasi ion Mg yang berbeda. Hasil penelitian menunjukkan konsentrasi ion Mg pada larutan elektrolit HNO₃ mempengaruhi kehomogenan pelapisan oksida logam yang terbentuk pada permukaan partikel SiC. Aspek kebasahan dari pelapisan (Al+Mg) oksida pada permukaan partikel SiC pada komposit Al-SiCp, sangat ditentukan oleh besarnya temperatur sinter yang dilakukan pada keadaan lingkungan vakum. Pada penelitian tahap ketiga dilakukan penambahan variabel proses yaitu waktu tahan pada saat proses sinter. Hasil penelitian pada tahapan ini menunjukkan pengaruh besarnya temperatur dan waktu tahan pada saat proses sinter, sangat mempengaruhi kualitas interaksi antarmuka antara matrik Al dan penguat SiC. Terbentuknya beberapa jenis fasa oksida logam secara kuantitatif dan kualitatif pada permukaan partikel SiC sangat

dipengaruhi oleh jumlah konsentrasi ion Mg, temperatur sinter dan waktu tahan pada saat proses sinter. Adesifitas yang berkaitan dengan kualitas ikatan antar permukaan antara penguat dan matrik dapat diidentifikasi secara kuantitatif berdasarkan nilai modulus elastisitas. Komposit Al-SiC_p yang dibuat dari variabel proses penelitian yang telah dilakukan menunjukkan komposit dengan kuantitas fasa *spinel* yang terbentuk pada daerah antarmuka terbesar memiliki nilai modulus elastisitas diantara nilai *upper* dan *lower bond* pada semua fraksi volume penguatnya. Pernyataan tersebut menunjukkan bahwa komposit Al-SiC_p mempunyai kebasahan yang tinggi, sehingga interaksi antarmukanya terbentuk sangat baik.

1.2.2. Aspek Kebaruan Penelitian

Berdasarkan penelitian dan *road map penelitian* yang sudah dilakukan, peneliti mendapatkan suatu korelasi antara fasa *spinel* yang terbentuk pada permukaan penguat partikel SiC akan meningkatkan aspek kebasahan terhadap matrik Al. Pelapisan oksida metal pada permukaan SiC sampai saat ini dapat dilakukan dengan dengan tiga cara, yaitu dengan dengan perlakuan pemanasan pada SiC, pelapisan dengan cara *spray coating* dan membentuk lapisan tipis melalui proses elektrolisa. Pada penelitian ini menggunakan metode *electroless plating* untuk proses pelapisan permukaan partikel SiC dengan *spinel*, dengan media larutan elektolit HNO₃ yang kaya ion Al dan Mg. Besarnya konsentrasi Mg, temperatur dan waktu tahan pada saat proses sinter untuk memperoleh distribusi kehomogenan pelapisan dan jumlah *spinel* yang terbentuk pada permukaan partikel SiC merupakan aspek kebaruan pada penelitian komposit Al-SiC_p yang dibuat melalui proses padat. Kontribusi penelitian ini mampu memberikan suatu nilai tambah yang baru dalam pengembangan teknologi komposit isotropik dengan menggunakan bahan dasar matrik Al dan penguat berbahan keramik SiC, yang dibuat dalam temperatur rendah atau proses dalam keadaan fasa padat.

1.3. RUMUSAN PERMASALAHAN

Penelitian ini menggunakan material serbuk alumunium dan penguat silikon karbida untuk membentuk material komposit MMSc Al-SiC_p. Rekayasa

pelapisan permukaan penguat SiC menggunakan larutan elektrolit yang kaya dengan ion logam Al+Mg, dengan cara melarutkan metal Al dan Mg ke dalam larutan elektrolit HNO₃. Proses oksidasi metal yang terbentuk pada permukaan SiC, terbentuk akibat proses reaksi reduksi-oksidasi melalui proses elektrolisa. Konsentrasi larutan elektrolit dibuat dua macam dengan konsentrasi Mg yang berbeda dan konsentarsi Al, larutan HNO₃ dibuat tetap. Permukaan partikel SiC yang telah dilapisi dengan lapisan tipis oksida metal, dijadikan sebagai penguat pada komposit Al-SiCp yang divariasikan fraksi volume, temperatur sinter, dan waktu tahan pada saat sinter dalam lingkungan vakum. Pengamatan dan analisa mikrostruktur pada daerah antarmuka antara Al dan SiC menggunakan SEM, HRSEM, EDAX dan XRD. Sifat mekanik komposit Al-SiCp dianalisa melalui pengujian *compression test*, untuk memperoleh nilai modulus elastisitasnya. Hasil analisa mikrostruktur dan pengujian modulus elastisitas komposit Al-SiCp diinterpretasikan keterkaitannya, sehingga diperoleh aspek keilmiahannya dalam menjelaskan fenomena yang terjadi berdasarkan analisa data yang diperoleh.

1.4. BATASAN PERMASALAHAN

Pada penelitian menggunakan bahan serbuk alumunium murni dan penguat keramik partikulit SiC dengan ukuran rata-rata 220 Mesh. Pada penelitian ini partikel SiC dimasukkan ke dalam larutan elektrolit HNO₃ dengan konsentrasi 68% sebanyak 40 ml yang telah dilarutkan elemen Al sebesar 0,018 mol dan konsentrasi magnesium (Mg) dibuat berbeda. Konsentrasi elektrolit pertama mengandung elemen Mg sebesar 0,0008 mol dan elektrolit yang kedua mengandung Mg sebesar 0,01 mol. Variabel fraksi volume penguat SiC bervariasi 10, 20, 30 dan 40 %, dan proses pembentukan densitas bakalan diberikan gaya kompaksi 15 kN dalam cetakan bentuk silinder berdiameter 1,8 cm dengan arah beban satu arah dalam lingkungan atmosfer. Proses sinter dilakukan dengan besar temperatur yang bervariasi 500, 550 dan 600⁰ C dan variabel waktu tahannya bervariasi 2, 4, dan 6 jam dalam lingkungan vakum (10⁻³ thor). Semua sampel komposit dianalisa mikrostrukturnya dan sifat mekaniknya mengacu pada nilai modulus elastisitas hasil pengujian *compression test* yang bersifat destruktif. Analisa aspek kebasahan secara kualitatif mengacu pada pengamatan

mikrostruktur dan fasa-fasa yang terbentuk pada daerah antarmuka. Secara kuantitatif aspek kebasahan berdasarkan nilai modulus elastisitas komposit yang dibandingkan secara analitik dengan grafik *upper* dan *lower bond*.



BAB II LANDASAN TEORI

2.1. KOMPOSIT

Komposit material merupakan kombinasi dua atau lebih material yang berbeda dengan syarat terjadinya ikatan permukaan antara kedua material tersebut. Komposit tidak hanya digunakan untuk sifat struktural tapi dapat juga dimanfaatkan untuk berbagai sifat yang lainnya seperti listrik, panas, atau material-material yang memperhatikan aspek lingkungan. Komposit pada umumnya diklasifikasikan menjadi 2 bagian yang berbeda, dimana fasa kontinyu disebut matrik dan fasa diskontinyu disebut sebagai penguat. Kriteria komposit didasarkan kepada jenis matrik yang digunakan seperti komposit bermatrik material organik yang disebut sebagai *Organic Matrix Composites* (OMCs), *Metal Matrix Composites* (MMCs) dan *Ceramic Matrix Composites* (CMCs). Berdasarkan jenis bentuk penguatnya, komposit dapat diklasifikasikan menjadi beberapa tipe komposit, partikulit, *whisker*, serat dan *woven*. Sifat komposit tergantung pada berapa proses yang mempengaruhinya, diantaranya adalah jenis material komposit yang digunakan, fraksi volume hasil proyeksi bentuk partikel mendekati sama. Komposit partikulat dengan matrik berbahan penguat, dimensi penguat, penyampuran, kompaksi, dan proses yang berkaitan dengan perlakuan termal. Keunggulan dari material MMCs, mempunyai sifat kekakuan yang tinggi, densitas yang rendah, kekerasan yang tinggi dan biaya produksi yang cukup rendah [7, 8].

Komposit bermatrik logam *Aluminium* (Al) atau disebut dengan *Aluminium Matrix composites* (AMCs) merupakan kelompok material komposit mutakhir yang mempunyai beberapa sifat keunggulan yaitu, ringan, kekerasan tinggi, modulus spesifik yang tinggi, koefisien ekspansi termal yang rendah, dan sifat ketahanan aus yang baik. Saat ini AMCs digunakan dalam industri otomotif untuk mesin *piston*, *cylinder liner*, *brake disk* dll. Proses AMCs dapat diklasifikasikan menjadi 3 hal yaitu (1) Proses dalam keadaan cair (*liquid state processing*), misalnya *stir-casting* (2) proses dalam keadaan semi padat (*semisolid*

processing) (3) metalurgi serbuk merupakan proses dalam keadaan padat (*solid state processing*) [9,10].

2.1.1. Mekanisme Penguatan Komposit

Komposit berbasis logam yang dikenal dengan MMCs termasuk kategori seperti komposit pada umumnya yang mampu meningkatkan beberapa sifat yang dimiliki material monolitik pada khususnya. Sejak material berpenguat *fiber* digunakan sebagai komposit yang mempunyai orientasi penguat dalam arah yang sama (*unidirectional composites*), material dengan penguat bentuk partikulit lebih menarik untuk dikembangkan. Hal tersebut dikarenakan mempunyai beberapa nilai kompetitif seperti biaya produksi pembuatan lebih efisien, penguatan yang bersifat isotropik, dan teknologi dan biaya operasional pembuatan yang digunakan mendekati dengan pembuatan material monolitik. Sebagian besar penelitian yang dilakukan oleh peneliti pada material komposit MMCs mencoba mengkarakterisasi sifat mekanik dari material komposit MMCs yang terkait dengan transmisi tegangan eksternal antara matrik dan penguat pada komposit isotropik.

Mekanisme penguatan pada material MMCs dapat dikategorikan menjadi dua, yaitu penguatan langsung (*direct strengthening*) dan tidak langsung (*indirect strengthening*). Penguatan langsung dalam komposit partikulit pada prinsipnya sama dengan komposit unidireksional, dimana tegangan eksternal ditransmisikan dari matrik ke penguat melalui antarmuka antara matrik/penguat. Sifat penguat yang lebih kaku dari pada matrik, akan dapat mengakibatkan beban yang diterima matrik dapat dipindahkan secara langsung ke penguat. Pengaruh aspek rasio penguat partikel jauh lebih rendah dari pada matrik, akan dapat menyebabkan transfer tegangan yang terjadi tidak seefisien, seperti pada kasus komposit dengan penguat *continuous fiber*. Komposit dengan matrik logam dan penguat keramik mempunyai perbedaan yang besar nilai muai panas antar keduanya. Hal tersebut akan menyebabkan timbulnya dislokasi pada daerah antarmuka antara matrik dan penguat pada saat proses pendinginan setelah mengalami proses pemanasan. Dislokasi induksi termal yang terjadi pada komposit akan mengakibatkan penguatan tidak langsung pada matrik. Pada material matrik yang dapat

diperlakukan panas dalam pengerasannya (*age-hardenable*), dislokasi termal induksi (yang terbentuk saat proses quenching dari *solution treatment*) akan mengakibatkan keheterogenan proses nukleasi ketika proses *aging* dilakukan. Hal tersebut tidak hanya menyebabkan keheterogenan distribusi presipitasi pada daerah antarmuka antara partikel dan matrik, tetapi kerapatan dislokasi yang tinggi juga menyebabkan percepatan untuk mencapai *peak-aging* dibandingkan tanpa penguat keramik di dalamnya. Peningkatan fraksi volume penguat atau penurunan ukuran dari dimensi penguat akan dapat meningkatkan penguatan tidak langsung, hal tersebut akan diakibatkan luas kontak antarmuka yang terjadi akan semakin besar sehingga meningkatkan dislokasi akibat proses induksi termal [10,11].

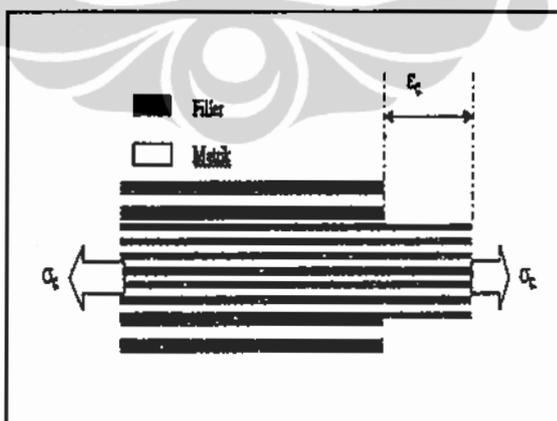
2.1.2. Orientasi Penguat Terhadap Sifat Mekanik Komposit

Karakteristik material komposit dengan matrik logam ditentukan oleh mikrostruktur dan ikatan antarmuka internal, dimana karakteristik sangat terkait dengan sifat material logam pada saat diproduksi dan proses perlakuan panas yang dilakukan pada saat memproses pembuatan komposit. Dengan demikian keadaan mikrostruktur dan fasa-fasa yang terbentuk pada logam mempunyai pengaruh yang cukup signifikan dalam perannya sebagai matrik pada komposit MMCs. Komposisi kimiawi, ukuran grain atau subgrain, tekstur, endapan, dan cacat kisi merupakan fenomena yang cukup menonjol dalam mempengaruhi sifat mekanik matrik. Penguat pada material komposit secara umum disebut sebagai fasa kedua atau disebut juga sebagai fasa diskontinyu, yang dapat dikarakterisasi berdasarkan prosentase fraksi volume, jenis, ukuran, distribusi dan orientasi penguatannya. Berbagai variasi tegangan dalam yang diakibatkan adanya perbedaan koefisien muai panjang dari material pembentuk komposit, yaitu antara matrik dan penguat merupakan faktor tambahan yang dapat berpengaruh terhadap sifat material komposit. Dengan mengetahui karakteristik komponen-komponen material pembentuk komposit, memudahkan untuk digunakan mengestimasi karakteristik sifat material komposit. Pendekatan-pendekatan kondisi ideal merupakan suatu cara untuk memudahkan menganalisa material komposit, seperti optimalisasi batas interaksi antarmuka, distribusi penguat yang dianggap

homogen, dan tidak mengabaikan pengaruh terbentuknya komponen-komponen pada matrik seperti struktur fasa atau pengendapan. Analisa tegangan pada material komposit dapat disederhanakan dengan mengambil model penguat berbentuk serat atau bidang. Ketergantungan pada arah beban dan perbedaan konstanta elastisitas pada material pembentuk komposit logamik, sangat menentukan dalam menganalisa tegangan-tegangan yang terjadi pada saat diberikan pembebanan dari luar. Konstanta-konstanta elastisitas seperti modulus elastisitas dan modulus geser, merupakan hal yang paling berperan dalam menganalisa tegangan komposit. Hal sederhana ini dapat digunakan untuk mengestimasi kekuatan komposit yang diperkuat dengan penguat berbentuk serat atau partikulit, dengan orientasi penguatan anisotropik atau isotropik [7,9].

2.1.2.1. Elastisitas Longitudinal

Komposit unidireksional merupakan komposit yang mempunyai orientasi penguat yang sama pada arah salah satu sumbu penguatan tertentu. Pemberian beban eksternal yang arahnya sama dengan orientasi penguat komposit disebut dengan beban longitudinal, maka komposit akan mengalami *strain* yang sama antara matrik dan penguat (*iso-strain*). Arah perpanjangan sama dengan arah dari beban seperti pada Gambar (2.1)



Gambar 2.1: Komposit dengan beban longitudinal [11]

Pada kondisi beban longitudinal perpanjangan ϵ (strain) pada matrik (ϵ_m) . filler (ϵ_f) dan komposit (ϵ_c) akan sama.

$$(\epsilon_m) = (\epsilon_f) = (\epsilon_c) \text{ (isostrain)} \quad (2.1)$$

dimana :

ϵ_m = *Strain* matrik

ϵ_f = *Strain* penguat

ϵ_c = *Strain* komposit

dan keterkaitan dengan gaya normal yang diberikan dinyatakan dengan :

$$F_c = F_f + F_m \quad (2.2)$$

dimana :

F_m = Gaya normal pada matrik (N)

F_f = Gaya normal pada penguat (N)

F_c = Gaya normal pada komposit (N)

dan pada luas penampang pada konstituen pembentuk komposisi yang terjadi adalah

$$A_c = A_f + A_m, \quad (2.3)$$

Dimana

A_m = Luas penampang matrik (m²)

A_f = Luas penampang penguat (m²).

A_c = Luas penampang komposit (m²)

Sehingga keterkaitan ketiga persamaan di atas diperoleh :

$$\sigma_c = \sigma_f \frac{A_f}{A_c} + \sigma_m \frac{A_m}{A_c} \quad (2.4)$$

dimana :

$\sigma_m =$ *Stress* normal pada matrik (N/m²)

$\sigma_f =$ *Stress* normal pada penguat (N/m²)

$\sigma_c =$ *Stress* normal pada komposit (N/m²)

maka dapat direduksi menjadi

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m \quad (2.5)$$

$$V_f = \frac{v_f}{v_f + v_m} \text{ atau } V_m = \frac{v_m}{v_f + v_m} \quad (2.6)$$

Dimana :

$v_f =$ Volume penguat (m³)

$v_m =$ Volume matrik (m³)

$V_f =$ Fraksi volume penguat

$V_m =$ Fraksi volume matrik

maka modulus elastisitas komposit longitudinal E_c^* (*upper bound*) merupakan perbandingan antara *stress normal* terhadap *strain normal* dapat dinyatakan sebagai hukum campuran (*rule of mixture*) sebagai berikut [10,11,12]:

$$E_c^* = E_f V_f + E_m V_m \quad (2.7)$$

Dimana :

$E_c^* =$ modulus elastisitas komposit longitudinal (GPa)

$E_f =$ Modulus elastisitas penguat (GPa)

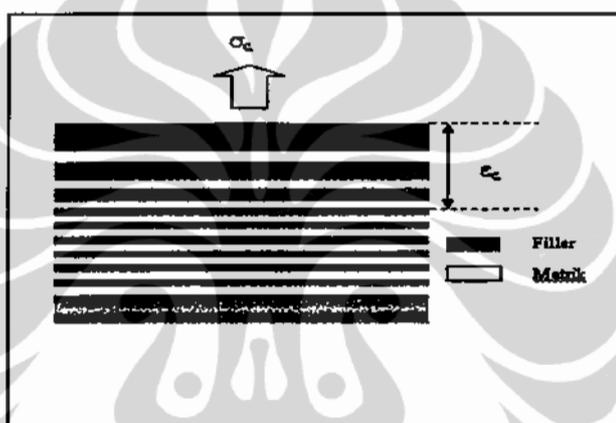
$E_m =$ Modulus elastisitas matrik (GPa)

$V_f =$ Fraksi volume penguat

$V_m =$ Fraksi volume matrik

2.1.2.2 Elastisitas Transversal

Beban transversal pada material komposit unidireksional, merupakan pemberian beban eksternal dengan arah yang tegak lurus dengan luas penampang penguat. Akibat pemberian beban yang kuat pada arah tersebut menyebabkan terjadinya elongation yang berbeda antara penguat dan matrik, tetapi besar beban eksternal yang dialami pada matrik dan penguat sama besar (*isostress*), seperti pada Gambar 2.2.



Gambar 2.2 : Komposit dengan beban transversal [11]

Pada saat mengalami beban transversal komposit dapat dianalisa konstanta-konstanta tegangannya sebagai berikut [10,11,12] :

$$\sigma_c = \sigma_f = \sigma_m \text{ (isostress).} \quad (2.8)$$

dimana :

σ_c = *Stress* normal komposit (N/m^2)

σ_f = *Stress* normal penguat (N/m^2)

σ_m = *Stress* normal matrik (N/m^2)

Perpanjangan dari komposit (l_c) akibat beban eksternal merupakan perpanjangan total yang dikontribusi dari perpanjangan penguat (l_f) dan matrik (l_m).

$$l_c = l_f + l_m \quad (2.9)$$

Maka *elongation* dari komposit ε_c merupakan jumlahan dari *elongation* penguat ε_f dan matrik ε_m dikalikan dengan fraksi volume masing-masing komponen pembentuk komposit ($V_f; V_m$). Secara analitik dapat dinyatakan dengan persamaan :

$$\varepsilon_c = \varepsilon_f \frac{l_f}{l_c} + \varepsilon_m \frac{l_m}{l_c} \quad (2.10)$$

dan direduksi ,

$$\varepsilon_c = \varepsilon_f V_f + \varepsilon_m V_m \quad (2.11)$$

Sehingga modulus elastisitas dari komposit pada beban transversal (E_c^\perp) (*lower bound*) dapat dinyatakan dengan :

$$\frac{1}{E_c^\perp} = \frac{V_f}{E_c} + \frac{V_m}{E_m} \quad (2.9)$$

atau dapat dinyatakan dengan :

$$E_c^\perp = \frac{E_m E_f}{E_f V_m + E_m V_f} \quad (2.10)$$

E_c^\perp = modulus elastisitas komposit longitudinal (GPa)

E_f = Modulus elastisitas penguat (GPa)

E_m = Modulus elastisitas matrik (GPa)

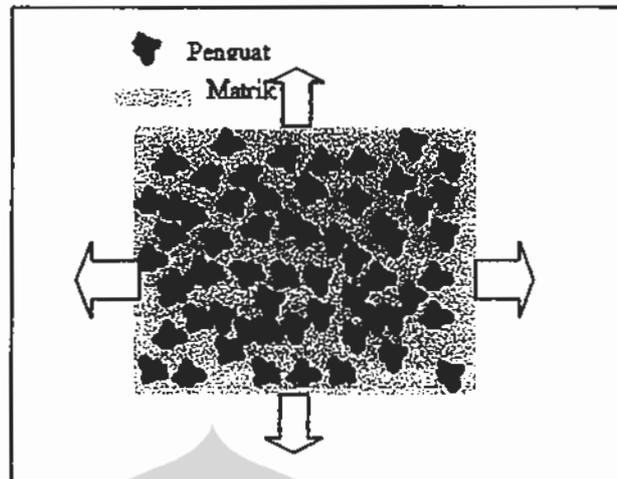
V_f = Fraksi volume penguat

V_m = Fraksi volume matrik

2.1.2.3 .Komposit Isotropik

Komposit isotropik merupakan salah satu struktur penguatan pada komposit yang mempunyai orientasi penguatan kesegala arah sama besarnya. Pada umumnya material komposit ini menggunakan material matrik polimer atau logam yang diperkuat dengan material keramik berbentuk *wishker* atau partikulit.

Banyak model yang digunakan untuk memprediksi nilai modulus elastisitas material komposit MMCs, pada dasarnya pendekatan tersebut dengan menganggap ikatan antara matrik dan penguat partikel terjadi secara sempurna. Pengaruh perubahan fraksi volume penguat terhadap modulus elastisitas komposit secara teoritik pada umumnya menggunakan konsep dasar *rule of mixer (ROM)*. Konsep dasar dari ROM adalah menganggap perlakuan tegangan pada material komposit adalah *iso-strain* (pada pembebanan longitudinal) dan *iso-stress* (pada pembebanan transversal) pada matrik dan penguatnya. Secara eksperimen nilai modulus elastisitas komposit biasanya lebih rendah dari nilai teoritik yang berdasarkan konsep *iso-strain* dari konsep ROM dan nilainya menjadi lebih tinggi bila menggunakan menggunakan konsep *iso-stress* dari ROM. Modifikasi dari keduanya dilakukan oleh Tsai-Halpin dan Hashin-Shtrikman untuk diaplikasikan pada material MMCs dengan penguat partikulit. Beberapa model penguatan seperti *shear lag model*, *dislocation models*, *forest hardening*, *elastic peg* dan *punching model* [8]. Model sederhana seperti ROM atau *invers rule of mixtures (IROM)*, yang digunakan untuk memprediksi modulus elastisitas komposit *fibers* dapat diterapkan pada material *particulate reinforcement metal matrix composites (PRMMCs)*. Hal tersebut yang digunakan Halpin-Tsai dalam memprediksi nilai modulus elastisitas komposit PRMMCs dengan rasio volume penguat yang rendah. Pada komposit isotropik partikulit dapat digunakan persamaan Tsai Halpin. Dengan menerapkan faktor geometri atau bentuk partikel penguat yang mengacu pada bentuk geometri dari partikel penguat. Fungsi dari arah pembebanan, geometri dan orientasi penguat dapat menjadi bahan pertimbangan dari faktor geometri. Keterkaitan besar modulus elastisitas isotropik seperti pada Gambar 2.3 dengan fraksi volume penguat dinyatakan oleh persamaan berikut ini :



Gambar 2.3 : Komposit isotropik dengan semua arah penguatan tegangan sama[11]

$$E_c = \frac{E_m(1 + 2SqV_f)}{1 - qV_f} \quad (2.11)$$

Dimana :

$$q = \frac{(E_f / E_m) - 1}{(E_f / E_m) + 2S}$$

Dimana S merupakan faktor geometri fiber, merupakan rasio dari panjang (l) dan diameter (d) dari penguat atau (l/d). Sedangkan E_c , E_m dan E_f merupakan modulus elastisitas komposit, modulus elastisitas matrik dan modulus elastisitas penguat. Untuk V_f merupakan fraksi volume penguat.

2.2. PROSES PEMBUATAN METAL MATRIX COMPOSITE (MMCs)

Komposit MMCs merupakan salah satu jenis komposit yang mampu menggantikan peran material monolitik karena kemampuan yang cukup akomodatif dalam mencapai berbagai karakteristik sifat material yang diinginkan. Sifat mekanik material seperti kekuatan tinggi, kekakuan, dan lebih ringan merupakan beberapa sifat yang dapat dicapai dengan mudah dengan menggunakan teknologi komposit. Teknologi pembuatan komposit MMCs yang

banyak dikembangkan dewasa ini mengacu pada keadaan wujud dari salah satu elemen material komposit yang digunakan. Pada komposit MMCs dengan menggunakan penguat keramik partikulit, keadaan wujud dari matrik logam pada saat proses pembuatan komposit, seperti dalam keadaan cair atau padat sebagai pembeda dari jenis model proses pada komposit.

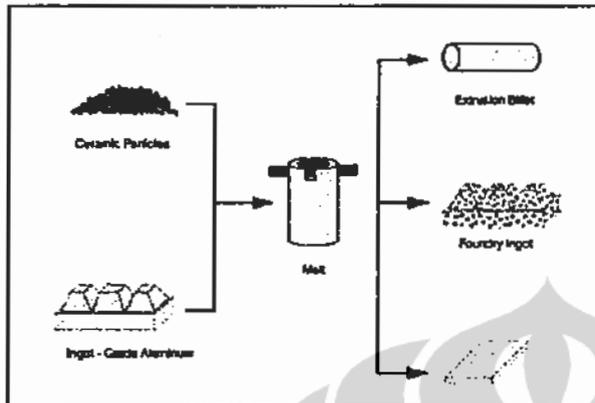
2.2.1. Proses MMCs Fasa Cair

Pada proses pembuatan material komposit melalui proses fasa cair, pada umumnya dilakukan mengacu pada temperatur cair dari material matrik. Material matrik pada umumnya mempunyai kekuatan lebih rendah dari material penguatnya, dan memiliki temperatur leleh lebih rendah dibandingkan temperatur leleh dari penguat. Aspek tingginya temperatur yang digunakan sangat berpengaruh terhadap ikatan antara matrik dan penguatnya, dan terbentuknya porositas pada komposit. Pada pembuatan komposit MMCs fasa cair dapat dilakukan melalui beberapa cara seperti proses *casting* dan *squeeze casting*.

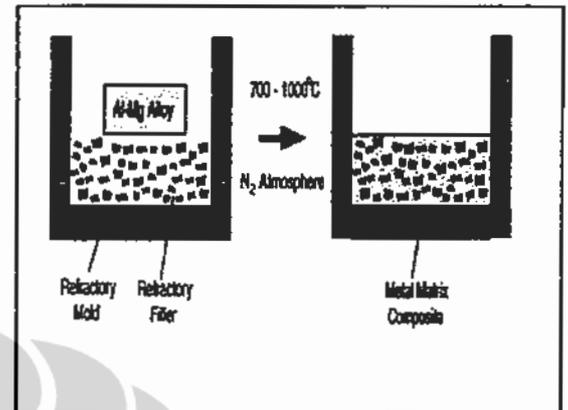
2.2.1.1 Proses Casting atau Infiltrasi

Pada proses ini pembuatan komposit dengan kondisi matrik dalam keadaan cair, yang diperkuat dengan material bentuk fiber atau partikulit dalam keadaan padat. Pada komposit MMCs yang menggunakan material penguat fiber, cenderung terjadi reaksi kimia antara permukaan fiber dan permukaan matrik yang cenderung bersifat destruktif. Untuk mengatasi hal tersebut diberikan lapisan tipis logam pada fiber, sehingga dapat meningkatkan aspek kemampubasahan antara matrik dan penguat. Penguat dengan bentuk partikulit keramik biasanya diinfiltrasi ke dalam logam cair, proses tersebut dikenal dengan *proses Duralcan*. Salah satu contoh proses tersebut adalah penyampuran material keramik (Al_2O_3 ; SiC) ke dalam cairan aluminium, di atas temperatur liquidusnya dan disertai proses *stirring* untuk kehomogenan campuran. Partikel penguat yang biasa digunakan mempunyai orde ukuran antara 2–3 μm , ukuran penguat yang kecil akan dapat meningkatkan luas kontak antar permukaan antara matrik dan penguat. Proses *Primex (Lanxide)* merupakan proses pembuatan MMCs fasa cair dengan metode yang lain, dimana material alloy Al-Mg diinfiltrasi ke dalam

keramik dalam lingkungan atmosfer yang kaya dengan nitrogen. Kecepatan rata-rata infiltrasi dari alloy Al-Mg ke dalam keramik lebih kecil 25 cm/h.



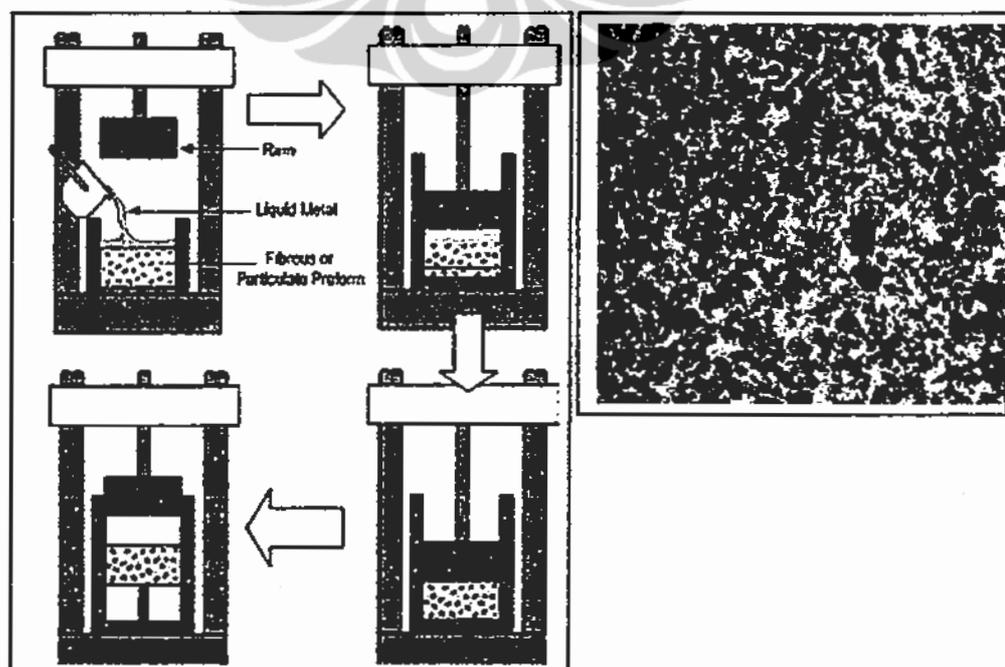
Gambar 2.4: Proses casting MMCs [9]



Gambar 2.5: Proses Primex MMCs [9]

2.2.1.2 Squeeze casting atau Pressure infiltration

Proses *Squeeze casting* atau infiltrasi bertekanan (*Pressure infiltration*) hampir sama dengan proses infiltrasi tetapi pada proses ini, pada saat mengalami solidifikasi diberi gaya tekanan dari luar. Keuntungan proses tersebut dapat mengurangi porositas, kemampubasahannya tinggi, meminimalisasi reaksi antara penguat dengan matrik sebab proses dilakukan dalam waktu yang singkat. Pada penguat berjenis fiber biasanya dilakukan penekanan dengan menggunakan gas inert, sehingga pengaruh lingkungan dapat dihindari seperti Gambar 2.6



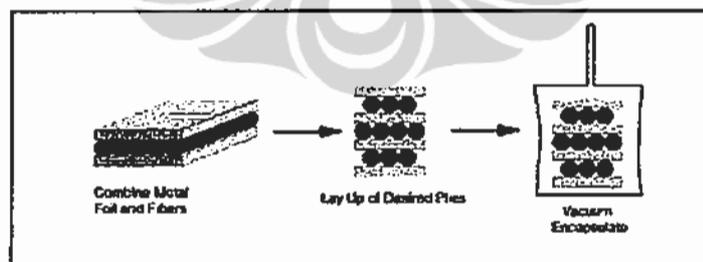
Gambar 2.6: Proses *Squeeze casting* atau *Pressure infiltration* dan mikrostruktur Al/SiC_p [9]

2.2.2. Proses MMCs Fasa Padat

Proses pembuatan komposit MMCs yang dilakukan melalui proses padat, merupakan salah satu proses pembuatan komposit yang dalam penggabungan antara material matrik dan penguatnya pada temperatur di bawah titik lebur dari matrik. Proses pembuatan komposit melalui fasa ini, bertujuan menghindari reaktifitas antara matrik dan penguat yang menimbulkan kegagalan dalam pembuatan komposit, disamping itu reaktifitas material komposit terhadap lingkungan juga dapat diminimalisasi. Mekanisme proses MMCs melalui fasa padat ada beberapa cara diantaranya, ikatan difusi, proses deformasi, dan proses serbuk

2.2.2.1 Ikatan difusi (*Diffusion Bonding*)

Teknik ini biasanya digunakan untuk menggandengkan dua jenis material logam yang berbeda atau sama. Interdifusi atomik antar permukaan logamik terjadi pada keadaan temperatur tinggi, yang bertujuan untuk terjadi ikatan antar permukaan. Keuntungan teknik ini mampu memproses dari berbagai macam logam dengan kontrol orientasi dan fraksi volume penguat. Kerugian proses ini adalah membutuhkan waktu yang lama, penggunaan temperatur yang tinggi, tekanan yang besar dan bentuk produksi yang terbatas sebagaimana pada Gambar 2.7.

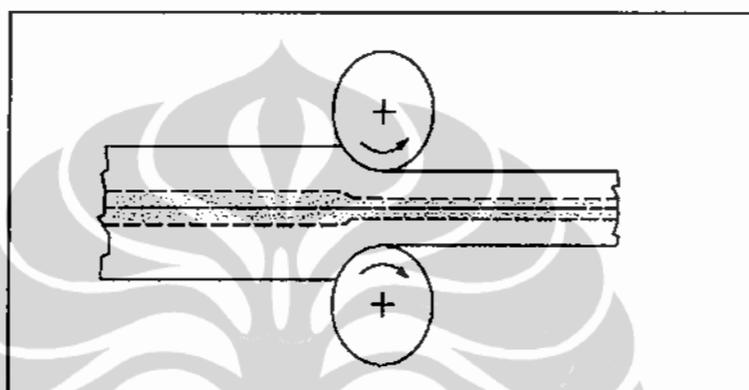


Gambar 2.7: Proses *diffusion bonding* [13]

2.2.2.2 Proses Deformasi (*Deformation Processing*)

Proses pembuatan komposit secara mekanik pada material logam-logam dapat dilakukan dengan metode *swaging*, *drawing*, *rolling* pada dua material yang *ductile*, yang digandengkan secara mekanik. Sifat-sifat deformasi material yang diproses sebagai komposit tergantung dari dimensi material pada saat awal

proses. Pada umumnya *billet* dari dua fasa alloy yang digunakan, disiapkan melalui proses *casting* atau proses metalurgi serbuk. Teknik *roll bonding* digunakan untuk menghasilkan komposit lamina yang terdiri dari beberapa lapis logam yang berbeda. Penggunaan *roll bonding* dengan *hot pressing* biasanya digunakan untuk membuat lamina komposit Al dengan penguat diskontinyu MMCs sebagaimana pada Gambar 2.8.

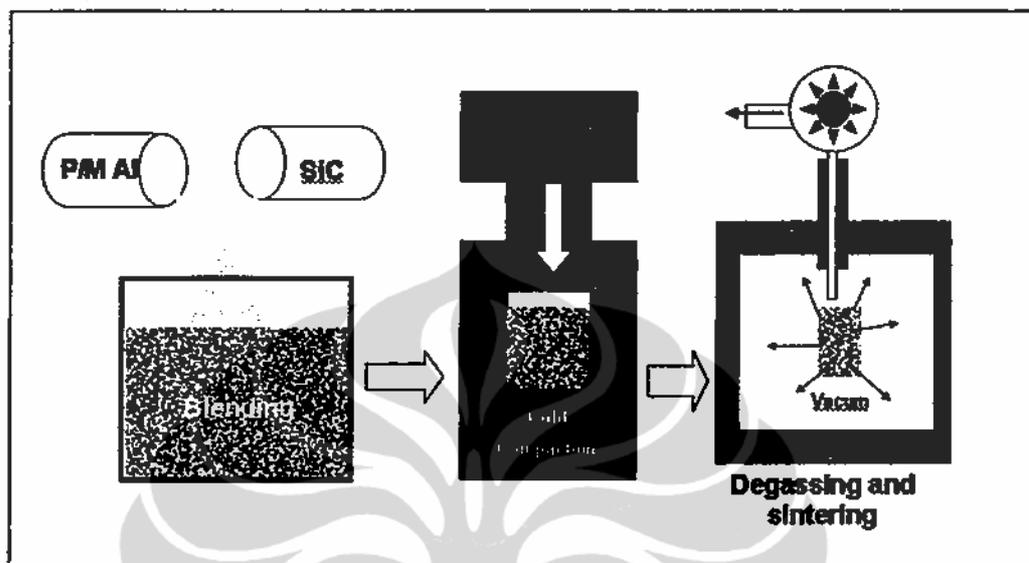


Gambar 2.8: Proses roll bonding komposit [9]

2.2.2.3 Proses Powder (Powder Processing)

Pembuatan material komposit MMCs dengan proses serbuk menggunakan prinsip metode deformasi pada matrik yang diperkuat dengan penguat partikulit atau serat pendek. Proses ini melalui tahapan proses penekanan dingin dan dilanjutkan dengan proses sinter atau dapat juga melalui proses penekanan panas. Pada mulanya matrik dan penguat dicampur dan diaduk sampai distribusi penguat homogen di dalam matrik. Setelah proses tersebut material dilakukan proses pressing untuk mendapatkan densitas bakalan dimana kerapatan material pada proses ini mencapai 80%. Setelah proses tersebut dilakukan proses *canning*, yang bertujuan mengurangi kelembaban atau penghilangan gas (*degassing*). Untuk meningkatkan densitas dari material komposit dilanjutkan proses sinter, dimana pada proses ini terjadi difusi antar permukaan partikel penguat dan matrik. Terbentuknya jembatan cair pada daerah antar muka merupakan fasa baru yang berperan sebagai pengikat. Fasa tersebut mempunyai peranan yang cukup signifikan dalam meningkatkan aspek kemampubasahan antara matrik dan

penguat pada proses pembuatan komposit dengan metode metalurgi serbuk sebagaimana pada Gambar 2.9.



Gambar 2.9: Proses metalurgi serbuk dengan *cold compaction* [13]

2.3. MEKANISME PEMBUATAN KOMPOSIT BERBASIS PADA SERBUK LOGAM

Proses pembuatan komposit isotropik MMCs melalui fasa padat pada serbuk logam, banyak dikembangkan pada akhir dekade ini. Hal tersebut terkait dengan beberapa keunggulan pada pembuatan komponen yang dibuat melalui proses serbuk logam diantaranya memiliki presisi dimensi produk yang tinggi. Tahapan proses serbuk logam dalam pembuatan komposit MMCs yang diawali dengan proses karakterisasi partikel serbuk sampai tahapan akhir pada proses sinter, mempunyai tujuan utama yaitu meningkatkan kemampuan interaksi antar muka antar partikel pembentuknya. Masing-masing tahapan proses akan saling terkait dengan produk akhir pada pembuatan komposit MMCs. Komposit MMCs yang baik sifat mekaniknya dapat diindikasikan dari nilai sifat mekaniknya merupakan perpaduan antara sifat matrik dan penguatnya [10].

2.3.1. Karakteristik Material Serbuk

Karakteristik material serbuk pada pembuatan komposit MMCs meliputi beberapa dasar yang umum seperti ukuran serbuk, bentuk, luas spesifik permukaan serbuk, dan karakteristik kimiawi [12]. Karakteristik material serbuk memerlukan biaya operasional yang tinggi pada mulanya, tetapi pada akhirnya akan menjadi sangat efektif dalam proses pembuatannya. Parameter-parameter karakteristik sangat diperlukan dalam mengendalikan kualitas mekanik material komposit dan menekan biaya produksi dalam membuat produk dengan kualitas yang tinggi.

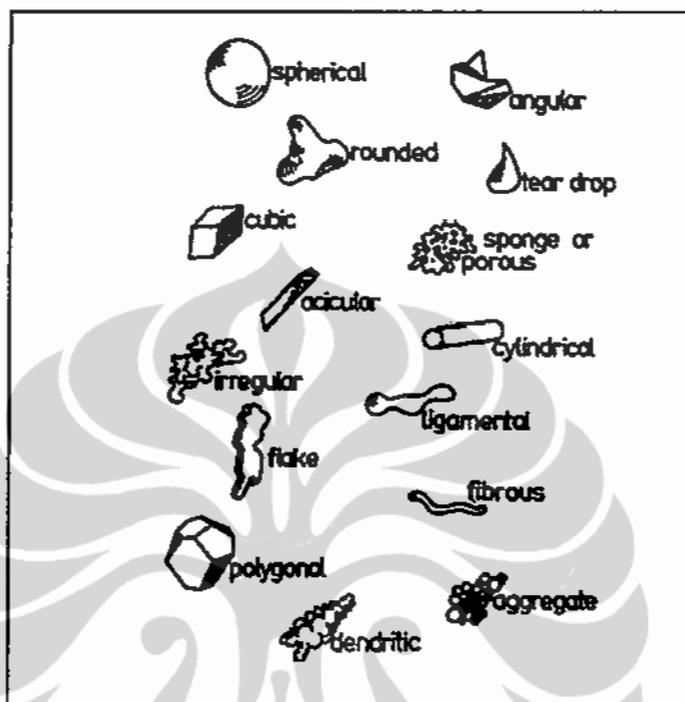
2.3.1.1. Ukuran Partikel dan Distribusi Ukuran

Ukuran partikel serbuk secara umum ditentukan melalui distribusi ukuran dari serbuk, dimana hal tersebut sangat diperlukan dalam mendisain kamampatan, temperatur dan waktu tahan sinter pada saat proses konsolidasinya. Ukuran dan distribusi ukuran partikel dalam pengukurannya, biasanya partikel dianggap berbentuk bola dan berukuran sama dengan diameter bola dan mempunyai sifat-sifat fisis yang sama. Metode pengukuran partikel serbuk menggunakan parameter satu geometri yang disebut dengan *a single linier measurement*. Metode tersebut menggunakan saringan (*sieving*) dengan diameter lubang sama dengan unit lebar *square* yang dapat dilalui partikel. Maka ukuran partikel serbuk sangat bersifat relatif, menggunakan uji tersebut ukuran partikel dinyatakan sebagai distribusi ukuran partikel.

2.3.1.2. Bentuk Partikel

Penentuan bentuk partikel relatif lebih sulit dalam pengukurannya, agar dapat diperoleh parameter tunggal dalam identifikasinya. Karakterisasi bentuk partikel secara umum dapat diskripsikan secara kualitatif. Proses fabrikasi pada pembuatan serbuk itu sendiri dapat merekayasa bentuk partikel yang akan dibuat. Sebagai contoh pembuatan partikel berbentuk bola dibuat berdasarkan tegangan permukaan pada saat proses pendinginan cair dengan waktu yang singkat, sehingga proses solidifikasinya berjalan sangat cepat. Bentuk partikel serbuk sangat tergantung pada energi permukaan partikel, hal tersebut dapat divariasikan

melalui komposisi kimia pada saat proses pelelehan dan energi yang digunakan. Bentuk akhir dari partikel dapat dibandingkan secara visual dan klasifikasi secara numerik [9]. Beberapa tipe serbuk dapat dilihat pada Gambar 2.10 berikut ini :



Gambar 2.10. Bentuk- kualitatif partikel serbuk[9]

2.3.1.3. Pengaruh Bentuk dan Ukuran Pada Kerapatan Partikel

Faktor bentuk, ukuran dan distribusi pada partikel sangat mempengaruhi gaya gesek antar partikel, hal tersebut terjadi pada saat partikel serbuk mengalami aliran akibat pemberian beban eksternal atau gravitasi. Luas permukaan serbuk akan meningkat dengan semakin kecilnya ukuran partikel, hal tersebut berlaku pada bentuk partikel bulat simetri dan bentuk *irregular*. Peningkatan interaksi luas permukaan partikel akan mengakibatkan kenaikan gaya gesek antar partikel dan menghambat aliran serbuk. Faktor-faktor yang dapat menurunkan gesekan antar partikel adalah kekasaran permukaan, bentuk partikel dan pelumasan. Pada serbuk material oksida umumnya mempunyai gesekan antar partikel rendah, karena permukaannya yang halus dan bersifat keras, sehingga dapat menurunkan gesekan antar permukaannya.

Klasifikasi ukuran dan bentuk partikel serbuk dapat digunakan untuk menentukan densitas kemampatan (*packing density*) yang disebut juga sebagai

apparent density. *Apparent density* adalah perbandingan berat terhadap volume serbuk dalam keadaan lepas (*loose state*), dan teknik pengukurannya menggunakan *Hall flow-meter funnel* (ASTM B212). Parameter *apparent density* sangat diperlukan untuk mengontrol volume dan berat serbuk setelah kompaksi. Densitas serbuk setelah proses kompaksi biasa disebut dengan densitas bakalan. Salah satu efek dari ukuran dan bentuk serbuk, adalah aliran serbuk yang dipengaruhi friksi inter partikel. Pada saat friksi interpartikel meningkat maka akan terjadi penurunan *apparent density* nya, hal tersebut dikarenakan buruknya aliran partikel-partikel yang saling berdekatan. *Apparent density* disamping tergantung pada bentuk dan ukuran juga tergantung pada bilangan kordinasi kemampatan (*packing coordination number*), parameter tersebut menunjukkan jumlah tetangga terdekat partikel yang berinteraksi. Semakin tinggi bilangan kordinasinya N_c , maka densitas serbuk semakin tinggi. Keterkaitan antara *apparent density* terhadap bilangan kordinasi dinyatakan dengan [12,14] :

$$\rho = ((N_c - 1) / N_c) \quad (2.12)$$

dimana :

ρ = Densitas fraksional (*packing factor*)

N_c = Bilangan kordinasi

Nilai dari *packing factor* akan ekivalen terhadap partikel-partikel *polyhedral* dengan ukuran yang uniform.

2.3.2. Proses *Pre-Compacting / Blending* Serbuk Logam

Pada umumnya partikel-partikel serbuk yang terdiri dari dua atau lebih jenis yang berlainan, cenderung terjadi pengelompokan pada sesama jenis partikel. Proses sebelum kompaksi (*pre-compacting*) bertujuan untuk meningkatkan distribusi kehomogenan dan mengecilan ukuran partikel sebelum perlakuan kompaksi atau proses selanjutnya sinter. Pada umumnya langkah-langkah diklasifikasikan sebagai pencampuran dan pelumasan. Proses sebelum kompaksi yang lain seperti proses pencampuran dengan tujuan mereduksi ukuran

partikel, menghilangkan permukaan dari lapisan oksida dan meminimalisasi aglomerasi partikel sehingga dapat meningkatkan aliran serbuk. Proses menyampur dapat dilakukan dalam dua keadaan yaitu campuran basah dan campuran kering. Pada keduanya perbedaannya menggunakan media penyampur cair yang bersifat polar, dan yang lain tanpa menggunakan media penyampur. Proses penyampuran biasanya digunakan serbuk pelumas padat yang bertujuan mengurangi friksi interpartikel dan friksi antara partikel dengan dinding cetakan pada saat proses kompaksi. Bahan pelumas padat yang sering digunakan dalam proses serbuk logam adalah *Zinc stearates*, dimana material tersebut mempunyai titik leleh 130°C dengan kerapatan $1,09 \text{ gr/cm}^3$. Peranan penambahan pelumas dapat mereduksi pengaruh luas kontak area partikel, sehingga dapat meningkatkan aliran dalam pembentukan *apperent density* atau *green density* dari partikel serbuk.

2.3.3. Kompaksi Metalurgi Serbuk

Proses kompaksi pada serbuk digunakan untuk mendapat bentuk produk yang diinginkan seperti, kontrol dimensi, kerapatan dan kekuatan, sehingga produk yang dibuat dapat dikendalikan pada proses selanjutnya. Secara konvensional proses kompaksi dilakukan dengan cara memberikan tekanan mekanik, sehingga proses perekatan antar partikel-partikel yang saling berdekatan dapat terjadi dan meminimalisasi rongga-rongga antar partikel. Gaya tekan yang tinggi akan mengakibatkan deformasi plastis pada partikel-partikel serbuk, sehingga dapat meningkatkan luas kontak antar partikel. Interaksi interpartikel dapat terjadi melalui proses pengelasan dingin, gaya tarik lemah dan *interlocking* mekanik antar permukaan. Kekuatan yang timbul setelah proses kompaksi disebut sebagai *green strength*, dan densitas yang terjadi biasa disebut *green density*. Berdasarkan arah penekanan ada dua jenis model penekanan yaitu *uni axial pressing* dan *isostatic pressing*. *Uniaxial pressing* ada dua jenis yaitu kompaksi satu arah (*single action compaction*) dan kompaksi dua arah. Kompaksi berdasarkan keadaan temperatur lingkungannya ada dua yaitu penekanan dingin (lingkungan atmosfer) dan penekanan panas (dalam lingkungan perlakuan termal). Pemilihan arah dan lingkungan kompaksi disesuaikan dengan disain dan jenis

material serbuk yang digunakan dalam pembuatan komposit berbasis metalurgi serbuk [10].

2.3.4. Proses Sinter Metalurgi Serbuk

Setelah proses kompaksi dilanjutkan dengan proses sinter, proses sinter merupakan proses perlakuan panas di bawah titik lelehnya yang bertujuan meningkatkan kerekatan antar partikel serbuk melalui mekanisme ikatan kimiawi di dalam struktur padatnya. Proses sinter dapat dilakukan dalam tiga lingkungan sesuai dengan kebutuhan dan karakteristik material, yaitu lingkungan atmosfer, vakum dan inert. Proses sinter yang dilakukan bersamaan dengan proses kompaksi disebut penekanan panas dan *hot isostatic pressing* (HIP). Pada proses sinter yang dilakukan pada temperatur di atas temperatur leleh salah satu atau lebih fasa pembentuk material komposit disebut dengan sinter fasa cair (*liquid phase sinter*). Pada proses sinter bertujuan meningkatkan interaksi antarmuka pada material pembentuk komposit berbasis serbuk logam, melalui mekanisme difusi atomik antar permukaan. Proses tersebut dapat menyebabkan penurunan porositas yang terbentuk setelah proses kompaksi, sehingga dapat meningkatkan performa mekanik material komposit yang dibuat.

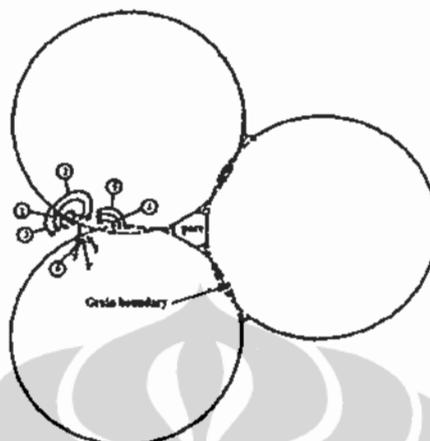
2.4. JENIS MEKANISME SINTER

Proses sinter pada material berbasis serbuk logam, dapat dilakukan melalui dua jenis mekanisme yaitu keadaan padat (*solid*) dan keadaan cair (*liquid*). Tujuan proses ini untuk meningkatkan kompaktibilitas antar partikel melalui mekanisme difusi antar permukaan, yang menyebabkan terbentunya fasa perantara pada daerah interaksi antarmuka partikel.

2.4.1. Sinter Dalam Keadaan Padat (*Solid State Sinter*)

Pada saat dilakukan sinter dalam keadaan padat pada partikel serbuk, transportasi massa dapat terjadi melalui fasa uap atau fasa padat. Untuk sinter pada serbuk dengan ukuran orde mikron, kontribusi fasa uap terhadap keseluruhan transportasi massa dapat diabaikan atau tidak dianggap. Mekanisme pergerakan atom-atom pada saat proses sinter dalam keadaan padat pada *bulk*

dapat terjadi melalui mekanisme difusi. Mekanisme tersebut dapat digambarkan pada Gambar 2.11 berikut ini



Gambar 2.11 : Mekanisme transportasi masa selama proses sintering dalam keadaan padat [15]

Mekanisme transportasi massa selama proses sinter dalam pembentukan leher bertujuan untuk meminimalisasi pori, yang terbentuk diantara partikel dan dapat terjadi melalui beberapa macam proses difusi. Mekanisme difusi atomik pada permukaan terjadi akibat terjadinya transportasi massa atomik pada daerah antar permukaan partikel, selanjutnya ada difusi kisi dimana difusi ini terjadi pada daerah permukaan partikel serbuk, sedangkan transportasi uap terjadi adanya perubahan fasa padat menjadi uap pada daerah permukaan partikel. Untuk difusi daerah batas butir terjadi pada daerah batas butir, hampir sama dengan difusi kisi tetapi terjadi juga pada daerah batas butir. Semua proses transportasi massa akibat difusi akan menimbulkan *necking*, yang secara keseluruhan akan meningkatkan ikatan antar partikel serbuk.

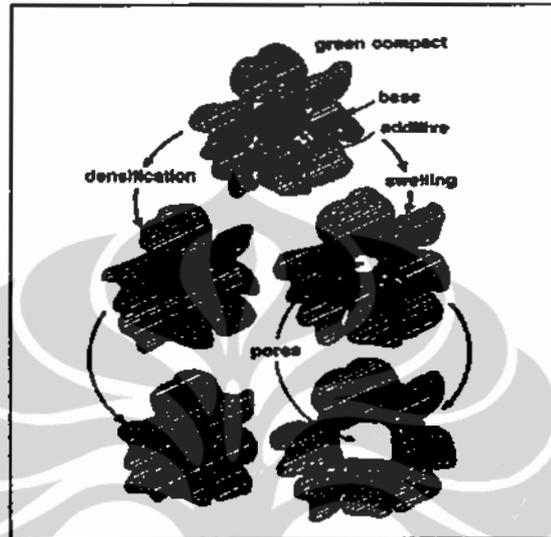
Secara teoritik gaya penggerak sinter dapat dinyatakan dengan $\gamma(dA/dV)$, dimana γ merupakan energi spesifik permukaan pada partikel dan dA merupakan penurunan permukaan yang dikaitkan perubahan volume, dV . Gaya penggerak dapat menyebabkan peningkatan densitas jika mekanisme transportasi massanya dapat terjadi dengan sempurna. Hal tersebut dapat dinyatakan dengan [9] :

$$I = F(T) \gamma (dA/dV) \quad (2.13)$$

Dimana I adalah fluks material (*flux material*), $F(T)$ koefisien transportasi masa yang tergantung pada temperatur dan $\gamma (dA/dV)$ merupakan gaya penggerak. Berdasarkan persamaan di atas flux material mempengaruhi densifikasi material, yang akan meningkat dengan peningkatan mobilitas material, $F(T)$ atau peningkatan gaya penggeraknya. Peningkatan kualitas sinter dapat dilakukan dengan cara penambahan material aditif pada bahan paduan, dimana pada material tersebut berkontribusi dalam meningkatkan kemampuan antar partikel dan meningkatkan kompaktilitas interaksi antar partikel. Ada tiga kriteria material aditif yang dapat berperan meningkatkan keberhasilan proses sinter :

1. Serbuk harus dapat larut dalam material aditif dan kelarutan sebaliknya harus rendah. Jika kelarutan aditif pada basenya sangat rendah, akan mengakibatkan terjadi segregasi aditif pada batas antar partikelnya. Densifikasi yang terjadi pada *base* material yang terbentuk akibat proses transportasi massa melalui aditif, hal tersebut akan menimbulkan leher sehingga dapat mengeliminasi pori dan meningkatkan kekuatannya. Kemungkinan lain yang dapat terjadi adalah aditif mengalir ke dalam base material yang mengakibatkan *swelling*.
2. Segregasi fasa aditif juga sangat penting dalam meningkatkan kemampuan sinter. Untuk meningkatkan kualitas sinter material aditif harus dihilangkan pada daerah batas partikel pada saat proses sinter. Penambahan pelarut yang mudah diuapkan pada temperatur rendah, khususnya pada material aditif yang mempunyai kelarutan rendah terhadap base material segregasi ditimbulkan dengan cara menurunkan liquidus dan solidus dari base material yang diperlakukan sinter.
3. Efektifitas bahan aditif ditentukan oleh pengaruh kecepatan transportasi massa pada base material. Proses sinter akan terjadi dengan cepat pada saat rasio difusifitas material base pada material aditif terhadap difusi internal di dalam base material lebih besar. Pada saat material aditif dalam bentuk fasa liquid, maka difusifitas yang terjadi dapat meningkat dengan cepat.

Proses terbentuknya porositas dan peningkatan densitas akibat mekanisme penambahan material aditif pada saat proses sinter, seperti yang dijelaskan di atas secara mudah dapat di visualisasikan seperti pada Gambar 2.12.

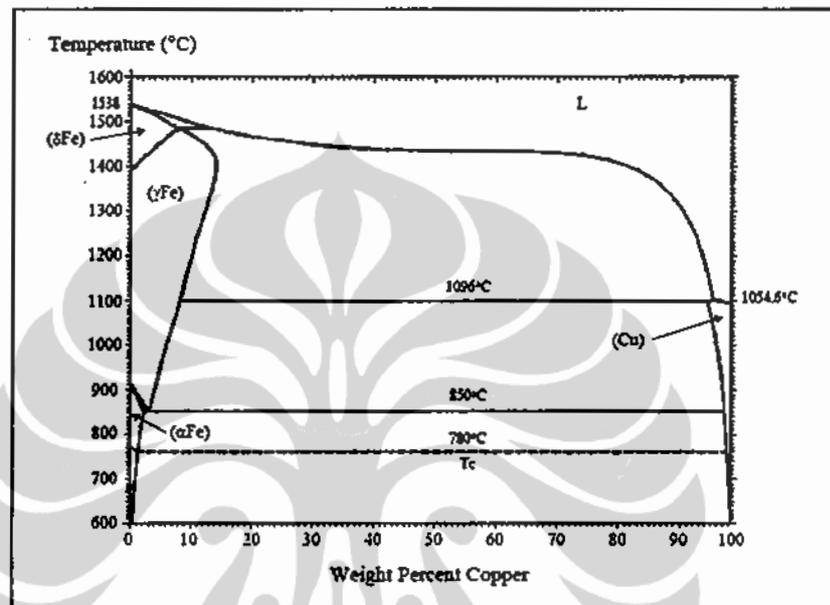


Gambar 2.12: Diagram perbedaan antara densifikasi dan *swelling* terhadap kelarutan. Penyusutan terjadi saat kelarutan material base terhadap aditif lebih besar [15]

2.4.2. Sinter Dalam Keadaan Cair (*liquid Phase Sinter*)

Selama proses sinter ditingkatkan aktivitasnya dengan menggunakan penambahan sedikit elemen aktivasi, maka akan menyebabkan pembentukan lapisan pada daerah batas partikel. Sinter pada keadaan cair akan dapat mengubah secara dramatik pada daerah antarmuka antar partikelnya. Hal tersebut dapat dijelaskan seperti pada Gambar 2.13. Pada saat serbuk partikel A dicampurkan dengan elemen serbuk B, dan dipanaskan melalui mekanisme sinter pada temperatur sinter (T_s) akan mengakibatkan interdifusi antar permukaan partikel. Selama kelarutan elemen B lebih besar dibandingkan elemen partikel A atau sebaliknya, sejumlah elemen B akan berdifusi ke dalam elemen A untuk membentuk larutan padat α . Biasanya hanya sedikit jumlahan elemen A yang akan berdifusi ke dalam elemen B untuk membentuk fasa β . Pada saat area komposisi mencapai *solidus*, maka akan terjadi pelelehan lokal. Fasa cair dengan segera akan terjadi pada keadaan ini pada B sampai mencapai kesetimbangan

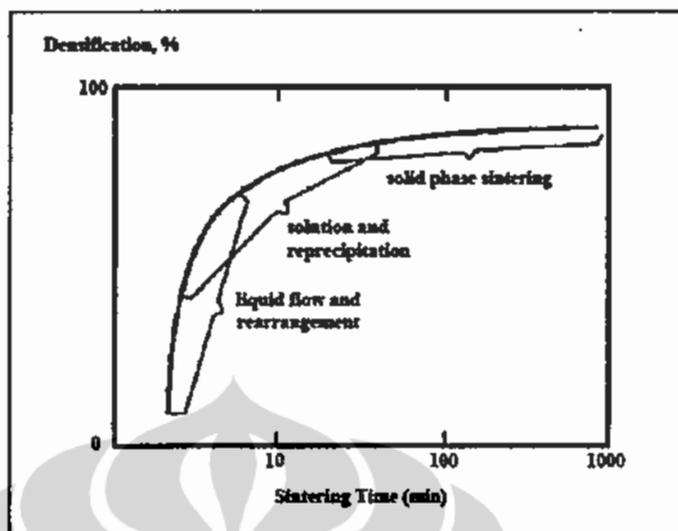
yang cukup lama, densifikasi akan terjadi yang disebabkan adanya difusifitas fasa uap ke dalam fasa cair. Sistem sinter seperti ini sangat menguntungkan karena fasa cair dapat diperoleh dalam keadaan temperatur rendah di bawah temperatur lelehnya.



Gambar 2.14: Diagram fasa besi dengan tembaga. Pada sistem ini mempunyai titik leleh yang rendah tetapi rasio kelarutannya rendah, maka swelling akan terjadi selama proses sintering[15].

2.4.3. Mekanisme Sinter Dalam Fasa Cair

Seperti pada *solid sinter*, sinter pada liquid digerakkan karena adanya perubahan dalam energi bebasnya (*free energy*). Penelitian awal tentang mekanisme sinter dikembangkan dalam fasa cair, selanjutnya dikembangkan lebih tentang teori sinter tersebut. Walaupun gambaran asli teori tersebut banyak dihilangkan, tetapi beberapa konsep pada teori tersebut banyak digunakan dan dimodifikasi oleh beberapa penulis pada akhir dekade ini. Pada teori sinter yang pertama kali, sinter fasa liquid dibagi dalam tiga keadaan seperti di jelaskan pada Gambar 2.15.



Gambar 2.15 : Keterkaitan waktu pada saat proses sintering fasa liquid, dimana densifikasi terjadi mengalami keadaan *overlapping* setelah bentuk liquid terbentuk.[15]

Proses densifikasi melalui beberapa tipe, yang pertama partikel partikel menyusun kembali dan secara cepat mengalami densifikasi, yang kedua mikrostruktur mengalami pengasaran akibat persipitasi dan selanjutnya mengalami densifikasi. Pada tipe yang terakhir terbentuknya kerangka solid (*skeleton*) dan berhenti setelah proses densifikasi

2.4.4. Pengaruh Temperatur Sinter Pada Performa Komposit Metalurgi Serbuk

Proses sinter pada komposit isotropik MMCs yang dibuat melalui proses dalam keadaan cair, bertujuan untuk meningkatkan performa ikatan antarmuka antara matrik dan penguatnya. Proses pembentukan fasa gabungan antara matrik dan penguat pada daerah antarmuka, dapat terjadi melalui mekanisme difusi antara permukaan. Difusi atomik yang terjadi dipicu oleh temperatur yang menyebabkan peningkatan energi aktivasi, sebagai gaya penggerak atom dalam penalaran difusi. Interaksi antara material-material pembentuk komposit bila terjadi dengan baik akan meningkatkan performa komposit yang dibuat.

Faktor-faktor yang berpengaruh terhadap proses sinter adalah ukuran partikel, bentuk, struktur, densitas bakalan, temperatur dan waktu. Penurunan

ukuran partikel akan meningkatkan kemampuan sinter, hal ini disebabkan peningkatan rasio luas area terhadap volume akan menyebabkan peningkatan gaya penggerak yang lebih tinggi [12,15]. Sedangkan bentuk partikel akan meningkatkan luas kontak antar partikel, sehingga meningkatkan kecepatan difusi. Permukaan partikel yang kasar, mempunyai luas kontak yang tinggi dibandingkan partikel yang halus. Struktur kristalin pada serbuk sangat signifikan pengaruhnya terhadap sinter. Struktur polikristalin cenderung mempunyai ukuran grain yang lebih kecil, dan memiliki sifat mekanik seperti *tensile strenght* dan dimensi yang lebih stabil. Struktur grain yang lebih halus memiliki perpidahan material yang lebih baik, sehingga menyebabkan kecepatan sinter menjadi tinggi. Setelah proses sinter ukuran butir cenderung menghilangkan ukuran grain kecil karena terjadi pertumbuhan butir.

Struktur kristalin pada serbuk pada saat proses sinter lebih stabil, selama gaya penggerak utama untuk terjadinya rekristalisasi (penurunan dislokasi), Struktur yang mempunyai cacat yang cukup besar, seperti dislokasi akan dapat meningkatkan proses difusi. Komposisi partikel seperti oksidasi pada permukaan partikel akan menurunkan energi permukaan dan dapat juga menghalangi terjadinya mekanisme transpor permukaan, sehingga dapat menurunkan keefektifan dari proses sinter. Dispersi fasa akan meningkatkan kemampuan sinter karena terjadi peningkatan kekosongan, dan hal tersebut dapat mereduksi pergerakan grain karena pertumbuhan grain jadi terbatas. Pada material yang memiliki bakalan yang tinggi, perubahan densitas akhir akan kecil karena penyusutannya juga rendah. Densitas bakalan tinggi akan dapat menyebabkan sifat akhir lebih baik seperti kekuatan, bentuk dan densitas. Peningkatan densitas bakalan akan mempengaruhi peningkatan luas kontak permukaan antar partikel. Peningkatan temperatur atau waktu tahan pada proses sinter akan meningkatkan kecepatan sinter, yang keterkaitannya berhubungan secara eksponensial.

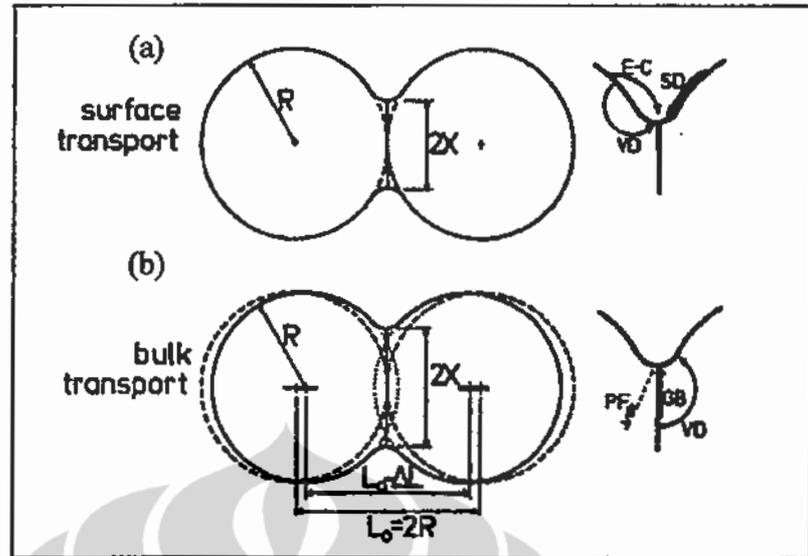
2.4.4.1. *Gaya Penggerak (Driving Force) dan Mekanisme Transpor (Transport Mechanisms)*

Gaya penggerak merupakan hal dasar yang berkaitan dengan prinsip termodinamika. Kemampuan proses sinter tergantung pada perubahan energi

bebas pada sistem ΔF . Perubahan energi bebas pada konsep termodinamika disebabkan oleh reaksi kimia, yang direpresentasikan sebagai perubahan energi bebas volume kimia ΔF_c . Proses sinter bertujuan untuk menurunkan luas permukaan material. Keterkaitan perubahan energi bebas permukaan ΔF_s terhadap persamaan energi bebas adalah $\Delta F = \Delta F_c + \Delta F_s$, apabila hasil perubahan energi sistem lebih rendah dari energi bebas total maka akan terjadi proses gaya penggerak. Selama proses sinter aktivitas serbuk tergantung pada adanya energi bebas, luas permukaan, kekosongan dan cacat kisi. Ada dua mekanisme transport pada material serbuk dapat terjadi yaitu transport permukaan dan transport bulk.

i) Mekanisme perpindahan massa pada permukaan

Mekanisme perpindahan massa pada permukaan merupakan awal dari terbentuknya pertumbuhan *necking* yang terjadi akibat gradien kelengkungan yang tajam pada dekat bagian luar *necking* antar partikel. Mekanisme transport permukaan terjadi akibat evaporasi-kondensasi, difusi permukaan dan difusi volume. Evaporasi-kondensasi dan difusi permukaan hasil dari tekanan uap tinggi dan tegangan permukaan rendah pada permukaan cekung dari *necking* dibandingkan luas cembung dari *necking*. Terjadinya aliran massa akibat munculnya gaya penggerak yang terjadi pada daerah *necking*, pada mulanya diawali terjadinya gradien kelengkungan yang tajam dan luas permukaan yang besar. Evaporasi-kondensasi dan difusi permukaan merupakan mekanisme transfer massa yang paling utama. Difusi volume tergantung pada gradien kekosongan yang tinggi, yang terjadi pada daerah *necking*. Konsentrasi difusi akan meningkat dengan ditingkatkannya tegangan permukaan dan kelengkungan cekungannya. Selama terjadi transfer permukaan oleh difusi volume akibat pergerakan atomik dari permukaan sumber ke permukaan lain antar partikel, sehingga dapat masuk ke dalam struktur-struktur kisi padatnya, hal ini sangat kecil pengaruhnya terhadap mekanisme transport permukaan. Transport permukaan berkontribusi pada pembentukan *necking*, dan sangat mempengaruhi terjadinya perubahan dimensi dan kerapatan (Gambar 2.16a).



Gambar 2.16. Surface transport dan bulk transport [15]

ii) Mekanisme transport Bulk

Transport *bulk* merupakan mekanisme selanjutnya pada proses sinter, yang disebabkan adanya tegangan permukaan yang tinggi pada daerah penggandengan *necking*. Berbagai metode transport pada dasarnya akan dapat menumbuhkan *necking* sehingga terjadi penyusutan porositas akibat aliran plastis, difusi antar batas butir dan difusi volume atau kisi. Selama proses deformasi plastis terjadi pada pembebanan yang konstan dan peningkatan temperatur, maka akan terjadi pemuluran. Proses pemuluran terjadi akibat terjadinya *slip* dan *climb* pada dislokasi kisi ada saat pemanasan, sehingga pengaruh aliran plastis tidak cukup signifikan karena lama proses pemanasannya biasanya terbatas. Untuk temperatur dan material yang sudah ditentukan dalam proses pemanasannya, difusi pada daerah batas butir lebih besar dibandingkan difusi volume atau kisi. Hal tersebut dikarenakan volume batas butir yang kecil lebih reaktif dibandingkan volume kisi pada energi aktivitas yang rendah pada saat proses mekanisme difusi batas butir terjadi. Pada saat temperatur ditingkatkan maka perbedaan antara difusi volume dan difusi batas butir akan turun. Pada saat proses difusi batas butir terjadi, pergerakan atomik pada kisi atau difusi volume akan terkendali sebagaimana Gambar 2.16b. Pergerakan atomik pada difusi volume dikenal sebagai pertukaran kekosongan (*vacancy exchange*). Besarnya transport atomik dalam vakansi dinyatakan sebagai kecepatan difusi (D) (*diffusion rate*) [15] :

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2.14)$$

Dimana :

D_0 = Konstanta difusi material (cm^2/sec)

Q = Energi aktivasi (Joule)

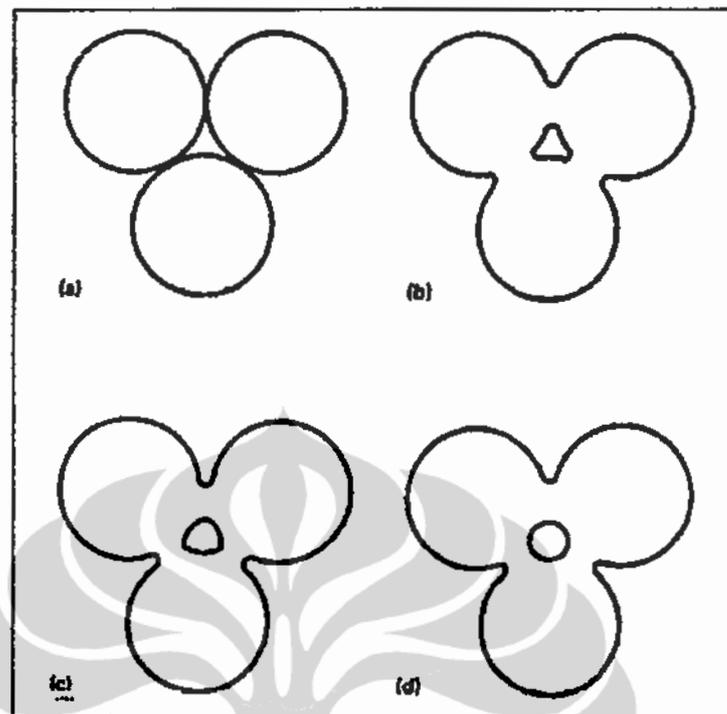
R = Konstanta gas

T = Temperatur ($^{\circ}\text{K}$)

Difusi batas butir akan terjadi sampai terjadi pertumbuhan butir atau penyusutan porositas, akibat sisipan gaya yang menyebabkan hilangnya pori. Hal ini menyebabkan pembentukan densitas penuh sulit tercapai karena pori-pori harus mendifusikan vakansi ke daerah batas butir. Dengan cara meningkatkan waktu penahanan pada saat proses pemanasan akan menyebabkan ukuran rata-rata pori akan meningkat akibat dari pori-pori yang kecil akan bergabung dengan pori-pori yang lebih besar. Tidak seperti difusi permukaan, pada mekanisme difusi bulk akan menghasilkan perubahan dimensi.

2.4.4.2. Mekanisme Degradasi Porositas

Sinter merupakan suatu proses yang menggunakan panas pada temperatur di bawah titik lelehnya suatu material solid atau serbuk rapat menjadi struktur padat akibat adanya reaksi kimia atau difusi atomik. Tiga mekanisme proses sinter meliputi proses *heat treatment*, *alloying*, *joining* dan *densification*. Aspek dasar dari proses sinter terdiri dari beberapa keadaan meliputi gaya penggerak dan mekanisme transpor. Pada keadaan seperti itu disebut sebagai keadaan "*neck growth*" sebagaimana pada Gambar.17b, dimana pada saat tersebut tidak ada perubahan dimensi tetapi porositasnya akan turun. Setelah proses keadaan *neck growth* akan dilanjutkan dalam keadaan perantara seperti ditunjukkan pada Gambar 17c.



Gambar 2.17 : Model tiga bola sintering : a) titik kontak b) *neck growth*, c) penutupan pori d) pelingkupan pori[15]

Keadaan perantara dimana saluran pori dalam keadaan tertutup sebagaimana pada Gambar.17c, interkoneksi saluran-saluran pori ditutup oleh isolasi porositas, Salah satu penyebab tertutup saluran pori adalah *neck growth*, dan penyebab lainnya timbulnya kontak titik-titik baru akibat penyusutan pori pada pori itu sendiri. Penyusutan pori dan pelingkupan pori merupakan keadaan akhir proses sinter pada partikel serbuk sebagaimana pada Gambar.17d. Pergerakan material dari daerah *necking* ke permukaan pori akan mengakibatkan pori majadi terlingkupi. Penyusutan pori merupakan keadaan sinter yang paling penting, pada keadaan ini material solid ditansportasikan ke dalam pori dan pada saat yang sama gas-gas yang ada pada permukaan harus dihilangkan. Efek yang dihasilkan pada mekanisme ini adalah akan terjadi penurunan volume massa sinter. Pada umumnya pada keadaan akhir proses sinter akan terjadi isolasi pada pori bentuk bola pada material. Bentuk pori kasar akan menyebabkan jumlah pori akan menurun tetapi ukuran porinya akan meningkat, hal tersebut tidak diharapkan karena secara aplikasi komersial kurang menguntungkan dan menurunkan performa material. Bagaimanapun juga penyusutan pori tidak

mungkin melalui transpor difusi permukaan dan peningkatan waktu tahan sinter akan sangat kecil apabila dilakukan pada temperatur rendah.

Peningkatan temperatur sinter akan mengakibatkan peningkatan energi aktivasi atom difusi, sehingga pergerakan atom pada saat sinter akan meningkat. Peningkatan temperatur sinter pada material logamik biasanya didominasi dengan difusi vakansi, dimana mekanisme terjadi pada daerah sepanjang batas butir atau pada kisi dislokasi dari daerah *necking* ke arah permukaan partikel cembung pada daerah batas butir (yang mempunyai konsentrasi vakansi lebih rendah). Pengaruh peningkatan temperatur sinter lebih umum dilakukan dalam meningkatkan densitas sinter dibandingkan dengan cara peningkatan nilai *green density*. Pada umumnya penyusutan pada proses *transpor bulk* serbuk terjadi setelah proses kompaksi dan dilanjutkan proses sinter, sebagaimana mekanisme transpor permukaan proses tersebut tidak dapat menghasilkan penurunan volume porositas. Pada temperatur tinggi mekanisme *transpor bulk* mendominasi proses sinter, dan aktivasi mekanisme difusi meningkat. Disamping pengaruh besar dari temperatur sinter, aspek waktu penahanan sangat mempengaruhi penyusutan pada material komposit yang dibuat, hal tersebut terkait dengan kedalaman difusifitas atomik pada struktur kristal material pada material.

2.4.4.3. Analisa Keterkaitan Porositas Terhadap Modulus Elastisitas

Keterkaitan antara porositas dan modulus elastisitas pada material solid secara intensif banyak dilakukan dewasa ini. Banyak studi yang mencoba menyatakan pori sebagai komponen kedua pada media padat dua-fasa [14, 16, 17, 18]. Pada umumnya analisa regangan, berdasarkan pemberian beban eksternal pada benda yang dianalisa aspek mikromekaniknya. Beberapa alternatif pengamatan analisa tegangan difokuskan pada pengamatan analisa tegangan dalam yang ditransmisikan pada luas kontak antar permukaan partikel atau butir. Luas kontak partikel akan meningkat dengan penurunan porositas, sedangkan modulus elastisitas sangat tergantung pada porositas [19, 20, 21]. Secara detail sudah banyak studi yang mengkaitkan antara bentuk dan ukuran pori terhadap atau karakteristik porositas material, terhadap modulus elastisitas, sedangkan seperti yang dilakukan *R. M. Spriggs*. Pada material yang bersifat getas

keterkaitan porositas terhadap modulus elastisitas berkorelasi secara eksponensial [22, 23, 24, 25].

2.5. FENOMENA KEMAMPUBASAHAN PADA MMCs

Mikrostruktur material monolitik apabila dibandingkan dengan mikrostruktur antarmuka material komposit, maka mikrostrukturnya tidak dapat dianggap sebagai material yang terisolasi. Hal tersebut dikarenakan material dibentuk dari material yang saling kait terkait. Interaksi dan reaksi kimiawi antara matrik dan penguat merupakan komponen yang menentukan kualitas dari material komposit. Adesifitas antar permukaan pembentuk komponen komposit, sangat berpengaruh terhadap sifat mekaniknya. Komposit MMCs merupakan material yang terbentuk dari gabungan material logam dengan penguat inorganik. Daerah diantara dua material yang dikenal sebagai antarmuka atau interfasa, merupakan salah satu bagian esensial dari material MMCs untuk dilakukan pengamatan. Permasalahan dan penelitian interaksi antarmuka akibat aspek fisis atau kimiawi, gaya gesek antarmuka, tegangan termal akibat perbedaan koefisien ekspansi termal antara matrik dan penguat sangat intensif dilakukan penelitian sampai dewasa ini [27, 28, 29, 30]. Untuk memahami dan mampu mengendalikan permasalahan pada daerah antarmuka sangat esensial untuk diketahui, sehingga material-material pembentuk bahan komposit dapat berperan dalam hal transmisi antara matrik dan penguat dalam sifat termal, listrik atau mekanik. Permasalahan tersebut menjadi sangat penting dalam mendisain material MMCs, agar dapat diperoleh material komposit dengan hasil yang optimum, dan sesuai dengan disain yang telah direncanakan. Dari berbagai proses pembuatan material komposit MMCs dengan proses fasa cairan maupun proses padat, problematik antarmuka antara matrik dan penguat menjadi kajian para peneliti atau pembuat material MMCs untuk melakukan riset dan pengembangan dalam memecahkan permasalahan tersebut.

Beberapa peneliti melakukan pengamatan pada material yang berkaitan dengan masalah antarmuka, yang dikaitkan dengan sifat fisis dan kimiawi pada kedua material komponen pembentuk komposit yaitu antara matrik dan penguat. Untuk mencapai hasil produk dari segi kekuatan dan ketangguhan material

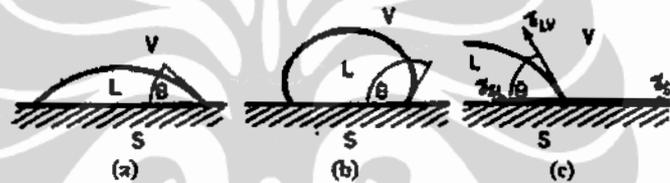
MMCs, diperoleh beberapa konflik persyaratan yang saling bertentangan. Pada kasus material komposit kontinu seperti *continuous fibre reinforced logam (CFRM)*, untuk mendapatkan kekuatan tinggi dapat diperoleh dengan cara menghindari terjadinya reaksi kimia antara matrik dan fiber inorganiknya [31, 32, 33]. Pada proses perlakuan yang bertujuan memperlemah daerah ikatan antar permukaan dengan mencegah terjadinya reaksi akan dapat meningkatkan kekuatan dan ketangguhan pada arah longitudinal, tetapi arah transversalnya akan menjadi pelemahan. Begitu pula sebaliknya ikatan antarmuka yang kuat akan memperkuat sifat transversalnya tetapi memperlemah arah longitudinal. Ikatan antarmuka yang lemah akan mengakibatkan pergerakan retak pada daerah antarmuka, sedangkan ikatan antarmuka yang kuat akan menyebabkan pergerakan retak melintasi matrik dan penguatnya. Untuk matrik yang mempunyai sifat sangat lemah, bila dibandingkan dengan daerah antarmuka dan penguatnya maka kegagalan material komposit terjadi pada matrik itu sendiri [32].

2.5.1. Fenomena Fisis Pada Daerah Antarmuka

Aspek kemampubasahan material penguat terhadap matrik logamik dalam keadaan fasa cairan merupakan factor utama kaidah terbentuknya ikatan. Variabel kemampu basahan antara keduanya tergantung pada, tempratur pemanasan, struktur elektronik pada penguat dan matrik, waktu, lingkungan atmosfir, kekasaran dan kristalografi. Penguat dengan ikatan atom logamik dan ikatan kovalen seperti pada material padat TiC, SiC lebih mudah dibasahi dibandingkan material ikatan ionik seperti pada material alumina. Kekasaran permukaan penguat akan meningkatkan *interlocking* mekanik antarmuka antara matrik dan penguat, hal tersebut akan berkontribusi terhadap kekuatan geser antarmukanya disamping ikatan secara kimiawi. Perbedaan koefisien ekspansi termal yang besar antara matrik dan penguat akan mengakibatkan tegangan internal pada matrik, yang dapat menyebabkan peningkatkan kegagalan pada daerah antarmuka [33,34].

2.5.2 Karakteristik Kebasahan Partikel Serbuk

Walaupun bukan termasuk mekanisme sinter, karakteristik kebasahan pada fasa cairan perlu mendapat perhatian, hal tersebut sangat diperlukan apabila proses sinter dilakukan pada kondisi fasa cairan. Pada saat proses sinter dalam fasa cairan, mikrostruktur yang terjadi meliputi tiga keadaan fasa, yaitu fasa padat, cairan dan gas. Kebasahan dapat digambarkan suatu keadaan kesetimbangan antara energi antarmukanya terhadap sudut kontak θ yang terjadi. Pada cairan yang membasahi keadaan padat, total energi bebasnya harus turun. Contoh kasus yang paling baik untuk mendiskripsikan kebasahan ditunjukkan pada Gambar 2.18 a,b dan keterkaitan antara sudut kontak terhadap energi antarmukanya pada Gambar 2.18 c.



Gambar 2.18 Kesetimbangan padat-cairan-gas (a) kebasahan baik (b) kebasahan buruk. Keterkaitan antara sudut kontak terhadap energi-energi antarmuka (c). V = gas, L = cairan, S = padat, θ = Sudut kontak [35]

Pada saat keadaan padat, cairan dan gas dalam kesetimbangan seperti pada gambar 2.18 c, maka kesetimbangan tegangan permukaannya dapat dinyatakan dengan [35]:

$$\gamma_w = \gamma_s + \gamma_v \cos\theta \quad (2.15)$$

$$\theta = \arccos \{(\gamma_w - \gamma_s)/\gamma_v\}$$

dimana :

γ_{sv} = Energi antarmuka antar dua fasa padat-gas

γ_{sl} = Energi antarmuka antar dua fasa padat-cairan

γ_{lv} = Energi antarmuka antar dua fasa cairan-gas

θ = Sudut kontak

Pada persamaan di atas menunjukkan bahwa sudut kontak θ , tergantung pada perbedaan antara energi-energi antarmukanya. Kebasahan sangat terkait dengan rekasi kimia pada permukaan, kelarutan padat terhadap cairan, terbentuknya senyawa perantara dan interdifusi. Kebasahan pada cairan selalu berusaha menempati posisi energi bebas yang paling rendah, hal itu dapat dilihat pada peristiwa kapileritas kecil yang mempunyai energi perunit volumenya paling tinggi. Pada keadaan dimana cairan tidak mampu mengisi ke dalam semua pori, maka cairan mencoba menarik partikel secara bersama-sama meminimalisasi energi bebas sistem. Hal tersebut menyebabkan partikel akan menyusun kembali dan secara cepat akan menyebabkan awal dari proses penyusutan. Jika material dalam fasa cairan menunjukkan karakteristik kebasahan yang jelek, maka aliran cairan akan menuju ke permukaan padat sehingga dapat menyebabkan terjadinya *swelling* pada saat proses pemanasan. Sudut dihedral, ϕ , sama dengan sudut kontak yang terbentuk akibat adanya perbedaan beberapa energi pada permukaannya. Hal ini terjadi pada daerah interseksi pada batas butir cairan, dan dapat digunakan untuk menentukan mikrostruktur pada material-material yang mengalami sinter pada keadaan fasa cairan.

Pada Gambar 2.19a, menunjukkan hubungan tiga fasa terhadap energi antarmukanya dan sudut dihedral. Pada Gambar 2.19.b, menunjukkan energi-energi tersebut dan sudut dihedral yang membentuk segitiga dalam sistem kesetimbangan, Kesetimbangan energi ini dinyatakan oleh persamaan Dupre sebagai berikut.

$$\gamma_{12}/\sin\phi_3 = \gamma_{23}/\sin\phi_1 = \gamma_{13}/\sin\phi_2 \quad (2.16)$$

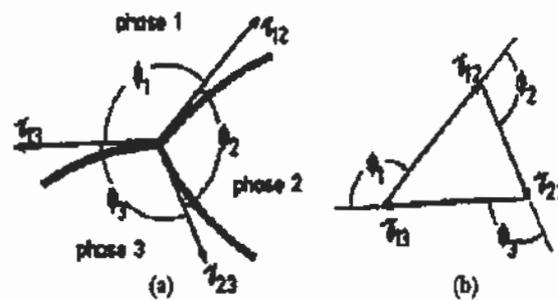
Dimana :

γ_{12} = Energi antarmuka antara fasa 1 dan 2

γ_{13} = Energi antarmuka antara fasa 1 dan 3

γ_{23} = Energi antarmuka antara fasa 2 dan

Φ = Sudut dihedral



Gambar 2.19 : Interseksi tiga fasa dalam kesetimbangan, (a) Energi-energi antarmuka dan sudut-sudutnya (b) kesetimbangan energi ketiga sudut [35]

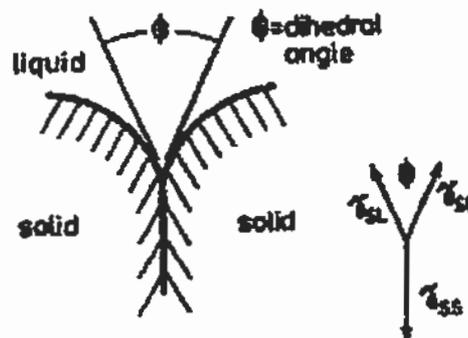
Pada sinter dalam fasa cairan akan membentuk dua energi antar permukaan yang sama seperti ditunjukkan pada Gambar 2.20, dimana dua energi padat-cairan, γ_{sl} , berlawanan dengan energi batas butir (γ_{ss}). Dengan menggunakan persamaan Dupre, sudut dihedral dapat dinyatakan dengan :

$$\phi = 2 \arccos (\gamma_{ss}/2\gamma_{sl}) \quad (2.17)$$

Dimana :

γ_{ss} = Energi antarmuka batas butir

γ_{sl} = Energi antarmuka padae-cairan



Gambar 2.20 : Kesetimbangan sudut dihedral dan energi permukaan antara dua interseksi grain[35]

Pada persamaan tersebut menunjukkan sudut dihedral akan menurun dari 180° ke 0° dengan kenaikan rasio energi γ_{SS}/γ_{SL} dari 0 ke 2. Jika rasio energi lebih besar dari 2 (yakni $\gamma_{SS} \geq 4 \gamma_{SL}$), sudut dihedral akan menjadi 0° , hal tersebut akan mengakibatkan cairan akan masuk ke daerah batas antar partikel. Pada kondisi yang ekstrim dimana rasio energinya kecil, maka tidak ada cairan pada daerah batas-batas partikel. Variasi energi permukaan padat-cairan dalam sistem orientasi kristal biasanya lebih kecil dari 20 %, hal tersebut cukup signifikan variasi energi batas butir padat-padat yang terjadi pada sistem orientasi kristalografinya. Pada sudut misorientasi yang kecil akan mengakibatkan sudut dihedral menjadi lebih besar dan cenderung menuju ke 180° . Sudut batas butir yang rendah dapat terbentuk oleh kontak antar partikel, yang terjadi pada saat sinter pada fasa cairan. Selama cairan mengalami proses penetrasi dalam batas butir yang tidak panjang interaksinya, akan dapat mengakibatkan partikel-partikel cenderung saling berinteraksi.

2.6. MEKANISME PEMBENTUKAN FASA ANTARMUKA PADA KOMPOSIT MMCs

Proses sinter merupakan salah satu mekanisme terjadinya pembentukan fasa atau proses difusi antarmuka antara matrik dan penguat pada material komposit MMCs. Reaksi pembentukan fasa pada daerah antarmuka dapat terjadi melalui mekanisme reaksi oksidasi dengan lingkungan atau dengan oksigen yang terkandung pada material pembentuk komposit. Pembentukan fasa intermetalik antar permukaan material pembentuk komposit juga dapat mengakibatkan terbentuknya fasa antar permukaan pada material komposit.

2.6.1. Mikrostruktur Fasa Antarmuka Komposit MMCs

Komposit MMCs yang menggunakan matrik partikel aluminium, pada permukaannya mempunyai pengaruh yang cukup signifikan terhadap aspek temperatur. Temperatur sinter pada partikel serbuk aluminium akan mengakibatkan peningkatan jumlah partikel aluminium yang dilindungi lapisan tipis oksida sampai temperature mencapai titik lelehnya. Pada saat aluminium mulai meleleh akan mengakibatkan peningkatan volume aluminium, sehingga

cukup mampu untuk memecah lapisan oksida dan akan menyebabkan interaksi antar partikel aluminium. Material aluminium yang meleleh akan mengisi kekosongan antar partikel, sehingga secara teoritik akan meningkatkan densitas komposit. Oksida yang terlontar akibat peningkatan volume partikel, masih eksis dalam bentuk lembaran-lembaran tipis yang terhambur di dalam matrik. Hal tersebut akan dapat mencegah terjadinya pertumbuhan butir, pergerakan dislokasi, dan dapat meningkatkan titik leleh dari material komposit. Penambahan penguat pada matrik seperti silikon karbida (SiC) akan menyebabkan peningkatan temperature sinter yang diperlukan, hal tersebut dikarenakan kapasitas panas jenis dari material SiC sangat tinggi. Ikatan antarmuka antara matrik dan penguat pada saat temperature sinter ditingkatkan merupakan hal yang sangat kritis. SiC secara termodinamik merupakan material tidak stabil pada saat di panaskan di atas temperature leleh material aluminium (660°C). Reaksi antara Al dan SiC dalam pembentukan aluminium karbida (Al₄C₃) dapat dinyatakan seperti reaksi berikut ini[36] :

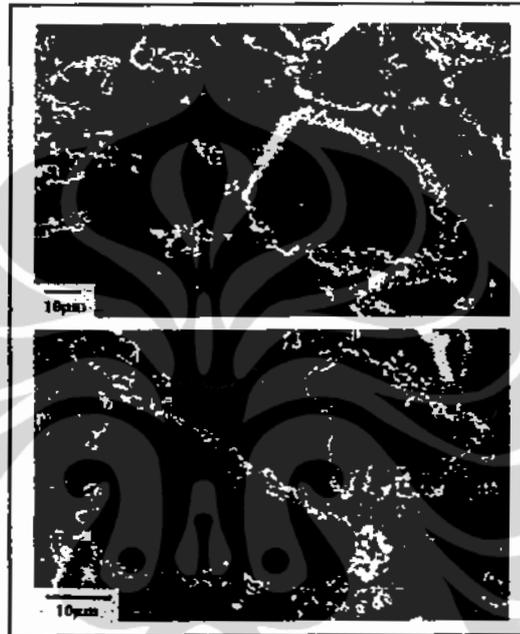


Aluminium karbida merupakan fasa yang mengganggu (*deleterious*), karena dapat merusak proses nuklasi dari material. Untuk menghindari serangan aluminium pada partikel SiC, dilakukan pencegahan dengan membentuk lapisan tipis oksida pada permukaan partikel SiC, hal tersebut dapat berperan dalam menurunkan terbentuknya fasa aluminium karbida. Reaksi tersebut dapat dinyatakan seperti pada berikut ini [2,37,38] :

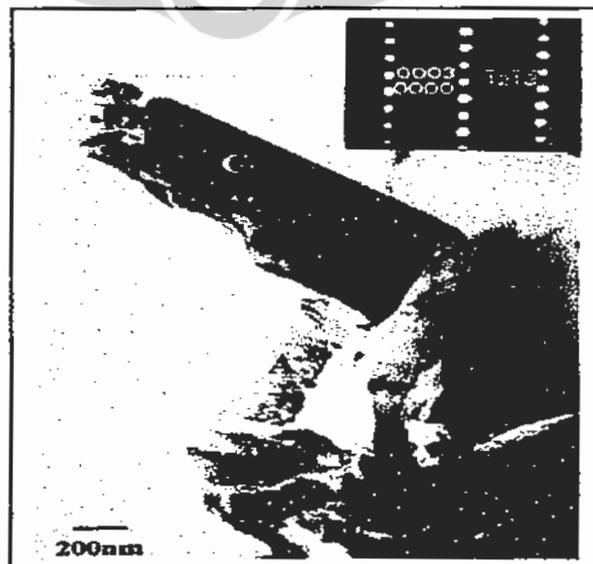


Pada penelitian A.Urena[1,38] melakukan perbandingan kereaktifan partikel SiC tanpa pelapisan oksida dan menggunakan pelapisan oksida menyatakan perbedaan yang cukup signifikan, terhadap reaktivitas antarmuka antara matrik Al dengan penguat SiC. Pengamatan menggunakan SEM dan TEM pada komposit Al-SiCp dengan partikel penguat tanpa pelapisan oksida, menunjukkan banyak terbentuk

formasi aluminium karbida (Al_4C_3) pada daerah antarmukanya dalam bentuk kristal *tubuler* seperti ditunjukkan pada Gambar 2.21 dan 2.22. Perbedaan lamanya waktu penahanan pada proses penggabungan antara matrik dan penguat pada saat proses sinter, menyebabkan perbedaan morfologi fasa antarmukanya. Fasa Al_4C_3 dengan lamanya waktu proses pemanasan, cenderung terdegradasi dengan cepat saat berinteraksi dengan lingkungannya.



Gambar 2.21: Mikrostruktur Al-SiCp pada daerah antarmuka pada temperatur $900^{\circ}C$, dan waktu tahan (a) 20 menit (b) 60 menit. Warna gelap pada matrik menunjukkan fasa Al_4C_3 , dan bentuk jarum merupakan fase interlogamik Si[38]



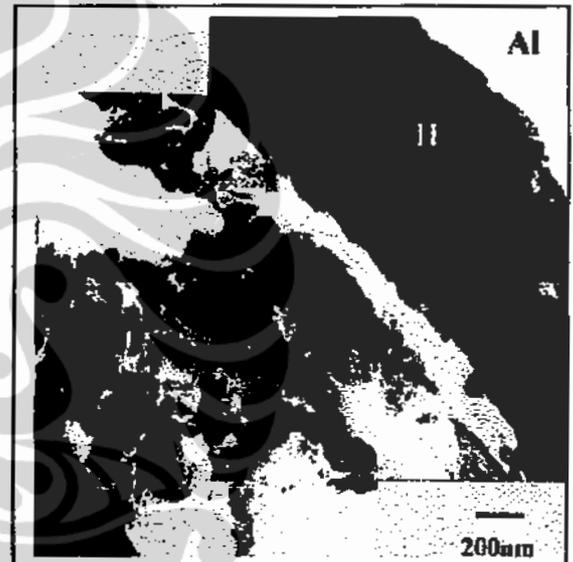
Gambar 2.22 : Mikrostruktur dengan TEM pada fasa Al_4C_3 , dimana C aggregate tabuler dan A fasa yang terbentuk pada partikel SiC yang tidak teroksidasi.[39]

2.6.2. Reaksi Antarmuka Pada Komposit Al-SiCp

Komposit Al-SiCp yang dibuat dengan cara memperlakukan permukaan partikel SiC sehingga terbentuk lapisan oksida (SiO_2), pada saat dipadukan dengan matrik Al tidak menunjukkan terbentuknya Al_4C_3 di daerah antarmukanya. Pada saat waktu tahan saat proses sinter selama 8 jam menunjukkan reaksi yang sangat reaktif antara oksida terhadap matrik. Formasi oksida pada permukaan SiC dapat berperan sebagai *barier* terbentuknya aluminium karbida antara matrik Al dan penguat SiC.



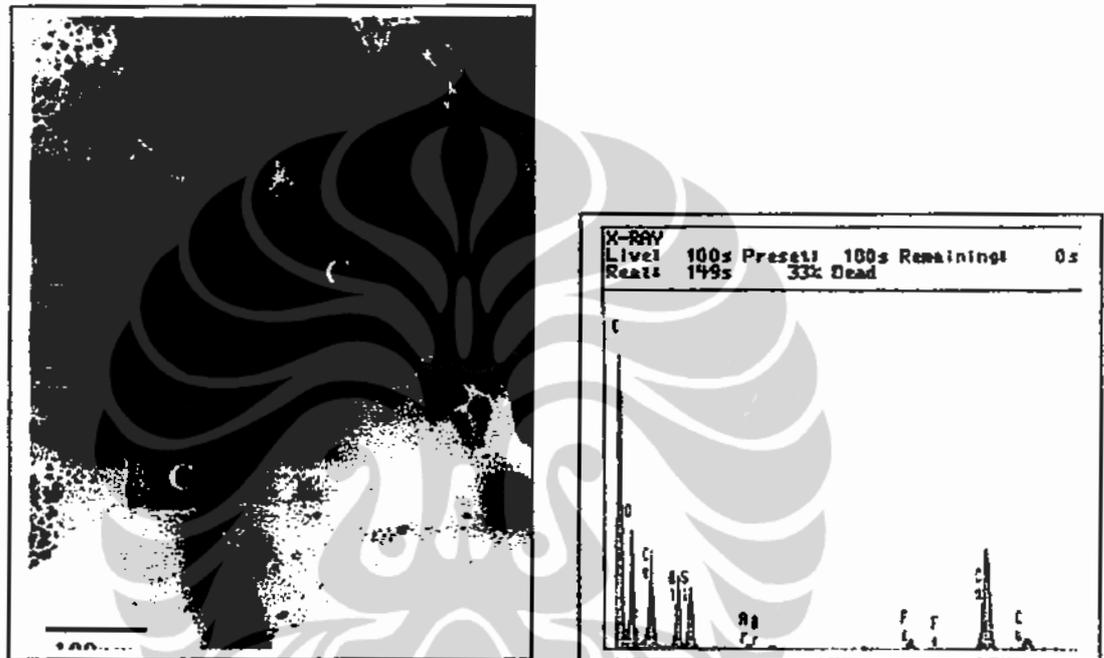
Gambar 2.23: Partikel SiC yang telah teroksidasi pada permukaannya pengamatan menggunakan TEM, dalam komposit Al cair[1]



Gambar 2.24 : Terbentuknya reaksi antarmuka pada zona SiC/SiO₂/Al[40].

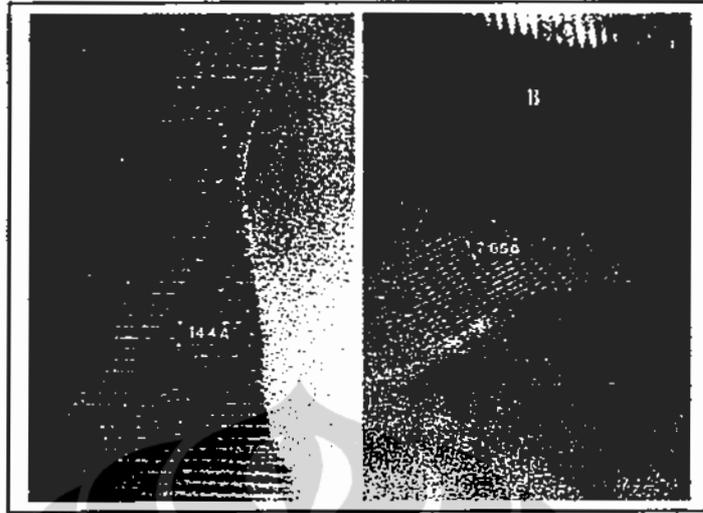
Pada Gambar 2.23 dan 2.24 di atas menunjukkan mikrostruktur dari SiC yang dilindungi SiO_2 / Al, dalam bentuk dua lapisan. Dimana lapisan dalam (*inner*) merupakan struktur yang kompleks dengan ketebalan rata-rata 800 nm, yang secara langsung berinteraksi dengan permukaan SiC. Pada lapisan terluar (*outer*) dengan ketebalan sekitar < 400 nm merupakan hasil reaksi oksida terhadap aluminium [43]. Untuk lebih detail dalam mengkarakterisasi masing-masing lapisan dilakukan pengamatan TEM, HERM dan FEGTEM yang dikombinasikan dengan EDX sebagaimana pada Gambar 2.25. Pada bagian dalam menunjukkan

gambaran mikrostruktur sebagai berikut, pada laisan *inner* (I) elemen-elemen pembentuk utama fasanya adalah Al-Si dan O, dimana pada lapisan ini memiliki berbagai jenis fasa dalam bentuk aggregate berupa interlogamik dan carbon. Agregat interlogamik memiliki dimensi antara 50 – 200 nm, sedangkan aggregate karbon yang banyak terbentuk dekat permukaan SiC dengan dimensi rata-rata kurang dari 100 nm.



Gambar. 2.25. (a) Simbol C menunjukkan daerah yang kaya Al-Si-O (b) C-rich amorphous aggregates inside the glassy Al-Si-O reaction layer (labelled with C). (b) hasil pengamatan EDX pada daerah C [4]

Pada bagian terluar (*outer*) reaksi terjadi antara aluminium cair dengan lapisan SiO_2 , dimana hasil reaksi tersebut banyak membentuk fasa alumina. Pada pengamatan yang lebih detail dengan menggunakan HREM pada daerah antarmuka SiC/Al-Si-O dapat dilihat mikrostruktur pada Gambar 2.26 berikut ini :

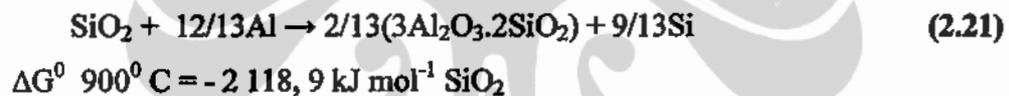


Gambar 2.26 : Pengamatan dengan HREM pada reaksi antarmuka SiC/Al-Si-O (a) ketidak larutan SiC pada fasa glass Al-Si-O (b) fasa Kristal gelas Al-Si-O dalam bentuk mulite (b, 7.66 Å) [4]

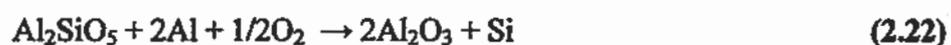
Mekanisme proses reaksi antarmuka antara antara penguat yang sudah terlapisi terhadap matrik aluminium, sangat dipengaruhi karakteristik mikrostruktur lapisannya. Reaksi antarmuka yang ditimbulkan oleh interposisi Al/SiO₂/SiC dapat dibagi ke dalam dua kategori Al/SiO₂ dan SiO₂/SiC. Pada beberapa hasil penelitian menunjukkan pada temperatur 900^oC tidak ada reaksi antara silika dengan silikon karbida, oleh karena fokus analisa antarmuka hanya dipusatkan antara matrik aluminium terhadap lapisan SiO₂ [40]. Berdasarkan pengamatan mikrofografi menggunakan TEM dan HREM menunjukkan terbentuknya dua lapisan, dimana lapisan tersebut bagian dalam (*inner*) adalah *aluminosilicate* dan lapisan luarnya (*outer*) adalah alumina. Pelapisan oksida pada partikel SiC dapat berperan mencegah terbentuknya Al₄C₃, kecuali pada daerah permukaan yang tidak terlapisi. Ada tiga model untuk dapat menjelaskan fenomena reaksi lapisan oksida terhadap matrik aluminium. Keadaan pertama, terbentuknya fasa Alumino silikat, dimana reaksi tersebut terbentuk akibat reaksi antara SiO₂ terhadap cairan Al sebagai berikut [40] :



Hasil reaksi antara SiC yang dilapisi silikon oksida tipis (1,8-5,1 nm) terhadap cairan Al pada temperatur 1000°C akan terbentuk fasa Al_2SiO_5 (*andaluite*), tetapi pada penelitian A.Urena[38] terbentuk lapisan fasa *Aluminosilikat* yang heterogen secara komposisi dan strukturnya. Daerah yang terdekat dengan SiC lebih kaya Si dibandingkan dengan daerah luarnya. Lamanya waktu tahan pada saat proses sinter akan dapat mengakibatkan terjadinya transformasi lapisan dari fasa *glass* ke fasa *mulite*. Hal tersebut dapat dijelaskan mula-mula fasa yang terbentuk adalah fasa *glass* Al-Si-O, yang berperan sebagai awal dari inti terbentuknya kristalin *mulite*. Dengan memberi kesempatan waktu akan terbentuk struktur *spinel* (*premulite*). Pada pembentukan fasa tersebut diikuti perubahan fasa kristaline ke *orthorombic mulite*. Sangat sulit untuk mengamati perubahan pembentukan *premulite* dari fasa glas ke bentuk kristalinitasnya. Reaksi terbentuknya *mulite* dapat dinyatakan sebagai berikut:



Reaksi ini yang dapat digunakan untuk menjelaskan terjadinya penurunan energi antar permukaan, yang akan mengakibatkan reaksi antara SiC dengan Aluminium, sehingga dapat membentuk Al_4C_3 pada daerah antarmukanya seperti yang dinyatakan dalam persamaan Young-Dupre. Pada keadaan ini kebasahan spontanitas ($\theta < 90^\circ$) dapat terjadi karena energi permukaan *solid-vapour* (γ_{sv}) melebihi energi permukaan *solid-liquid* (γ_{sl}). Dengan cara tersebut mengakibatkan reaksi kimia pada daerah antarmuka untuk terbentuknya *mullite* ($\Delta G_r < 0$). Rendahnya energi antar muka *solid-liquid* dan meningkatkan kebasahannya ($\theta_0 < \theta$). Pada keadaan kedua, terbentuknya alumina (Al_2O_3) akibat interaksi antara matrik aluminium dengan Al-Si-O. Interaksi tersebut dapat dinyatakan dengan persamaan reaksi sebagai berikut:



Pada reaksi ini akan menyebabkan semua lapisan SiO₂ akan hilang pada seluruh permukaan SiC, tetapi dalam pengamatan dengan HREM masih menunjukkan sisa SiO₂ disamping terbentuknya alumina. Hal tersebut mengindikasikan terbentuknya fasa alumina, disebabkan adanya oksigen yang ada dalam pori dari sampel komposit. Pada keadaan yang ketiga, semua multifasa pada daerah antarmuka terlarut dalam SiC. Pada permukaan SiC yang terlapis oleh lapisan SiO₂ akan hilang pada saat proses pemanasan, bersama fasa glass Al-Si-O terlarut dalam kristal SiC. Hal tersebut didukung dengan pengamatan mikrostruktur di daerah antarmukanya terdapat fasa agregat karbon amorpous. Hal tersebut sangat kontradiktif dengan penelitaian A.Urena [1] fasa agregate karbon amorpous pada lapisan Al-Si-O tidak teramati pada lapisan oksida SiC saat dilakukan pemanasan pada temperatur 1200^o C dengan penahanan 8 jam. Hal tersebut mengindikasikan bahwa tidak seluruhnya lapisan oksida terlarut dalam Al atau SiC, tetapi terindikasi sebagai fasa *mulite*. Pembentukan fasa agregat alumina karbida pada daerah lapisan yang bersifat merusak terlokalisasi (*local disruption*) dapat mempengaruhi kebasahan lapisan terhadap permukaan partikel SiC. Dua faktor utama yang dapat merusak kerusakan lokal (*local rupture*) pada lapisan partikel: (i) kerusakan dapat terjadi pada lapisan SiC saat proses kompaksi (ii) keretakan pada lapisan terjadi karena perubahan volume berkaitan transformasi amorpous silika ke fasa kristobalit selama proses oksidasi [41].

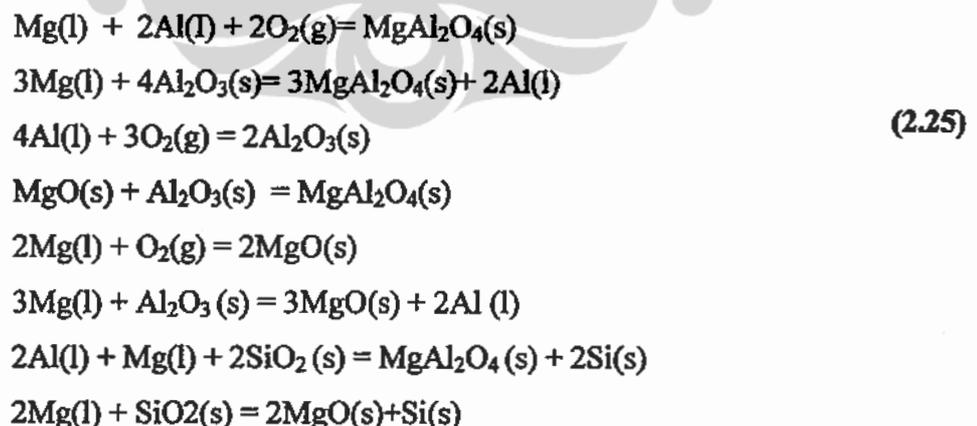
Pada penelitian komposit Al-SiCp dengan penambahan elemen Mg pada metode *casting* berdasarkan pengamatan menggunakan SEM dan EDX menunjukkan fenomena pada daerah antarmukanya banyak mengandung elemen-elemen Mg dan O. Hal tersebut yang dapat dijadikan sebagai acuan untuk menyatakan terjadinya fasa *spinel* (MgAl₂O₄) atau magnesium Oksida (MgO) pada daerah antarmuka antara matrik dan penguatnya. Senyawa *spinel* dapat terjadi melalui dua mekanisme reaksi sebagai berikut [42] :



Senyawa SiO_2 yang terdapat pada permukaan partikel SiC terbentuk pada saat pre-oksidasi, dan senyawa Al_2O_3 merupakan lapisan oksida pada permukaan Al. Kedua senyawa tersebut yang berkontribusi besar terhadap terbentuknya fasa *spinel* pada daerah antarmuka komposit Al-SiCp.

2.6.3. Analisa Penambahan Mg Dalam Meningkatkan Kemampubasahan Komposit

Penambahan elemen pepadu pada pembuatan komposit logam matrix composites (MMCs) dengan penguat keramik berujuan untuk meningkatkan kemampu basahan dan adhesifitas antara matrik dan penguatnya. Asthana, R dan Delannay, F [43] melakukan studi tentang penambahan elemen Mg dalam pembuatan komposit Al- Al_2O_3 melalui proses dalam keadaan cair menyatakan, elemen tersebut mampu meningkatkan kemampubasahan antara penguat dan matriknya akibat terbentuknya fasa *spinel* (MgAl_2O_4) dan magnesium oksida (MgO) pada daerah interaksi antarmukanya. Fasa tersebut mampu mereduksi tegangan permukaan antara matrik and penguat sehingga dapat meningkatkan adesifitas antara keduanya. Secara termodinamik Wang, Zhong [44,45] menganalisa reaksi kimia pada Al-Mg/ Al_2O_3 dalam pembentukan fasa MgAl_2O_4 atau MgO sebagai berikut:



Terbentuknya formasi fasa MgAl_2O_4 pada antarmuka antara logam/fiber dapat teramati, dengan menggunakan *scanning electron microscope* dengan menggunakan dan didukung analisa menggunakan *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS), bentuk kristal *Anguler* pada MgAl_2O_4 pada saat pembuatan

material komposit Al-SiCp dengan metode casting dapat teramati dengan menggunakan transmission electron microscopy (TEM) seperti yang dilakukan oleh Wang [45]. Pada penelitian lain Chadwick [46], pada saat pembuatan komposit logam (Al)-fiber(SiC) dengan metode *Squeeze casting* menyatakan terbentuknya lapisan oksida tipis pada permukaan fiber berupa alumina kristalin dan amorphous di antarmukanya. Lapisan $MgAl_2O_4$ yang terbentuk pada permukaan akibat reaksi alloy matrik dengan oksigen yang ada di udara sekitarnya. Mekanisme terbentuknya *spinel* akibat terbentuknya Al_2O_3 pada matrik dan bereaksi dengan Mg pada daerah antarmuka.

2.6.4. Reaksi Antarmuka Matrik Aluminium Terhadap Fasa Aluminium

Oksida Al_2O_3

Material komposit isotropik Al-SiCp yang diperlakukan penguatnya dengan melapisi ion Mg dan Al dengan metode *electroless plating* memungkinkan terbentuk berbagai macam oksida logam. Fasa aluminium oksida yang terbentuk pada permukaan partikel penguat akan berinteraksi dengan matrik Al pada saat proses sinter. Reaksi interaksi kedua jenis fasa yang berbeda tersebut telah diamati oleh Z. Zhou [47], dimana struktur antarmuka antara α - alumina terhadap matrik Al tidak terjadi reaksi berdasarkan pengamatan dengan menggunakan TEM. Beberapa dislokasi terlihat antara matrik dan α - alumina karena perbedaan koefisien ekspansi termal yang tinggi. Pada daerah antarmuka kedua fasa tersebut muncul fasa kristalin interlogamik Mg_2Si , berdasarkan pemaparan dengan menggunakan *high resolution electron microscopy (HREM)* sebagaimana pada Gambar 2.27



Gambar 2.27 : Fasa antarmuka Al/ α -Al₂O₃ dan adanya fasa interlogamik Mg₂Si dengan menggunakan TEM [47]

Berdasarkan orientasi kristal Mg₂Si dan α -Al₂O₃ searah pada bidang kristal $[011]_{Mg_2Si} // [\bar{1}210]_{\alpha-Al_2O_3}$ dan $[111]_{Mg_2Si} // [0006]_{\alpha-Al_2O_3}$ pada daerah antarmukanya. Pada penambahan elemen padu Mg tidak ditemukan fasa MgO di daerah antarmuka reaksi antara Al/Al₂O₃ dengan proses *squeeze casting*, karena pengaruh sudut kontak yang terjadi sangat kecil antara alumina dan aluminium. Interaksi antara β -alumina dan matrik Al pada daerah antarmukanya terbentuk MgAl₂O₄ (*spinel*) pada penambahan elemen Mg, dengan proses pembuatan komposit metode *squeeze casting* pada temperatur rendah. Dibandingkan dengan α -alumina, β -alumina lebih mudah terbentuk fasa spinel dipermukaannya apabila ada penambahan elemen yang kecil. Berdasarkan orientasi kristalografinya bidang-bidang kristal yang sejajar antara MgAl₂O₄ dan β -Al₂O₃ adalah $[011]_{Mg_2Si} // [\bar{1}210]_{\beta-Al_2O_3}$ dan $[111]_{Mg_2Si} // [0006]_{\beta-Al_2O_3}$. Dua dari bidang kristal MgAl₂O₄ berada pada daerah antarmuka matrik Al dan alumina. Struktur antarmuka logam/matrik timbul fasa segregasi, dimana struktur yang terbentuk meminimalisasi energi antarmukanya dan dapat merapatkan bidang dan orientasi kristal matrik dan fasa hasil dari keduanya yang sejajar dengan penampang antarmukanya. Pada β -Al₂O₃ memiliki struktur *hexagonal* terdiri dari dua blok *spinel* yang dipisah dengan bidang cermin *loose-packed oxygen* dan ion alkali. Blok spinel meliputi empat lapis ion oksigen dalam susunan *cubic close packed*.

Dengan semakin tinggi kandungan Mg pada permukaan alumina, $MgAl_2O_4$ *spinel* akan lebih mudah terbentuk pada permukaan $\beta-Al_2O_3$. Terbentuknya $MgAl_2O_4$ *spinel* pada permukaan $\beta-Al_2O_3$ lebih besar dibandingkan pada $\alpha-Al_2O_3$, sehingga energi yang diperlukan dalam meningkatkan kompatibilitas antara matrik dan penguatnya akan lebih rendah. Mekanisme terbentuknya fasa $MgAl_2O_4$ pada antarmuka antara Al/ Al_2O_3 disebabkan reaksi secara termodinamik pada sistem komposit tersebut, dimana $MgAl_2O_4$ dibentuk akibat kayanya kandungan Mg, Al dan oksigen disekitar partikel Al_2O_3 . Reaksi tersebut dinyatakan dengan $Mg(l) + 2Al(l) + 2O_2(g) \rightarrow MgAl_2O_4(s)$, dimana oksigen yang terlarut ke dalam matrik dan terserap pada permukaan Al_2O_3 . Peningkatan konsentrasi Mg akan menurunkan tegangan permukaan dan meningkatkan penarikan oksigen.

2.6.5. Rekayasa Pada Reaksi Antarmuka Komposit MMCs

Pengabungan dua material yang berbeda sifat dan jenis karena terjadinya ikatan permukaan antara keduanya merupakan persyaratan sebagai material komposit. Permasalahan utama dari pembuatan komposit adalah interaksi antarmuka antara matrik dan penguat, yang pada umumnya mempunyai aspek kebasahan yang rendah. Agar aspek adhesitas antara matrik dan penguat meningkat dapat dilakukan beberapa metode rekayasa kemampuan basahan pada material komposit berbasis logam atau yang lebih kusus digolongkan sebagai material komposit MMCs.

2.6.5.1. Penambahan Elemen Paduan

Rekayasa pada material komposit MMCs pada intinya bertujuan untuk menggandengkan antara matrik dengan penguat. Reaksi antarmuka yang bersifat destruktif dapat dihindari dengan cara menambahkan beberapa elemen paduan, sehingga aspek kebasahan antara matrik dan penguat dapat ditingkatkan. Pada kasus komposit Al-SiCp, reaksi antarmuka antara matrik dan SiC sangat tinggi dan kecenderungan membentuk fasa almunium karbida (Al_4C_3) yang bersifat destruktif. Hal tersebut dapat dihindari dengan cara menambahkan elemen Si pada matrik Al agar dapat mencegah terbentuknya fasa alumina karbida. Pada kasus yang

lain pada sistem pembuatan komposit Mg-C, dimana kedua material tersebut mempunyai ikatan antarmuka yang lemah dapat dihindari atau ditingkatkan aspek kebasahannya dengan menambahkan elemen Al pada sistem tersebut. Pada kasus komposit (Cu-C), mempunyai kemampu basahan yang rendah karena reaksi antarmukanya sangat destruktif dalam aspek interaksi antar permukaan, dapat ditingkatkan kualitasnya dengan penambahan elemen Ti atau Cr pada saat pembuatan kompositnya. Penambahan elemen Pb, Sn, Mg dan Sr pada saat proses peleburan merupakan suatu cara untuk menurunkan tegangan permukaan pada cairan logam, sehingga dapat meningkatkan kebasahan antara logam dengan partikel penguat berbahan keramik[31,38].

2.6.5.2. Perlakuan Panas Pada Penguat Keramik

Salah satu cara untuk meningkatkan kualitas kebasahan pada material penguat, dapat dilakukan dengan cara proses perlakuan permukaan (*surface treatment*). Sifat permukaan penguat akibat proses tersebut akan bersifat pasif, contoh yang sederhana pada proses pembuatan komposit Al-SiCp. Pada proses pembuatan komposit tersebut, mula-mula partikel penguat SiC dilakukan perlakuan panas pada temperatur tinggi agar pada permukaan SiC terbentuk lapisan SiO₂. Dimana lapisan tersebut dapat mencegah terbentuknya fasa alumina karbida, sehingga ikatan antar permukaan antara matrik dan penguat dapat meningkat. Pada reaksi antarmuka Al-Mg-X cenderung terbentuk fasa magnesium oksida dan oksida-oksida campuran MgAl₂O₄ (*Spinel*). Dalam sistem AlMg-Al₂O₄ terbentuknya fasa spinel ditentukan oleh kandungan elemen magnesium, dan biasanya terjadi pada rentang kandungan antara 4 <Mg<8 wt%. Pada kandungan Mg di bawah 4 % konsentrasi fasa MgO cenderung tinggi pada sistem tersebut, apabila kandungan Mg kurang dari 1 % fasa-fasa oksida Mg tidak nampak terjadi. Walaupun kandungan Mg yang tinggi mempunyai efek positif terhadap reaksi antarmuka, tetapi hal tersebut tidak diharapkan apabila sifat dari matrik menjadi berubah tidak seperti yang diharapkan. Salah satu cara untuk menghindari terbentuknya spinel yang bersifat getas berlebihan, sehingga dapat mempengaruhi sifat mekanik matrik saat dicampur dengan penguat partikel alumina. Langkah pertama yang dilakukan untuk mencegah degradasi sifat matrik

adalah menggunakan aluminium matrik dengan kandungan Mg di bawah 8 Wt%, sehingga terbentuk lapisan *pasiva* MgO pada permukaan alumina. Langkah kedua kandungan Mg diturunkan dengan cara menambah Al pada saat proses pelelehan, sehingga terbentuknya fasa *spinel* yang berlebihan dapat dicegah [31,35,48].

2.6.5.3. Infiltrasi Gas

Meningkatkan kemampuan basahan pada penguat dilakukan dengan cara mensuplai gas dalam *chamber* saat pelelehan material matrik logam. Alternatif lain untuk meningkatkan aspek kebasahan juga dapat dilakukan dengan menaikkan temperatur pelelehan. Pada proses pembuatan material MMCs sangat tergantung pada pemilihan material bahan pembentuknya dan harus sangat selektif dalam menentukan parameter-parameter variable prosesnya. Dengan waktu proses yang sangat singkat, antara logam cair dan penguat sudah terjadi reaksi antarmuka. Pada komposit Al-SiCp untuk menghindari terbentuknya fasa Aluminium karbida pada daerah antarmukanya dapat dilakukan dengan cara proses yang cepat pada saat proses *squeeze casting*. Pada proses pembuatan MMCs dengan metode metalurgi serbuk atau proses dalam keadaan padat, proses pencegahannya dengan cara memperlakukan permukaan partikel penguat agar dapat dihindari interaksi antar permukaan penguat dan matrik secara langsung. [49].

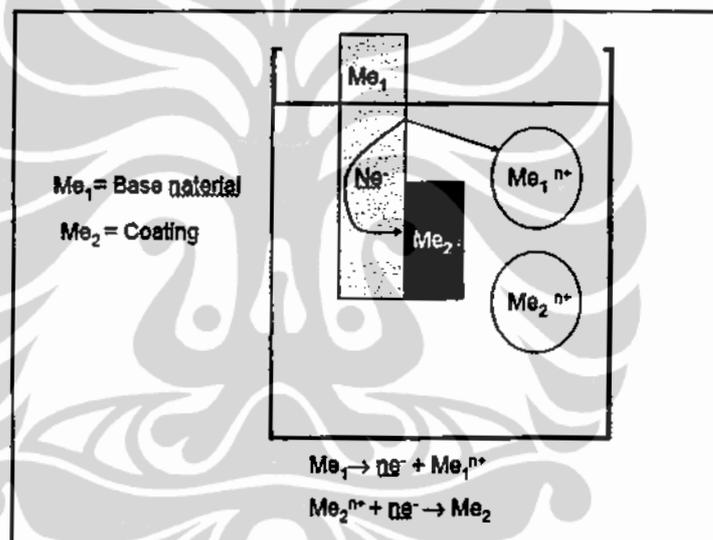
2.6.5.4. Pelapisan Pada Partikel Penguat

Proses *electroless plating* yang digunakan pada komponen-komponen teknik atau elektronik biasanya bertujuan untuk meningkatkan ketahanan aus dan korosif pada material. Proses ini mempunyai keuntungan karena tidak tergantung pada bentuk geometri material yang dilakukan proses pelapisan. Kebersihan permukaan material sebelum dilapisi merupakan persyaratan mutlak yang harus dilakukan, sebelum proses pelapisan. Contoh proses *electroless plating* penerapannya seperti yang dilakukan pada pembuatan *hard-discs*, dimana logam nickel yang dikombinasi dengan bahan magnetic cobalt digunakan sebagai material pelapis. Dengan metode ini diperoleh ketebalan dan presisi dimensi yang tinggi pada produk yang dibuat. Komposit dengan menggunakan teknologi *electroless plating* dengan menggunakan material nickel yang

mengandung SiC atau Teflon dapat digunakan untuk meningkatkan ketahanan aus dan menurunkan gaya gesek. *Electroless plating* berdasarkan mekanismenya dibagi dalam dua jenis yaitu *ion-exchange plating* dan *autocatalytic plating* [1,6,50]

i. Ion-exchange plating

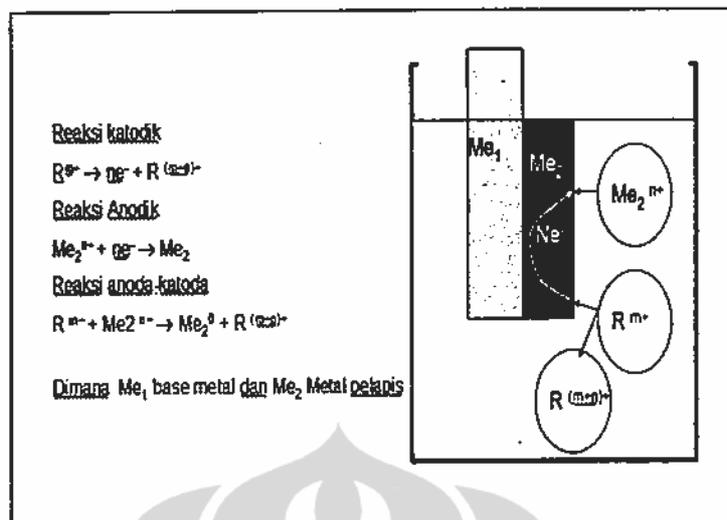
Proses ini didasari pada proses oksidasi pada material, yang mana ion-ion yang dibebaskan oleh logam mereduksi ke material yang dideposit melalui larutan elektrolit. Lapisan deposit akan terhenti apabila seluruh permukaan sudah telapisi dengan sempurna.



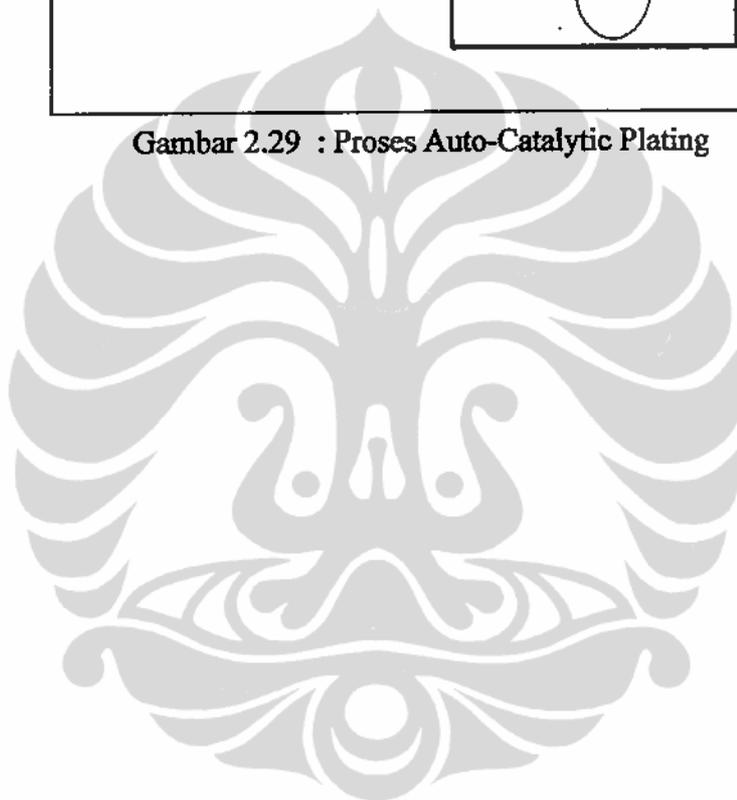
Gambar 2.28: Ion exchange plating

ii. Autocatalytic plating

Proses plating dimana prosesnya ditentukan oleh electron yang ditimbulkan oleh proses reduksi oleh *reducing agent* (RA). Elektron yang dibebaskan oleh RA akan bergabung dengan ion logam di dalam larutan membentuk fasa solid dipermukaan substrat yang dilapisi.



Gambar 2.29 : Proses Auto-Catalytic Plating



BAB III METODOLOGI PENELITIAN

3.1. PENDAHULUAN

Tujuan utama penelitian ini adalah untuk meningkatkan ikatan antar permukaan partikel Al dan SiC pada saat membentuk bahan komposit isotropik. Pada penelitian difokuskan pada teknologi pelapisan tipis metal oksida pada bahan partikel SiC dengan metode *electroless plating*. Fasa-fasa metal oksida yang terbentuk pada lapisan tipis tergantung pada konsentrasi ion metal yang dilarutkan dalam elektrolit. Pengamatan mikrostruktur pada lapisan tipis dapat dilakukan dengan menggunakan *Scanning Elektron Microscope* (SEM) sedangkan analisa elemennya menggunakan *Energi Dispersive Spectroscopy* (EDS), dan untuk mengetahui fasa baru digunakan *X-ray Diffraction* (XRD). Untuk membuktikan kompaktibilitas atau ikatan antar permukaan dapat dilakukan uji tekan, pengujian tersebut bertujuan untuk mendapat nilai modulus elastisitas komposit isotropik Al-SiCp yang dilapisi dengan oksida metal. Hasil pengujian akan didukung dengan pengamatan mikrostruktur dan interpretasi fasa yang terbentuk pada komposit Al-SiCp. Salah satu performa indikator untuk menyatakan kerapatan interaksi antara penguat dan matrik pada bahan komposit Al-SiCp dapat digunakan grafik *upper dan lower bound*, dimana konsep tersebut berdasarkan analisa mikromekanik material komposit *unidirectional* dalam arah penguatan *longitudinal* dan *transversal*.

3.2. PERALATAN DAN MATERIAL PENGUJIAN

3.2.1. Peralatan Yang Digunakan Dalam Penelitian

Peralatan yang dibutuhkan dalam penelitian ini antara lain :

1. Timbangan Digital, berfungsi untuk penimbangan massa bahan
2. Mortar, wadah untuk proses pencampuran
3. Cetakan, berbentuk silinder ukuran diameter 1,8 cm (untuk tinggi disesuaikan dengan yang diinginkan)
4. Pompa Hidrolik, berfungsi dalam pembentukan benda uji dalam proses kompaksi.

5. *Furnace*, untuk melakukan proses pemanasan bahan (sinter) secara vakum (vakum sinter).
6. Pompa vakum (Rotary Pump ME 4R) digunakan untuk memvakumkan *chamber* pada saat sinter
7. *Crusibel*, sebagai tempat sampel saat sinter
8. Ultra sonic cleaner
9. Mikroskop Optik, untuk melihat permukaan bahan secara mikro (Uji metalografi).
10. Magnetic stirrer
11. Alat *polishing*, untuk menghaluskan permukaan sampel sebelum diuji metalografi
12. Alat X-RD, untuk pengujian serbuk coating SiC (Lab. Riset center ITS)
13. SEM-EDS untuk pengujian struktur mikro sampel (Lab. Metallurgi UI-Jakarta)
14. HRSEM,EDAX (S-4100H) Departemen Nanostructured and Advance material Kagoshima University
15. Uji tekan, untuk mengetahui sifat elastisitas sampel (LUK-Puspitek serpong)

3.2.2 Bahan-bahan yang digunakan penelitian

Bahan – bahan yang dibutuhkan dalam penelitian ini antara lain :

1. Serbuk Aluminium murni (*Merck*)
2. Serbuk Silikon karbida dengan ukuran 220 mesh sebagai filler.
3. HNO₃ (konsentrasi 68 %), sebagai media elektrolit untuk pelapisan
4. Magnesium, Alumunium , sebagai bahan sumber ion positif
5. Alkohol, larutan pembersih partikel SiC dengan *ultra sonic cleaner*
6. n-Butanol 99%, sebagai media pencampur.
7. Serbuk Zinc Stearat, sebagai pelumas dinding cetakan.

3.3. PROSES PELAPISAN PERMUKAAN PARTIKEL SiC DENGAN METODE ELECTROLESS PLATING

3.3.1. Pembersihan Permukaan Partikel SiC

Partikel SiC dibersihkan menggunakan ultrasonic cleaner, dimana alkohol 70 % dituangkan pada tabung gelas ukur 500 ml, selanjutnya partikel SiC dimasukkan ke dalam gelas ukur dan dilakukan pembersihan selama 30 menit. Dengan proses yang sama di ulang sampai 3x sampai kondisi cairan alkohol tetap dalam kondisi bening. Setelah proses pembersihan partikel SiC dikeringkan dalam oven dengan temperatur 125°C sampai kering sempurna.

3.3.2. Pembuatan Larutan Media Elektrolit

Proses pembuatan dua larutan elektrolit yang berbeda kandungan konsentrasi Mg, pertama menggunakan cairan HNO_3 (40 ml) konsentrasi 68% + serbuk Al (0,5 gr) atau 0,018 mol + serbuk Mg(0,02 gr) atau 0,0008 mol, dan larutan elektrolit yang kedua dengan komposisi HNO_3 (40 ml) konsentrasi 68% + Al (0,5 gr) atau 0,018 mol + Mg(0,25 gr) .atau 0,01 mol. Proses pembuatan larutan ion Al dan Mg dengan cara HNO_3 + Al diaduk menggunakan *magnetic stirrer* sampai merata, selanjutnya Mg dimasukkan secara perlahan-lahan sambil di aduk (*keluar asap kecoklatan*) dan diaduk sampai merata. Untuk konsentarsi Mg yang pertama larutan berwarna bening kekuningan dan yang kedua larutan berwarna kuning kecoklatan.

3.3.3. Proses Pelapisan Partikel SiC

Proses pelapisan SiC menggunakan metode *electroless plating* , menggunakan larutan ion Al+Mg yang terlarut dalam HNO_3 . Untuk membedakan dua konsentrasi ion pada kedua elektrolit, lautan elektrolit yang mengandung Mg 0,0008 mol diberi kode larutan Mg(0,02) dan yang mengandung Mg 0,018 diberi kode larutan Mg(0,25) Pelapisan keadaan pertama menggunakan larutan konsentrasi dengan Mg (0,02) dan partikel SiC sebanyak 16 gr dimasukkan ke dalam lautan elektrolit sambil diaduk dengan *magnetic stirrer* pada temperatur 100°C sampai semua larutan menjadi kering. Serbuk SiC di keringkan dan dioksidasi dalam *furnace* 200°C dengan waktu tahan selama 1 jam dan dilanjutkan pada temperatur 400°C dengan waktu tahan 2 jam. Proses tersebut diulang untuk konsentrasi larutan Mg(0,25) dengan cara yang sama.

3.4. PROSES PEMBUATAN KOMPOSIT Al-SiCp DENGAN METODE FASA PADAT

3.4.1. Penentuan Konsentrasi Fraksi Penguat dan Matrik

Dalam tahapan ini dilakukan penimbangan serbuk SiC dan Al sesuai dengan fraksi volume masing-masing yaitu, 10, 20, 30 dan 40%. Bahan yang digunakan adalah Aluminium ($\rho_m = 2,76 \text{ gr/cm}^3$) dan SiC ($\rho_r = 3,0 \text{ gr/cm}^3$) dengan perbandingan fraksi volume penguat SiC terhadap matrik Al adalah : 10, 20, 30 dan 40 %.

Volume Sampel

Sampel yang dibuat berbentuk silinder dengan dimensi tinggi 1,4 cm dan diameter 1,4 cm.

$$\text{Volume Komposit : } v_c = \pi r^2 t \quad (3.1)$$

Dimana :

$$\pi = 3,14$$

r. = Jari-jari silinder (cm)

t = tinggi silinder (cm)

v_c = volume komposit (cm^3)

maka :

$$\begin{aligned} v_c &= \pi (0,7)^2 1,4 \\ &= 2,154 \text{ cm}^3 \end{aligned}$$

Sehingga, volume total komposit yang harus dihasilkan $\geq 2,154 \text{ cm}^3$.

Penentuan massa serbuk matrik Al dan filler SiC

Massa bahan dapat ditentukan melalui rumusan berikut;

$$V_f = \frac{v_f}{v_c} \quad ; \quad V_m = \frac{v_m}{v_c} \quad (3.2)$$

$$\text{dengan ; } \rho_f = \frac{m_f}{v_f} \quad ; \quad \rho_m = \frac{m_m}{v_m}$$

$$v_f = \frac{m_f}{\rho_f} \quad ; \quad v_m = \frac{m_m}{\rho_m}$$

$$V_f = \frac{m_f}{\rho_f v_c} \quad ; \quad V_m = \frac{m_m}{\rho_m v_c}$$

$$\text{jadi ; } m_f = V_f \cdot v_c \cdot \rho_f \quad ; \quad m_m = V_m \cdot v_c \cdot \rho_m \quad (3.3)$$

keterangan : V_f = fraksi volume penguat (%)

V_m = fraksi volume matrik (%)

v_c = volume komposit (cm^3)

v_f = volume filler (cm^3)

v_m = volume matrik (cm^3)

m_f = massa filler (gr)

m_m = massa matrik (gr)

ρ_f = massa jenis filler (gr/cm^3)

ρ_m = massa jenis matrik (gr/cm^3)

Perhitungan untuk fraksi volume 90 % Al – 10 % SiC

$$\begin{aligned} m_f &= 10\% \times 2,154 \text{ cm}^3 \times 2.99 \text{ gr}/\text{cm}^3 \\ &= 0,624 \text{ gram.} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} m_m &= 90\% \times 2,154 \text{ cm}^3 \times 2,77 \text{ gr}/\text{cm}^3 \\ &= 5,369 \text{ gram.} \end{aligned}$$

Perhitungan fraksi volume penguat SiC 10, 20, 30 dan 40% dilakukan dengan langkah-langkah yang sama dan hasilnya ditunjukkan pada tabel di bawah ini :

Tabel III.1 Data Massa Penguat dan Matrik

V_f (%)	V_m (%)	m_m (gr)	m_f (gr)
10	90	5,369	0.624
20	80	4,773	1.249
30	70	4,177	1.873
40	60	3,579	2.498

3.4.2. Proses Blending

Proses *blending* menggunakan metode penyampuran basah dengan menggunakan media larutan polar n-Butanol. Kedua konsentrasi (Al+SiC) yang sudah dibuat dimasukkan kedalam n-Butanol dan dilakukan pengadukan dengan menggunakan *magnetic stirrer* secara perlahan-lahan. Selanjutnya dikikeringkan dengan temperatur 80⁰ C sampai semua butanol menguap. Setelah kering digerus pakai mortar agar partikel tidak berekatan (*aglomerasi*).

3.4.3. Proses Kompaksi

Pertama-tama bersihkan lubang cetakan berdiameter 1.4 cm terbuat dari besi stainless steel dengan kertas gosok 500 mesh dan 1000 mesh. Selajutnya dibersihkan dengan kapas *sterile* untuk menghilangkan serbuk sisa kotoran., dengan menggunakan pengering untuk pembersihan terakhir. Oleskan pelumas padat Zinc-stearat pada dinding cetakan, landasan dan tangkai penekan. Serbuk campuran Al dan SiC dimasukkan ke dalam cetakan silinder dan dilakukan penekanan dengan gaya sebesar 15 kN. Pada penelitian ini menggunakan metode penekan satu arah dalam keadaan lingkungan atmosfer. Pada saat kompaksi di tahan selama 15 menit, agar gaya merata sempurna pada seluruh bagian *bulk* dan menghindari ketidak homogenan distribusi gaya akibat friksi dengan dinding cetakan .Setelah itu *green strength* atau *green density* dari material komposit Al-SiCp dikeluarkan dari cetakan.

3.4.4. Proses Sinter

Sampel uji dimasukkan ke dalam *vacum chamber* dan ditutup rapat setelah *thermocouple* dan pipa penghisap udara di rangkai di dalamnya. *Chamber* vakum ada di dalam *furnace* tetapi *furnace* pemanasannya belum di jalankan. Pompa vakum rotari dijalankan terlebih dahulu sampai di indikator menunjukkan tekanan dalam *chamber* mencapai 10⁻³ thor. Setelah itu dijalankan *furnace* untuk proses pre-sinter sampai temperatur dalam chamber yang terukur melalui *thermocouple* mencapai 200⁰C, dan waktu tahan 20 menit, dan dilanjutkan 400⁰ C dengan waktu tahan 20 menit. Proses temperatur sinter yang pertama 500⁰ C

dengan waktu tahan 2 jam. Proses temperatur sinter pada penelitian ini dilakukan tiga besaran temperatur sinter yaitu 500, 550 dan 600⁰ C dan waktu tahan sinter bervariasi 2, 4, dan 6 jam. Semua variabel sinter digunakan pada masing-masing komposisi Al-SiCp (10,20,30,40 %) dan dengan pelapisan permukaan partikel SiC dengan perlakuan pelapisan permukaan dua konsentrasi Mg yang berbeda.

3.5. ANALISA FISIS / MEKANIK / MIKROSTRUKTUR Al-SiC_p

3.5.1. Analisa Densitas Sinter

Pengujian densitas komposit Al-SiCp dengan menggunakan metode Archimedes. Pertama dilakukan penentuan masa kering sampel uji m_k dengan menggunakan *digital balance*, dan ditentukan berat kering sampel menggunakan *spring balance* (1 N) W_k . Selanjutnya berat sampel dalam air diukur dengan *spring balance* (1 N) sebagai W_b . Selisih antara ($W_k - W_b$) merupakan gaya apung zat cair pada benda. Gaya apung zat cair sama dengan berat air (W_a) yang dipindahkan akibat tercelupnya benda, dimana $W_a = \rho_{air} V_a$ g. Jadi volume air $V_a = W_a / \rho_{air}$, volume air tersebut sama dengan volume benda uji (V_c). Karena masa benda uji sudah diketahui (m_k) maka densitas sinter komposit $\rho_s = m_k / V_c$.

3.5.2. Analisa mikrostruktur komposit

Proses pengamatan mikrostruktur menggunakan *SEM dan HRSEM*, dan tidak dilakukan *polishing*. hal tersebut dilakukan untuk menghindari tergerusnya pelapisan oksida yang terbentuk pada permukaan partikel SiC. Permukaan sampel yang diamati hanya dibersihkan dengan menggunakan *ultrasonic cleaner*. Perbesaran dilakukan antara 500x, 1500x dan 2000x. Pengamatan elemen-elemennya yang ada pada komposit dilakukan pada titik pengamatan pada daerah matrik, interfasial matrik-penguat dan daerah penguat.

3.5.3. Interpretasi Fasa Komposit

Pengamatan fasa-fasa yang terbentuk pada komposit menggunakan *X-Ray Diffraction (XRD)* dengan cakupan sudut difraksi 2θ antara 0 – 100⁰. Interpretasi puncak-puncak dari bidang kristal yang terjadi di *search and match* dari data base

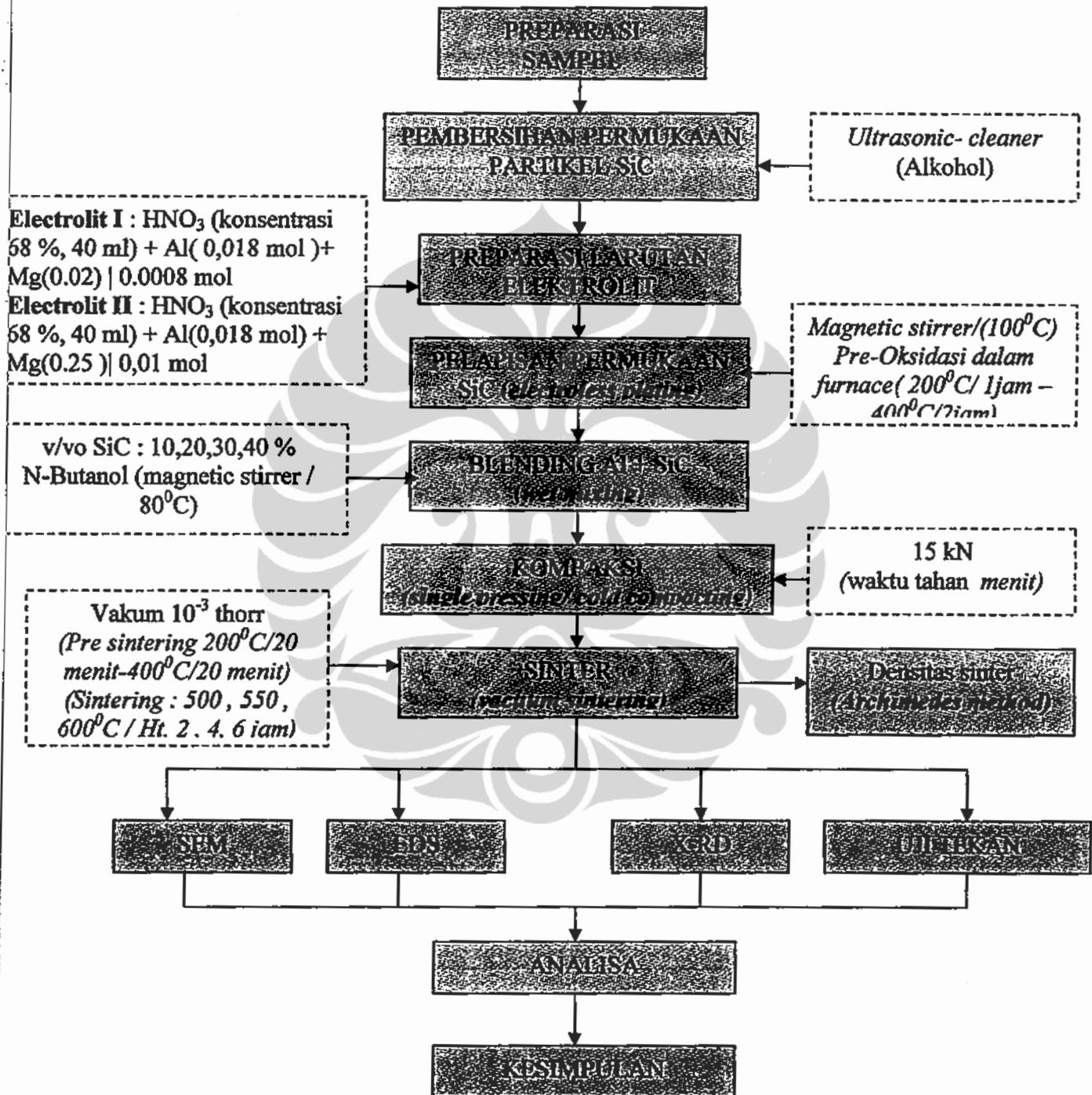
kristalografi. Prediksi fasa-fasa yang terbentuk berdasarkan data elemen-elemen dari pengujian EDS dari SEM.

3.5.4. Uji Tekan

Standar pengujian minimum untuk compression test adalah perbandingan antara $l/D \geq 1$ (perbandingan tinggi dan diameter lebih besar atau sama dengan satu).. Pengujian tersebut untuk memperoleh grafik *stress-strain* untuk dianalisa *slope* pada daerah elastisitas. Slope pada daerah elastisitas digunakan untuk menentukan modulus elastisitas komposit hasil eksperimen.



3.6. DIAGRAM ALIR PENELITIAN



Gambar 3.1: Diagram alir penelitian

BAB IV ANALISA DATA DAN PEMBAHASAN

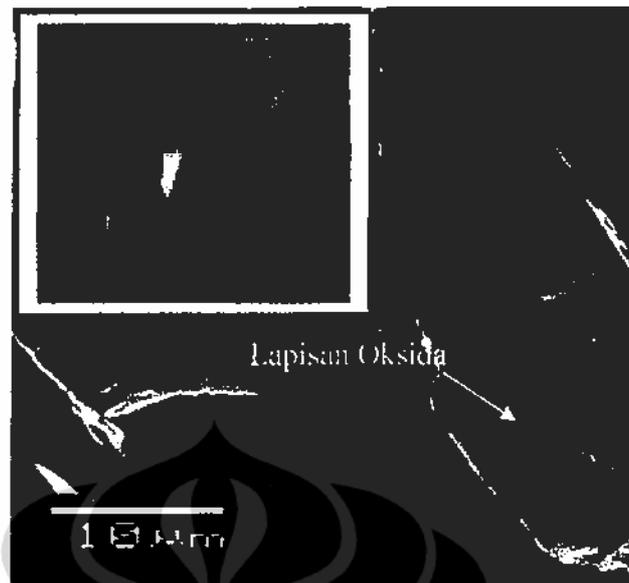
4.1. KARAKTERISASI PERMUKAAN PARTIKEL SiC YANG DILAPISI AlMg(OKSIDA) MELALUI PROSES *ELECTROLESS PLATING*

Silikon karbida merupakan salah satu jenis material keramik yang mempunyai densitas dan kekuatan tinggi, yang banyak digunakan sebagai penguat dalam pembuatan material komposit berbasis matrik logam (*Metal Matrix Composites /MMC*). Bentuk SiC yang sering digunakan sebagai material penguat komposit MMC ada dua yaitu *whiskers* dan partikulit (*particulate*). Dimensi partikel SiC yang termasuk serbuk halus antara 0,5 - 5 μ m, serbuk sedang antara 5 - 50 μ m. Bentuk partikel SiC pada umumnya berbentuk *rounded/equiaxed*, dan kekasaran permukaan tergantung pada variabel proses saat pembuatan partikel. Bentuk dan ukuran partikel sangat menentukan densitas dan kemampuan alir dari partikel pada saat digunakan sebagai penguat pada material komposit MMCs. Senyawa SiC merupakan jenis material yang mempunyai jenis polimorfi, dengan ikatan utamanya jenis kovalen. Struktur kristal SiC yang umum bertipe α dan β , dimana kedua jenis struktur kristalnya mempunyai bentuk heksagonal dan kubik yang stabil pada temperatur tinggi. Proses pembuatan partikel SiC dapat dilakukan melalui tiga cara yang selama ini sering digunakan yaitu reduksi termal karbon pada SiO, karburasi pada Si dan reaksi fasa gas pada senyawa Si dan C atau dekomposisi termal pada bahan prekursor organik dalam fasa gas. Partikel α -SiC biasanya dibuat melalui proses reduksi termal karbon pada material SiO dengan temperatur tinggi yang dikenal dengan metode *Acheson*. Untuk partikel β -SiC diperoleh dengan cara reaksi fasa gas, dilakukan dengan mereaksikan SiCl₄ dan menggunakan *heavy oil* sebagai sumber karbon dalam fasa gas, dan karbon yang berlebih dihilangkan melalui proses oksidasi pada temperatur 700^oC. Sangat sulit memproduksi partikel SiC seratus persen murni, karena pada produksinya partikel SiC mudah dipengaruhi oleh faktor lingkungan. Fasa impuritas yang sering terjadi pada proses pembuatan partikel SiC adalah SiO₂, Si dan C, dimana kristal Si tidak mudah terdeteksi dengan XRD secara kuantitatif karena area kristalnya mendekati daerah non kristalin SiO.

Kandungan oksigen pada partikel SiC biasanya mencapai 1-5 wt%, yang banyak terbentuk pada permukaan partikel SiC. Impuritas material metalik pada partikel SiC pada umumnya kurang dari 1 %, dan material anionik seperti Cl⁻ dan F⁻ dapat muncul akibat proses reaksi pada lingkungan asam, hal tersebut akan hilang pada saat proses sinter dan *degassing* pada lingkungan vakum. Untuk mengidentifikasi kuantitatif elemen-elemen yang ada pada permukaan SiC dapat menggunakan *Scanning Electrone Microscope (SEM)* dengan didukung oleh *X-ray Imaging Spectroscopy (EDS)*. Kereaktifan permukaan partikel SiC yang terkait dengan aspek kebasahan sangat ditentukan oleh kestabilan struktur permukaan, viskositas dan PH pada permukaannya. Untuk meningkatkan kereaktifan permukaan partikel SiC dapat dilakukan pengecelupan terhadap larutan HF/HNO₃ pada temperatur 200^oC, sehingga permukaannya akan menjadi lebih reaktif terhadap material-material logam.

4.1.1. Analisa Elemen Pelapisan Permukaan Partikel SiC Dengan Ion Al dan Mg

Pada penelitian ini dilakukan rekayasa permukaan partikel SiC dengan cara melapisi permukaan partikel SiC dengan ion Mg dan Al, yang diharapkan terbentuk fasa MgAl₂O₄ (*spinel*) pada saat proses vakum sinternya. Metode pelapisannya menggunakan *electroless plating* dengan menggunakan larutan elektrolit HNO₃ pada lingkungan atmosferik. Analisa mikrostruktur daerah ikatan antarmuka antara matrik (Al) dan penguat (SiC) diamati dengan menggunakan *Scanning Electrone Microscope (SEM)* dan identifikasi elemen pada daerah tersebut dianalisa dengan menggunakan *Energy Dispersive Spectrometry (EDS)*. Fasa pada daerah antarmuka yang terbentuk diamati dengan menggunakan *X-ray diffraction (XRD)*, berdasarkan yang dianalisa puncak-puncak spectrum utamanya dengan metode *search and match*.

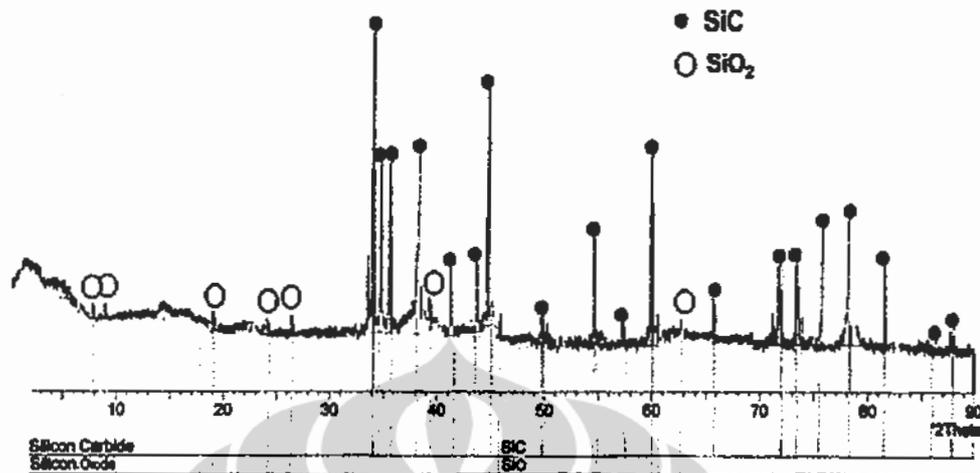


Gambar 4.1 : Bentuk partikel SiC tanpa Coating [1]

Partikel serbuk SiC pada umumnya mempunyai bentuk *rounded / equiaxed* dan pada permukaannya selalu terlapis oleh oksida (SiO_2) seperti ditunjukkan pada Gambar 4.1. Pada penelitian yang dilakukan Urena [1] formasi terbentuknya silikon oksida pada permukaan SiC secara teoritik mempunyai ketebalan sekitar 100-136 nm, hasil tersebut hampir mendekati dengan pengukuran langsung secara mikrografi menggunakan *Transmission Electron Microscope (TEM)*. Lapisan oksida ini selalu melapisi permukaan partikel SiC secara merata, hal tersebut yang menyebabkan menjadi persoalan utama pada pembuatan material komposit MMC. Permukaan partikel SiC yang terlapis oleh silikon oksida stabil juga dapat menjadi penghalang terjadinya interaksi antarmuka antara matrik logam dengan penguat keramik. Pelapisan oksida metastabil akan mampu berperan sebagai penguat antara matrik dan penguatnya. Penelitian *V.M Sreekumar* [26] formasi terbentuknya kristal MgO , MgAl_2O_3 atau Al_2O_3 pada permukaan partikel SiC mampu meningkatkan aspek kebasahan sebagai penguat komposit MMCs. Peningkatan aspek kebasahan tersebut disebabkan adanya formasi kristal oksida yang tidak stabil pada permukaan partikel SiC. Terbentuknya formasi lapisan SiO_2 pada permukaan partikel SiC dalam lingkungan atmosfer, menurut Youngman Kim[32] mekanisme reaksinya dinyatakan dengan:

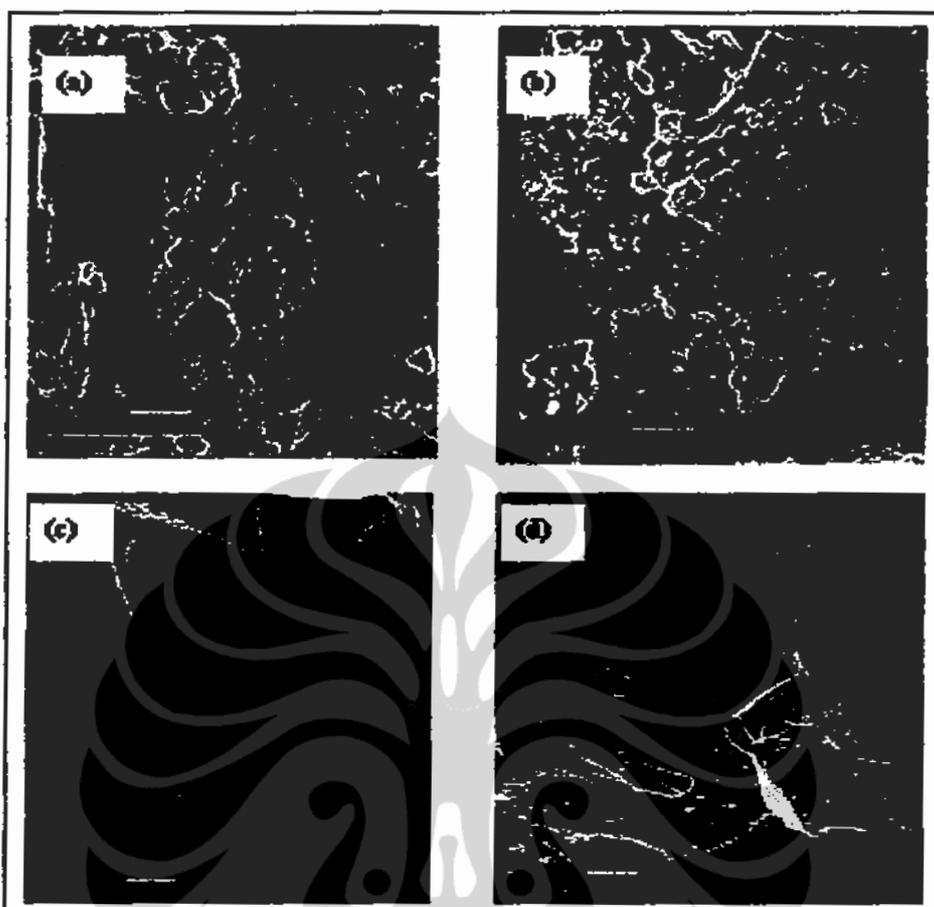


Pada penelitian ini partikel SiC dimasukkan ke dalam larutan elektrolit HNO₃ dengan konsentrasi 68 % sebanyak 40 ml, dengan melarutkan elemen Al sebesar 0,018 mol dan konsentrasi magnesium (Mg) dibuat berbeda. Pertama konsentrasi elektrolit mengandung elemen Mg sebesar 0.0008 mol dan elektrolit yang kedua mengandung Mg sebesar 0,01 mol. Perbedaan warna kedua larutan elektrolit berdasarkan kandungan konsentrasi Mg tersebut adalah, yang pertama larutan berwarna kuning - bening dan yang kedua menjadi kuning pekat. Pada penelitian J.A. Aguilar-Martínez [42] menyatakan pembuatan komposit Al-SiCp dengan proses fasa cair penambahan paduan Mg 3 wt% akan dapat membentuk fasa *spinel* yang berfungsi sebagai *binder* antara matrik Al dan penguat partikel SiCp. Pada penelitian ini terbentuknya ion Al⁺³ dan Mg⁺² pada larutan elektrolit berperan sebagai pembentuk oksida pada permukaan partikel SiC, setelah dilakukan pemanasan pada temperatur 400⁰C dengan menggunakan *furnace*. Pembentukan formasi fasa MgAl₂O₄ (*spinel*) pada permukaan partikel SiC pada saat proses sinter, akan dapat berperan dalam meningkatkan aspek kebasahan pada komposit. Formasi fasa aluminium oksida dan magnesium oksida pada permukaan partikel SiC, merupakan keadaan fasa awal oksida yang terbentuk. Mekanisme terbentuknya fasa tersebut menurut Z.Zhou [47], terbentuknya fasa *spinel* MgAl₂O₄ disebabkan adanya reaksi antara Al dan Mg dalam lingkungan yang kaya oksigen, atau oksigen datang dari permukaan partikel SiC yang teroksidasi SiO₂ atau Al₂O₃ pada permukaan Al. Sebelum dilakukan dilakukan proses pelapisan, dilakukan analisa fasa partikel SiC dengan *X-ray Diffraction* (XRD) hasilnya ditunjukkan pada Gambar 4.2 :



Gambar 4.2 : Spektrum X-RD partikel SiC tanpa pelapisan

Hasil spektrum analisa X-RD pada partikel SiC menunjukkan fasa SiC dan adanya fasa silicon oksida (SiO_2) pada permukaannya. Pada sudut difraksi 2θ 7,8; 14,8; 19; 24; 39,5 dan 64 merupakan bidang kristal dari fasa SiO_2 yang terbentuk saat proses pembuatan partikel SiC itu sendiri. Puncak-puncak pada fasa SiC terlihat polimorfi terdiri dari puncak α -SiC dan β -SiC, dimana 2θ : 34; 38; 62 dan 71 merupakan puncak-puncak spectrum pada fasa α -SiC, sedangkan sudut difraksi 2θ : 35; 45; 60; 61; 64; 75; 77; 87 merupakan puncak spektrum dari fasa β -SiC. Dari analisa tersebut dapat dinyatakan dalam penelitian ini partikel penguat SiC bukan merupakan fasa yang homogen dalam kristalnya, tetapi merupakan material yang dengan jenis polimorfi. Berdasarkan hasil penelitian yang telah dilakukan, terlihat dua perbedaan yang cukup signifikan dari permukaan mikrostruktur partikel SiC dengan konsentrasi Mg(0,25) dan Mg(0,02). pada larutan Al + HNO_3 , seperti ditunjukkan pada Gambar 4.3:



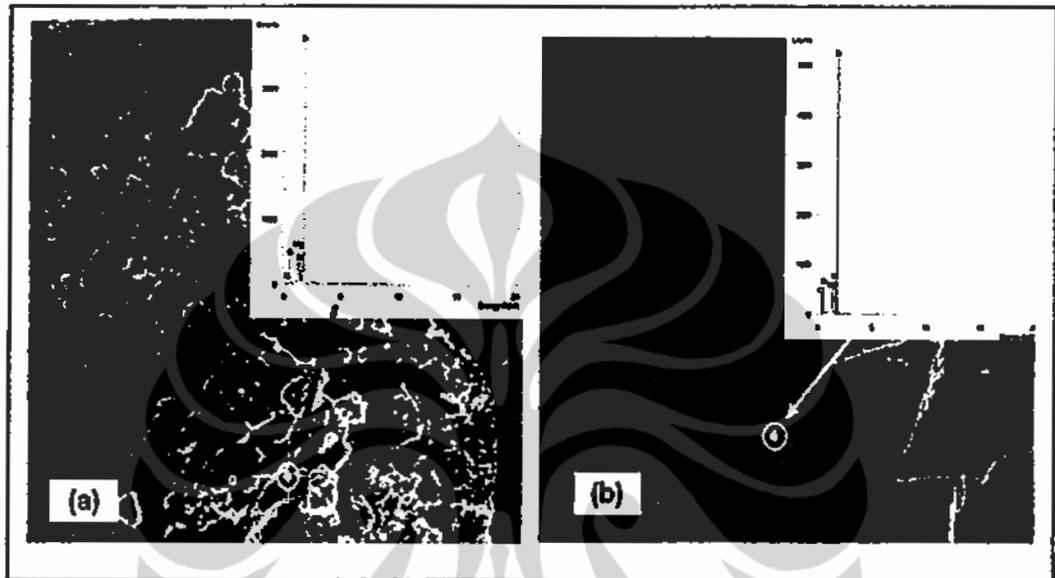
Gambar 4.3 : (a, b) Karakteristik permukaan partikel SiC setelah dilapisi larutan HNO_3 40 ml + Al (0,5 gr) + Mg (0,25 gr) dan (c, d) Mg (0,02 gr)

Pada Gambar 4.3, menunjukkan pelapisan pada permukaan partikel SiC dengan konsentrasi Mg lebih tinggi (Gb.4.3: a,b) terlihat pelapisan yang kurang merata, dan cenderung terbentuk aglomerasi oksida logam pada permukaannya bila dibandingkan dengan struktur mikro permukaan dengan Mg yang lebih rendah terlihat lebih merata (Gb.4.3: c,d). Untuk mengidentifikasi fasa-fasa yang terbentuk pada permukaan partikel SiC, dilakukan pengujian EDS yang berperan dalam menentukan elemen-elemen pada mikrostruktur permukaan partikel SiC.

4.1.2. Analisa Fasa Pada Permukaan Partikel Keramik SiC

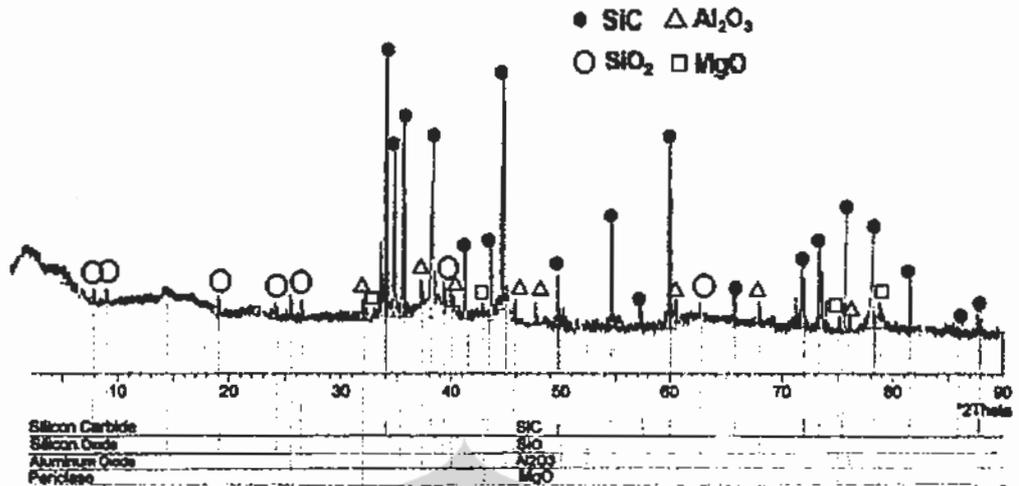
Partikel keramik SiC yang digunakan sebagai material penguat pada komposit Al/SiCp, sebelum digabungkan dengan matrik aluminium dilapisi

dengan ion Al dan Mg. Pembentukan oksida logam pada permukaan partikel SiC dengan menggunakan dua konsentrasi Mg yang berbeda diharapkan mempunyai pengaruh pada kehomogenan lapisan dan kuantitas/kualitas fasa oksida yang terbentuk pada permukaannya. Berdasarkan pengamatan mikrostruktur dan EDS ditunjukkan pada Gambar 4.4. berikut ini:



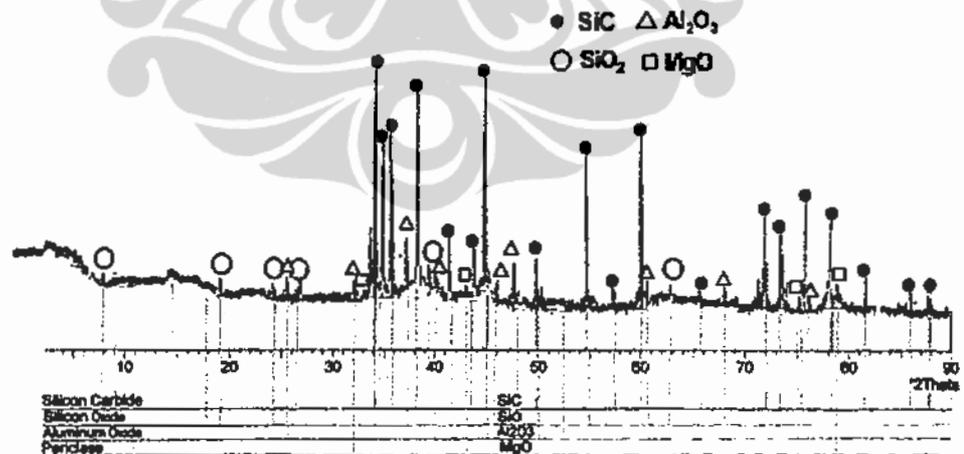
Gambar 4.4 : Pengamatan kandungan elemen dengan EDS pada permukaan partikel SiC yang terlapis AlMg Oksida, dengan konsentrasi ion Mg yang berbeda (a) Mg (0,25 gr) (b) Mg (0,02 gr)

Terlihat pada Gambar 4.4, pengamatan EDS elemen-elemen pada masing-masing permukaan partikel SiC dengan kondisi larutan konsentrasi Mg yang berbeda menunjukkan keduanya mempunyai puncak tertinggi adalah Si, dimana elemen Si dikontribusikan dari senyawa SiC dan kemungkinan dari Si oksida, Sedangkan elemen C yang cukup tinggi dikonstrubusi dari fasa SiC itu sendiri, untuk elemen Mg dan Al dapat dikonstrubusi dari berbagai kemungkinan dari elemen Al, Mg, yang terbentuk akibat proses pelapisan. Untuk menentukan fasa yang tepat pada permukaan partikel SiC setelah proses pelapisan dapat dilakukan dengan pengujian *X-ray Diffraction* (X- RD), untuk pelapisan Mg(0,25) ditunjukkan pada Gambar 4.5.



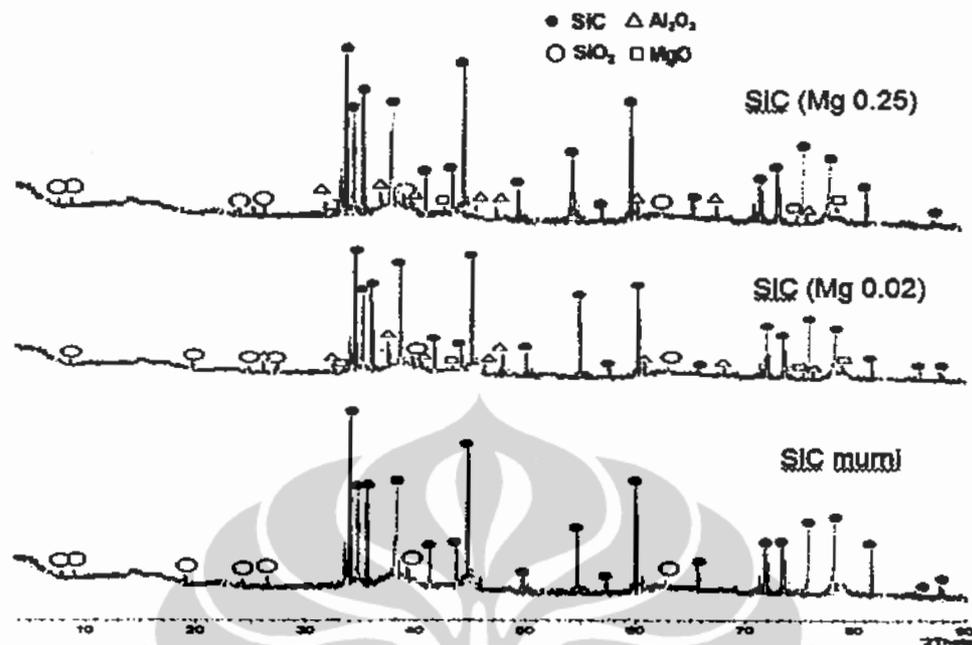
Gambar 4.5 : Analisa X-RD pada partikel SiC yang terlapis AlMg Oksida, dengan konsentrasi ion Mg (0,25 gr).

Pada Gambar 4.5. spektrum di atas terlihat terbentuk adanya beberapa puncak dari oksida logam seperti SiO_2 , MgO dan Al_2O_3 dan puncak-puncak utama material SiC. Hasil tersebut akan berbeda dengan pengamatan X-RD pada partikel SiC yang terlapis dengan Mg(0,02) seperti ditunjukkan pada Gambar 4.6. Pada permukaan partikel SiC berdasarkan tinggi intensitasnya secara kuantitatif oksida SiO_2 yang terbentuk lebih tinggi dibandingkan oksida logam yang lain.



Gambar 4.6 : Analisa X-RD pada partikel SiC yang terlapis AlMg Oksida, dengan konsentrasi ion Mg (0,02 gr).

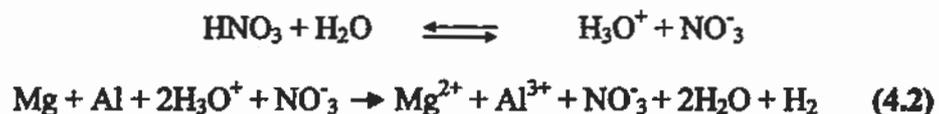
Dengan cara membandingkan ketiga spektrum X-RD pada ketiga jenis partikel SiC tanpa pelapisan dan dengan pelapisan dua jenis pelapis yang berbeda konsentrasinya ditunjukkan seperti pada Gambar 4.7, berikut ini :



Gambar 4.7 : Analisa oksida logam yang terbentuk pada permukaan partikel SiC dalam tiga kondisi yaitu (SiC) tanpa pelapis dan dua keadaan yang terlapisi dengan konsentrasi Mg yang berbeda

Pada Gambar 4.7 tersebut ditekankan pada identifikasi oksida logam yang terbentuk pada permukaan partikel SiC. Pada partikel SiC tanpa pelapisan oksida logam yang mendominasi permukaan SiC adalah SiO₂, tetapi partikel SiC yang terlapisi muncul oksida logam Al₂O₃ dan MgO, disamping silikon oksida. Fasa-fasa oksida dari Al₂O₃ dan MgO yang terbentuk pada permukaan partikel SiC diharapkan akan berperan sebagai material pembentuk fasa MgAl₂O₄ (*spinel*), dimana fasa tersebut dapat meningkatkan aspek kebasahan antara penguat SiC dan matrik Al saat dibuat sebagai material isotropik komposit Al-SiCp.

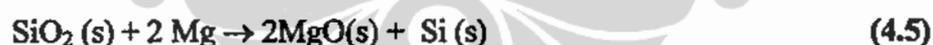
Lapisan MgAl₂O₄ dibuat dengan cara melarutkan serbuk Mg dan Al ke dalam larutan polar HNO₃. Konsentrasi Mg dibuat bervariasi 0,0008 mol dan 0,01 mol, variasi ini dilakukan guna mengetahui pengaruh konsentrasi Mg pada pembentukan fasa spinel MgAl₂O₄ dengan konsentrasi Al 0,018 mol konstan ke dalam larutan polar HNO₃ (68%) sebesar 40 ml. Reaksi yang terjadi adalah:



Di mana $H_{2(g)}$ akan menguap karena adanya faktor pemanasan dan $NO_{3(l)}^-$ adalah sisa asam. Dari sini akan terbentuk sebuah larutan elektrolit dengan ion Mg^{2+} dan Al^{3+} yang bergerak bebas. Selanjutnya, serbuk SiC dimasukkan ke dalam larutan elektrolit tersebut guna dilakukan pendeposisian ion Mg dan Al, serbuk SiC yang bersifat inert yaitu tidak bereaksi atau larut dalam larutan asam maupun alkali akan termuati oleh sisa asam $NO_{3(l)}^-$, hal ini akan mengakibatkan terjadinya gaya elektrostatis antar ion-ion Mg^{2+} , Al^{3+} dan SiC yang telah termuati, lihat



SiC yang telah terdeposisi selanjutnya dikeringkan di dalam *furnace* dengan temperatur $200^{\circ}C$, proses ini bertujuan untuk menguapkan sisa asam NO_3^- yang terdapat pada SiC. Selanjutnya, SiC dipanaskan pada temperatur $400^{\circ}C$ untuk membentuk fasa metastabil $MgAl_2O_4$ dengan pengikatan O^{2-} dari reaksi oksidasi oleh SiC yang berupa SiO. Secara tidak langsung oksigen dari reaksi SiO diikat oleh ion Mg dan Al. Reaksi yang terjadi :



Akhirnya didapatkan SiC yang telah terlapisi oleh partikel $MgAl_2O_4$ (*spinel*). Pada penelitian *Youngman K* [32], dalam pembuatan komposit Al-SiC_p dengan metode *Hot Isotatic Pressing (HIP)* menggunakan serbuk alunium Alloy dengan temperatur $600^{\circ}C$ terjadi pembentukan fasa –fasa oksida logam pada daerah antarmuka Al-SiC seperti MgO, Al_2O_3 dan $MgAl_2O_4$, hal tersebut dapat terjadi karena adanya reaksi antara matrik atau penguat terhadap lingkungan. Berdasarkan analisa penelitian dan beberapa referensi yang telah dilakukan, pelapisan partikel SiC dengan menggunakan larutan ion Mg dan Al menyebabkan terbentuknya oksida logam Al_2O_3 atau MgO pada permukaan partikel SiC.

Peningkatan konsentrasi Mg pada larutan elektrolisa akan mengakibatkan ketidak homogenan pelapisan oksida logam yang terbentuk pada permukaan partikel SiC.

4.2. DENSITAS DAN POROSITAS KOMPOSIT ISOTROPIK Al-SiCp

Material komposit isotropik MMC dengan penguat partikel keramik yang dibuat dengan melalui metode metalurgi serbuk, merupakan material yang mempunyai porositas tinggi. Hal tersebut dikarenakan terbentuknya porositas pada material komposit dipengaruhi oleh beberapa variabel proses yang cukup beragam. Dari aspek material dasar pembentuk bahan komposit ada beberapa variabel yang berpengaruh diantaranya jenis material, ukuran partikel, dan bentuk partikel. Aspek eksternal yang berpengaruh adalah gaya tekan, temperatur sinter, waktu tahan, dan lingkungan pada saat proses sinter. Pemilihan material pelumas untuk mengurangi gaya gesek antar partikel atau partikel dengan dinding cetakan merupakan hal yang perlu dipertimbangkan dalam mengurangi porositas, atau peningkatan densitasnya. Interaksi interfasial antar partikel pada awalnya secara mekanis terjadi pada saat pembentukan *green density* melalui proses kompaksi, interaksi antar partikel pada proses ini dapat terjadi akibat saling terkait kekasaran permukaan partikel atau gaya elektrostatik. Pada kedua model gaya tersebut sangat dipengaruhi oleh luas kontak antar permukaan partikel-partikel pembentuk material komposit. Pada penelitian ini gaya kompaksi yang diberikan di atas *yield strength* material matrik Al dan di bawah *yield strength* penguat SiC, sehingga partikel matrik mengalami deformasi plastis sedangkan SiC masih pada daerah elastisnya.

Porositas pada saat pembentukan *green density* akibat gaya tekan sebesar itu memungkinkan terbentuknya porositas tidak terlalu tinggi. Porositas tersebut akan berfungsi sebagai aliran *degassing* pada saat proses sinter dalam keadaan vakum. Proses sinter yang bertujuan untuk meningkatkan kerapatan antar partikel, sangat dipengaruhi oleh variabel temperatur dan waktu tahan pada proses sinter. Temperatur sinter sangat terkait dengan energi aktivasi atomik permukaan partikel, untuk terjadinya difusi antar permukaan partikel sedangkan waktu tahan sinter sangat mempengaruhi ke dalaman difusi atomiknya. Difusi antar permukaan partikel akan menyebabkan eliminasi porositas *green density* atau meningkatkan

kerapatan antarpartikel (*sinter density*) atau menurunkan porositas setelah proses sinter.

4.2.1. Porositas komposit Al-SiCp

Porositas merupakan cacat yang dibentuk karena adanya reaksi antarmuka antar material pembentuk komposit, hal tersebut dapat mengakibatkan penurunan sifat mekanik dari material komposit. Di dalam metalografi, pori dapat diklasifikasikan menjadi empat tipe Pori melingkar, pori panjang dan melebar, pori retak panjang dan pori retak kecil. Porositas dapat disebabkan oleh berbagai macam seperti uap air pada permukaan partikel, terjebaknya gas atau pelumas atau proses penyusutan S. N. Aqidai [19] Porositas pada komposit MMC isotropik disamping dipengaruhi oleh temperatur dan waktu tahan sinter, juga faktor besarnya fraksi volume penguat yang terkait dengan distribusi penguat terhadap matrik merupakan hal yang perlu mendapat perhatian dalam terbentuknya porositas pada komposit.

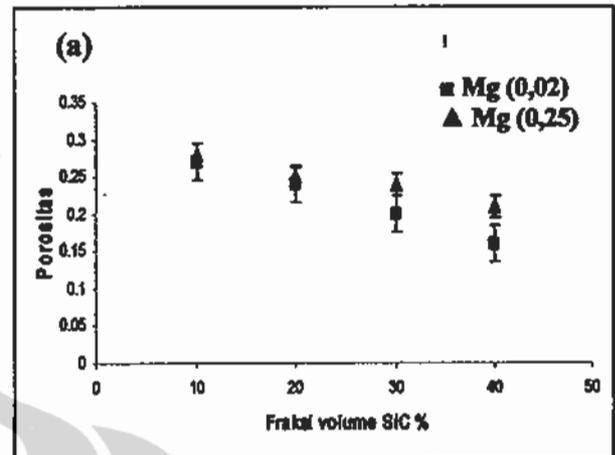
4.2.1.1. Keterkaitan Fraksi Volume Penguat Terhadap Porositas Komposit Al-SiCp

Peran penguat pada matrik terhadap material komposit berfungsi sebagai variabel sifat yang dikehendaki dalam merancang suatu material, yang bertujuan meningkatkan sifat dasar dari pada matrik. Variabel proses yang berkaitan dengan penguat disamping jenis penguat, dimensi dan bentuk penguat adalah jumlah penguat yang digunakan. Jumlah penguat pada komposit secara teknis bisa dinyatakan dengan fraksi persen berat (*weight percent /wt%*) atau fraksi volume (*volume percent, V/V₀ %*). Di dalam penelitian digunakan fraksi persen volume karena penggunaannya akan banyak digunakan dalam analisa sifat mekanik kuantitatif dari komposit secara teori dan secara empirik. Berdasar analisa penelitian yang telah dilakukan porositas terkait dengan fraksi volume pada temperatur sinter 500⁰C dapat dilihat pada Tabel IV.1 dan Gambar 4.8 berikut ini:

Tabel IV.1a: Nilai porositas komposit Al-SiC_p /T 500^oC /Ht 2jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,27	0,28
20	0,24	0,25
30	0,2	0,24
40	0,16	0,21

*) T: temperatur sinter
Ht waktu tahan

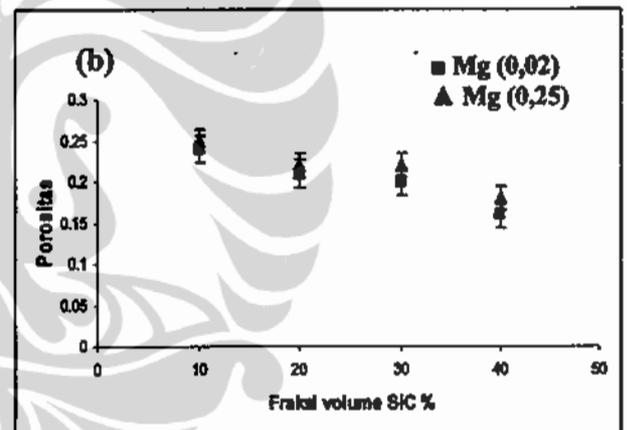


Gambar 4.8a: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 500^oC dan Ht 2 jam

Tabel IV.1b: Nilai porositas komposit Al-SiC_p /T 500^oC /Ht 4jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,24	0,25
20	0,21	0,22
30	0,20	0,22
40	0,16	0,18

*) T: temperatur sinter
Ht waktu tahan

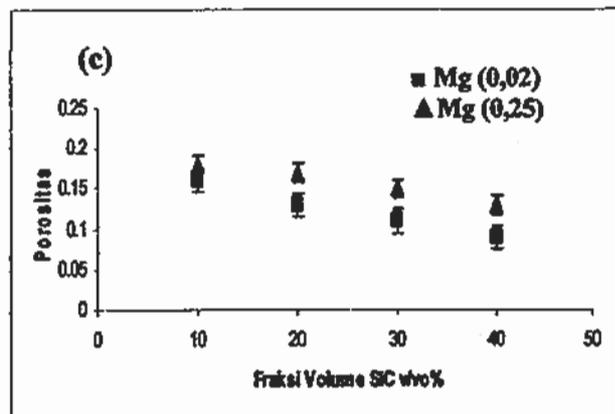


Gambar 4.8b: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 500^oC dan Ht 4 jam

Tabel IV.1c: Nilai porositas komposit Al-SiC_p /T 500^oC /Ht 6jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,16	0,18
20	0,13	0,17
30	0,11	0,15
40	0,09	0,13

*) T: temperatur sinter
Ht waktu tahan



Gambar 4.8c: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 500^oC dan Ht 6 jam

Perubahan fraksi volume penguat terhadap nilai porositas komposit pada Al-SiCp yang mengalami perlakuan sinter pada temperatur 500⁰C terlihat ada kecenderungan yang sama, yaitu semakin tinggi fraksi volume semakin menurunkan nilai porositasnya. Nilai porositas pada komposit di penelitian ini ditentukan berdasarkan fraksi antara $\Delta\rho$ terhadap densitas teoritik ρ_t , atau dapat dinyatakan sebagai:

$$\text{Porositas}(P) = 1 - \frac{\rho_s}{\rho_t} \quad (4.7)$$

Dimana : P = Fraksi porositas

ρ_s = Densitas sinter (gr/cm³);

ρ_t = Densitas teoritik (gr/cm³)

Temperatur sinter 500⁰ C merupakan temperatur paling rendah pada proses sinter pada penelitian ini, sehingga energi aktivasi untuk menstimulasi difusi atomik antar permukaan partikel juga kecil. Pada fraksi volume 10% porositas pada komposit Al-SiCp (Ht 2 jam) yang terlapis Mg(0,02) dan Mg (0,25) mempunyai nilai yang sangat tinggi yaitu 0.27 dan 0.28 (Tabel IV.1a). Semakin tinggi fraksi volume penguat yang ditambahkan maka akan menyebabkan distribusi kehomogenan campuran antara partikel SiC terhadap matrik semakin tinggi, hal tersebut akan menyebabkan porositas pada saat terbentuknya *green density* juga semakin tinggi.

Porositas yang tinggi pada *green density* akan memberi kesempatan terjadinya proses *degassing* pada saat proses vakum sinter. Hal tersebut ditunjukkan terjadinya penurunan nilai porositas komposit dengan semakin tinggi fraksi volume seperti hasil analisa grafik pada Gambar 4.8. a,b dan, c. Pada fraksi volume SiC 40 % porositas pada Mg(0,02) dengan waktu taban 2 jam menjadi 0,16 atau menurun sebesar 40 % dari nilai fraksi volume 10 % dengan kondisi *waktu tahan* yang sama (tabel IV.1a). Pada komposit Al/SiCp dengan proses waktu tahan sinter 2 jam (Ht 2 jam) yang dilapisi konsentrasi Mg(0,25) penurunan nilai porositas dari fraksi volume SiC 10 % ke 40 % sebesar 25 %. Perbedaan

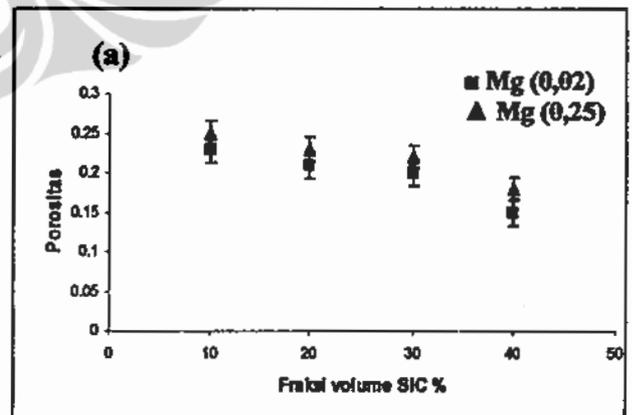
penurunan nilai porositas antara pelapisan SiC dengan konsentrasi kandungan Mg (0,02) dan Mg(0,05) sebesar 15 % untuk variabel proses yang sama. Secara kualitatif mikrostruktur porositas dapat dianalisa dengan menggunakan pengamatan SEM dan analisa fasa-fasa yang terbentuk menggunakan X-RD dan EDS. Pada peningkatan waktu tahan sinter menjadi 6 jam pada temperatur sinter 500°C, penurunan porositas dari fraksi volume 10% sampai 40% SiC sebesar 43% untuk kondisi Mg(0.02) (Tabel IV.c). Nilai tersebut menunjukkan adanya kenaikan 3 % dari kondisi yang sama, tetapi waktu tahan 2 jam. Untuk partikel SiC yang terlapsi dengan penambahan Mg(0,25) pada waktu tahan 6 jam penurunan porositas dari fraksi volume 10 % ke 40 % sebesar 27 %. Bila dibandingkan dengan kondisi pelapisan konsentrasi Mg(0,02) ada perbedaan sebesar 20 persen antar keduanya dengan kondisi temperatur sinter yang sama 500°C dengan waktu tahan berbeda 2 dan 6 jam. Dari ilustrasi tersebut dapat dinyatakan fraksi volume penguat sangat terkait dengan besarnya porositas komposit yang dibuat dengan metode metalurgi serbuk.

Pengaruh perubahan fraksi volume SiC terhadap porositas, dengan kondisi temperatur sinter yang lebih tinggi yaitu 550°C berdasarkan analisa yang telah dilakukan dalam penelitian disertasi ini dapat dilihat pada Tabel IV.2 dan Gambar 4.9 berikut ini :

Tabel IV.2a: Nilai porositas komposit Al-SiC_p /T 550°C /Ht 2jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,23	0,25
20	0,21	0,23
30	0,20	0,22
40	0,15	0,18

*) T: temperatur sinter
Ht waktu tahan

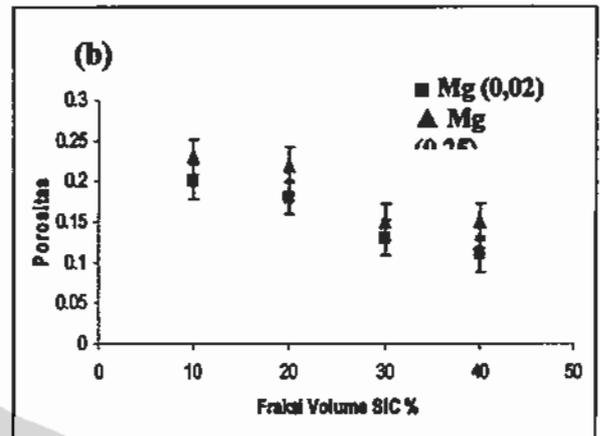


Gambar 4.9a: Grafik porositas terhadap V/V₀ % SiC_p komposit Al-SiC_p pada T 550°C dan Ht 2 jam

Tabel IV.2b: Nilai porositas komposit Al-SiC_p /T 550⁰C /Ht 4jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,20	0,23
20	0,18	0,22
30	0,13	0,15
40	0,11	0,15

*) T: temperatur sinter
Ht : waktu tahan

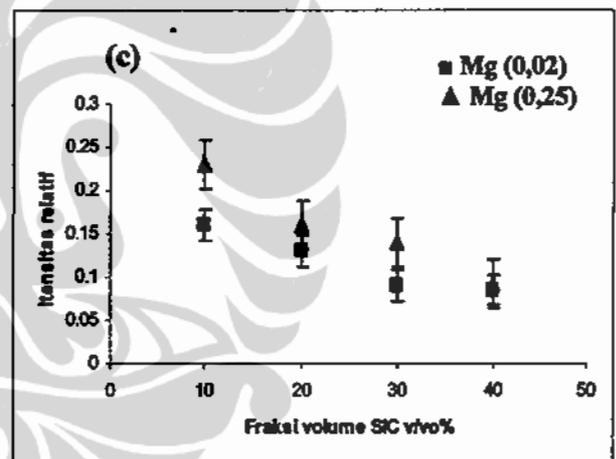


Gambar 4.9b: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 550⁰C dan Ht 4 jam

Tabel IV.2c: Nilai porositas komposit Al-SiC_p /T 550⁰C /Ht 6 jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,16	0,23
20	0,13	0,16
30	0,09	0,14
40	0,085	0,092

*) T: temperatur sinter
Ht waktu tahan



Gambar 4.9c: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 550⁰C dan Ht 6 jam

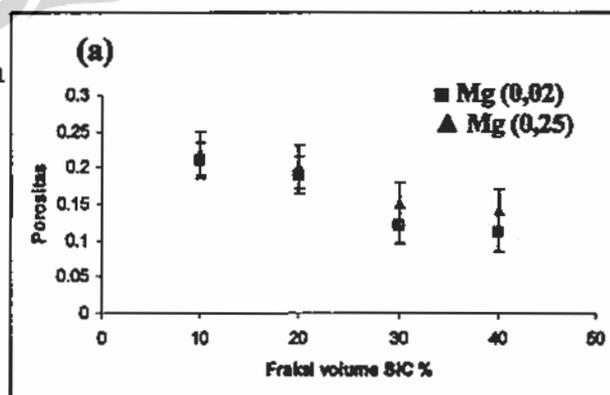
Pada Tabel IV.2 hasil pengukuran dan analisa grafik yang telah dilakukan untuk komposit pada temperatur sinter 550⁰ C, terlihat ada kecenderungan yang sama dengan kondisi temperatur sinter 500⁰ C. Semakin tinggi fraksi volume penguat akan menurunkan nilai porositasnya komposit, untuk dua jenis pelapisan SiC dengan konsentrasi Mg berbeda. (Gambar 49.a,b,c). Perbedaan porositas Al-SiC_p dengan konsentrasi Mg 0.02 pada fraksi volume terendahnya (10%) dan fraksi volume yang tertinggi (40%) dengan perlakuan waktu tahan 2 jam dan 6 jam, masing-masing memiliki penurunan porositas 34 % dan 46 %, kedua nilai

tersebut terjadi perbedaan 12 % (Tabel IV.2 a,c). Untuk penguat partikel SiC yang terlapis dengan konsentrasi Mg 0.25 pada waktu tahan sinter 2 dan 6 jam, perbedaan porositas dari fraksi volume SiC 10% dan 40%, masing-masing mempunyai nilai penurunan porositas 28 % dan 60%, terjadi perbedaan nilai keduanya sebesar 32%. Hal tersebut menunjukkan dengan pelapisan SiC Mg 0,02 bila dibandingkan dengan pelapisan SiC dengan Mg 0,25, perubahan fraksi volume penguat SiC menyebabkan perubahan porositas komposit Al-SiCp lebih kecil terjadi pada semua fraksi volume dibandingkan dengan pelapisan dengan penambahan konsentrasi Mg 0,25. Pada pelapisan Mg(0,25) perbedaan porositas antara fraksi volume 10 % dengan 40 % perbedaannya mencapai 60 % artinya pada fraksi volume rendah kerapatan komposit cenderung rendah, dan menyebabkan penurunan kualitas mekanik dari bahan komposit yang dibuat. Berdasarkan pengamatan pelapisan partikel SiC dengan konsentrasi Mg(0,02) jauh lebih merata terbentuk oksidanya dibandingkan dengan pelapisan Mg(0,25) yang cenderung terbentuk aglomerasi pada permukaan partikel SiC. Pada penelitian ini digunakan variabel temperatur sinter dalam upaya untuk memperoleh kerapatan interaksi yang terbaik dalam pembuatan material komposit Al-SiC, melalui proses PM. Pada temperatur sinter yang tertinggi 600°C, berdasarkan pada penelitian yang dilakukan keterkaitan antara fraksi volume terhadap porositas seperti ditunjukkan pada Gambar 4.10 dan Tabel IV.3.

Tabel IV.3a: Nilai porositas komposit Al-SiC_p / T 600°C /Ht 2jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0,02)	Porositas (Mg 0,25)
10	0,21	0,22
20	0,19	0,2
30	0,12	0,15
40	0,11	0,14

*) T: temperatur sinter
Ht Waktu tahan

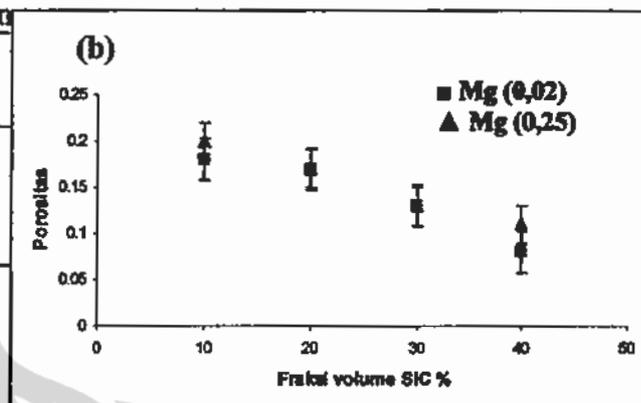


Gambar 4.10a: Grafik porositas terhadap V/V₀ % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 600°C dan Ht 2 jam

Tabel IV.3b: Nilai porositas komposit
Al-SiC_p /T 600⁰C /Ht 4jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0.02)	Porositas (Mg 0.25)
10	0,18	0,2
20	0,17	0,17
30	0,13	0,13
40	0,08	0,11

*) T: temperatur sinter
Ht ; Waktu tahan

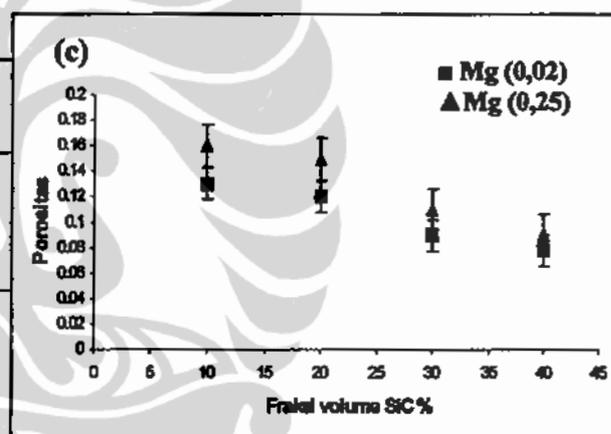


Gambar 4.10b: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 600⁰C dan Ht 4 jam

Tabel IV.3c: Nilai porositas komposit
Al-SiC_p /T 600⁰C /Ht 6jam

Fraksi volume SiC (%)	Porositas (Mg 0.02)	Porositas (Mg 0.25)
10	0,13	0,16
20	0,12	0,15
30	0,09	0,11
40	0,078	0,09

*) T: temperatur sinter
Ht Waktu tahan



Gambar 4.10c: Grafik porositas terhadap V/Vo % SiC, komposit Al-SiC_p pada T 600⁰C dan Ht 6 jam

Nilai porositas pada semua fraksi volume pada keadaan temperatur 600⁰ C untuk kedua keadaan pelapisan Mg, mempunyai nilai yang lebih rendah pada semua fraksi volume SiC dibandingkan dua keadaan temperaur yang lebih rendah (500 dan 550⁰ C). Porositas terendah terjadi pada fraksi volume 40 % pada waktu tahan 6 jam dengan pelapis Mg(0,02) yang bernilai 0,078 (Tabel IV.3c). Porositas tertinggi pada keadaan temperatur ini adalah 0,16 pada fraksi volume 10 % waktu tahan 2 jam dengan keadaan pelapisan permukaan SiC dengan Mg(0,25) (Tabel IV.3a).

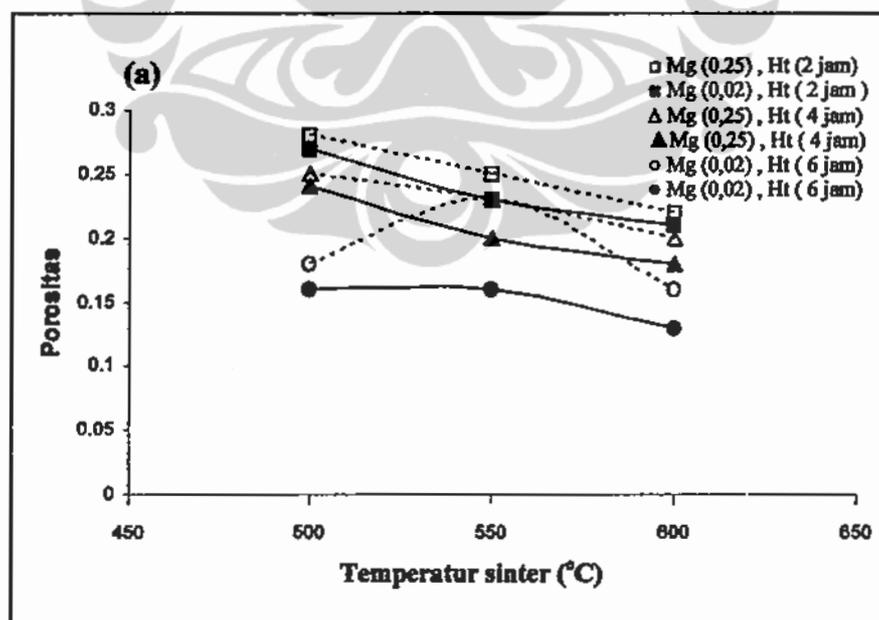
Peningkatan fraksi volume penguat pada komposit mempunyai kecenderungan yang sama dengan keadaan temperatur sebelumnya, yaitu terjadinya penurunan porositas. Dari gambaran ketiga keadaan di atas menunjukkan adanya keterkaitan antara fraksi volume penguat SiC terhadap nilai porositas bahan komposit Al-SiC. Pada proses pembuatan komposit berbasis serbuk metalurgi pada tahap awalnya adalah penyampuran antara partikel matrik dan penguat. Proses penyampuran dilakukan dengan metode penyampuran basah dalam larutan polar n-Butanol. Larutan polar merupakan media yang cukup efektif dalam mempercepat kehomogenan campuran. Distribusi kehomogenan campuran ditentukan oleh ukuran dan bentuk partikel, media penyampur, kecepatan pengadukan, konsentrasi material yang dicampur dan temperatur. Semakin besar fraksi volume yang diberikan akan semakin tinggi kehomogenan campuran. Hal tersebut agak berbeda dengan proses *stir casting* dimana semakin tinggi fraksi volume penguat akan cenderung meningkatkan porositas pada saat proses solidifikasinya. Hal tersebut dikarenakan partikel penguat banyak mengandung uap air pada permukaannya, dan uap air tersebut terjebak ke dalam cairan matrik. Pada proses *stir casting* dilakukan dalam lingkungan atmosfer, sehingga proses *degassing* sulit terjadi. Pada pembuatan komposit *Metal Matrix Composites* (MMC) berbasis PM melalui proses padat, peningkatan fraksi volume akan mengakibatkan banyaknya porositas pada saat pembentukan *green density*.

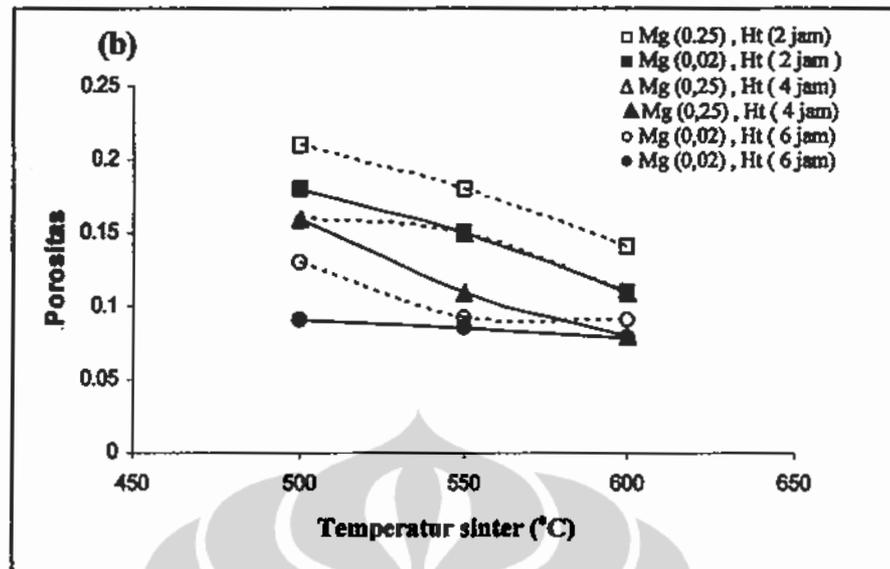
Interkoneksi antar porositas merupakan saluran keluaran dari gas (*degassing*) pada saat proses vakum sinter. Berkurangnya kandungan gas pada permukaan partikel penguat dan partikel matrik, akan mengakibatkan kereaktifan permukaan partikel meningkat. Akibat fenomena tersebut akan dapat meningkatkan terjadinya proses difusi antar permukaan partikel pembentuk komposit. Hasil akhir dari proses tersebut menyebabkan kerapatan semakin tinggi dan terjadinya penyusutan, sehingga secara langsung menurunkan volume porositas pada material komposit yang dibuat.

4.2.1.2. Keterkaitan Temperatur Sinter Pada Porositas Komposit Al-SiCp

Sinter merupakan suatu proses yang menggunakan panas pada temperatur di bawah titik lelehnya suatu material solid atau serbuk rapat menjadi struktur

padat akibat adanya reaksi kimia atau difusi atomik. Aspek dasar dari proses sinter terdiri dari beberapa keadaan meliputi gaya penggerak dan mekanisme transport. Salah satu penyebab tertutup saluran pori adalah *neck growth*, dan penyebab lainnya timbulnya kontak titik-titik baru akibat penyusutan pori pada pori itu sendiri. Penyusutan pori dan pelingkupan pori merupakan keadaan akhir proses sinter pada partikel serbuk. Mekanisme transport permukaan merupakan awal dari terbentuknya *neck growth* yang terjadi akibat gradien kelengkungan yang tajam pada dekat bagian luar *necking* antar partikel. Mekanisme transport permukaan terjadi akibat evaporasi-kondensasi, difusi permukaan dan difusi volume [15]. Keterkaitan temperatur sinter terhadap nilai porositas material komposit yang dibuat melalui proses metalurgi serbuk sangat berkorelasi. Kenaikan temperatur sinter akan menyebabkan energi penggerak atomik semakin tinggi sehingga kemampuan difusi atomik antar permukaan semakin tinggi. Berdasarkan penelitian yang telah dilakukan seperti ditunjukkan pada Gambar 4.11. menunjukkan keterkaitan antara besarnya temperatur sinter terhadap nilai porositas.





Gambar 4.11 : Grafik porositas terkait dengan perubahan temperatur sinter pada material komposit Al-SiCp (a) fraksi volume SiC 10 % (b) fraksi volume 40 %

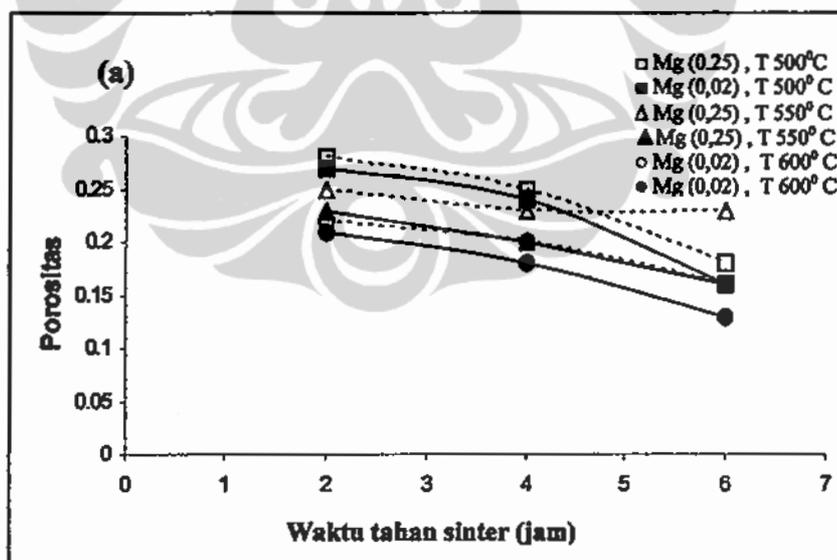
Pada Gambar 4.11 diambil dua perbandingan keadaan ekstrim fraksi volume SiC 10 % dan 40 %, dengan keadaan permukaan partikel SiC yang berbeda perlakuan konsentrasi Mg nya. Kenaikan temperatur sinter dari 500^o C – 600^o C pada semua fraksi volume menunjukkan penurunan porositas pada material komposit. Pada fraksi volume SiC 10 %, perubahan temperatur sinter terhadap penurunan porositas untuk kedua jenis pelapis Mg terjadi perubahan yang menonjol pada waktu tahan yang tinggi (6 jam). Hal tersebut menunjukkan konsentrasi Mg yang tinggi dapat mengganggu terjadinya difusi antar permukaan partikel serbuk pembentuk komposit. Seperti dijelaskan pada mikrostruktur permukaan SiC dengan Mg konsentrasi tinggi, cenderung terbentuk aglomerasi oksida logam pada permukaannya. Berdasarkan analisa X-RD yang telah dilakukan fasa oksida MgO, Al₂O₃ dan SiO₂ terbentuk pada permukaan SiC dalam jumlah yang cukup besar. Hal tersebut akan dapat meningkat jumlahnya pada saat dilakukan peningkatan temperatur pada saat proses sinter. Fasa-fasa oksida yang stabil cenderung memiliki kebasahan yang rendah terhadap matrik logam (Al). Pada Gambar 4.11.b, menunjukkan keterkaitan perubahan temperatur sinter terhadap porositas pada fraksi volume penguat tertinggi 40 %. Pada konsentrasi Mg (0.02) kenaikan temperatur sinter terendah sampai tertinggi dengan waktu tahan 6 jam, nilai porositasnya cenderung linier (hampir sama),

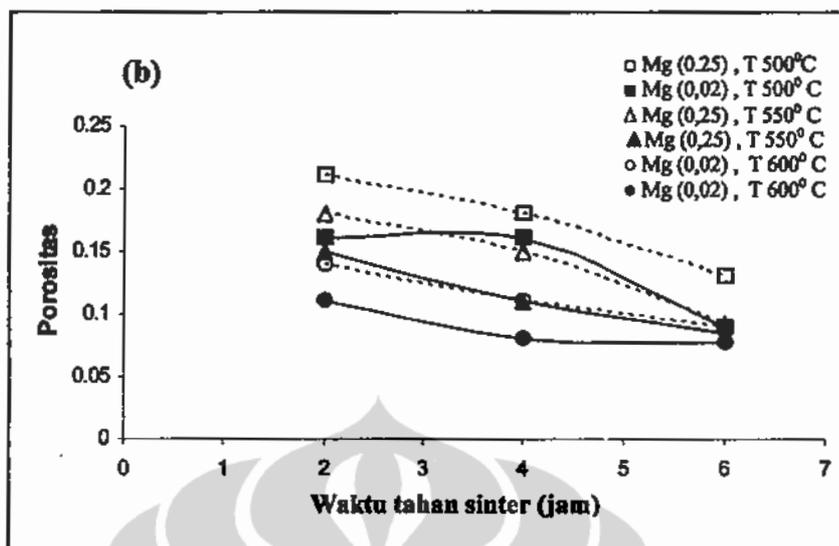
dimana nilai porositas pada keadaan tersebut adalah mencapai titik-titik terendah 0,09; 0,085; 0,078 pada temperatur sinter 500, 550 dan 600°C. Dari gambaran tersebut dapat dinyatakan adanya korelasi antara kenaikan temperatur sinter terhadap penurunan porositas material komposit isotropik Al-SiCp.

4.2.1.3. Keterkaitan Waktu Tahan Dan Temperatur Sinter Terhadap Porositas Komposit Al-SiCp

Difusi atomik antar permukaan sangat tergantung pada besarnya energi gaya penggerak atomik yang terkait dengan besarnya temperatur sinter pada proses PM. Kedalaman difusi tergantung pada waktu proses difusi itu berlangsung, dimana ke dalaman difusi akan dapat meningkatkan interaksi antarmuka antar partikel-partikel material pembentuk komosit. Pada penelitian ini dilakukan variabel waktu tahan masing-masing 2, 4 dan 6 jam pada masing-masing variabel proses komposit Al-SiCp. Keterkaitan nilai porositas terhadap perubahan waktu tahan yang dilakukan dapat dilihat pada Gambar 4.12 berikut ini

:

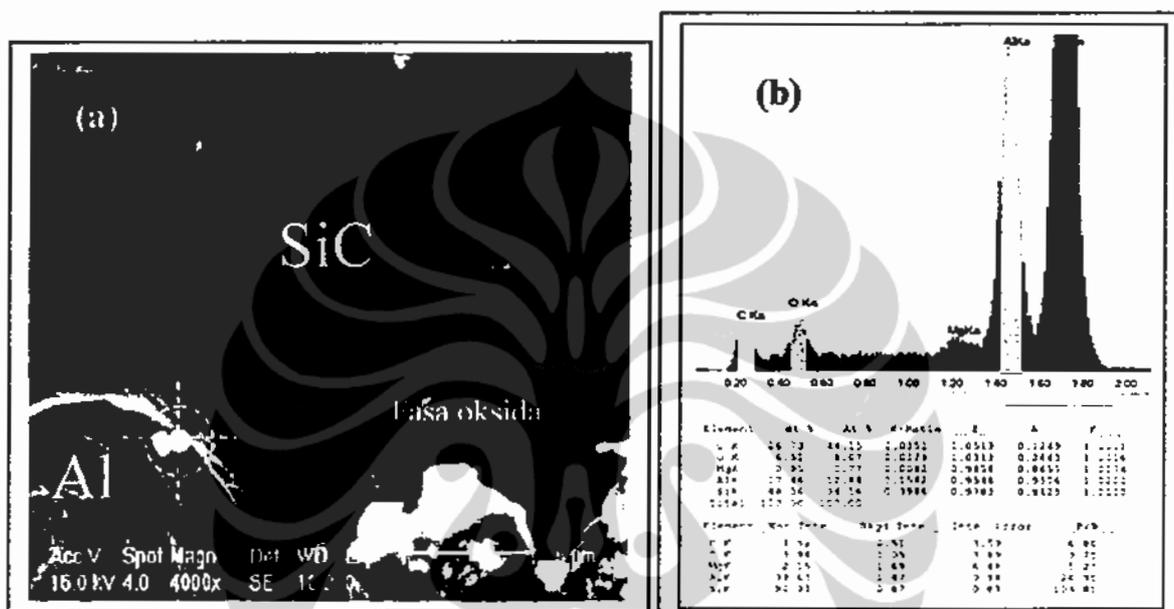




Gambar 4.12 : Grafik porositas terkait dengan perubahan waktu tahan sinter pada material komposit Al-SiCp (a) fraksi volume SiC 10 % (b) fraksi volume 40 %

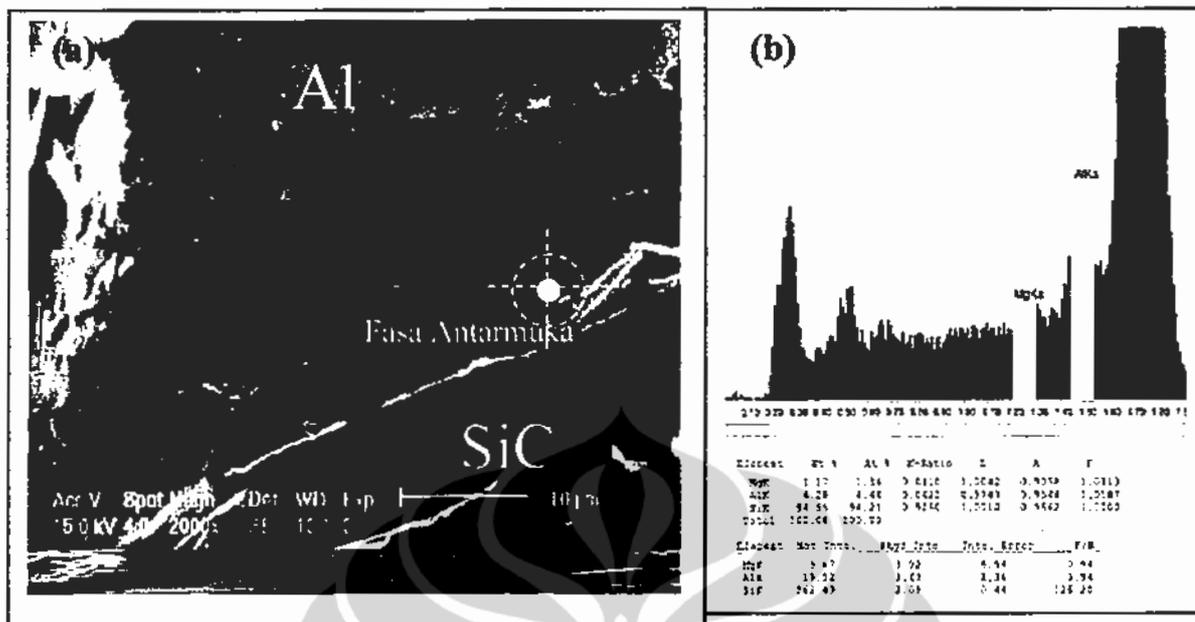
Pada Gambar 4.12 menunjukkan korelasi yang linier antara kenaikan waktu tahan terhadap nilai porositas. Semakin lama waktu tahan sinter yang diperlakukan pada material komposit, cenderung akan menurunkan nilai porositasnya. Pada komposit Al-SiCp dengan fraksi volume penguat 10 % atau 40 % , kenaikan waktu tahan sinter akan menurunkan nilai porositasnya. Pada Gambar 4.12a, untuk komposit Al-SiCp (10%/Mg0.02/T600) yang perkuan waktu tahan 2, 4, dan 6 jam mempunyai nilai porositas masing-masing 0,11; 0,08 dan 0.078, dimana nilai porositas tertinggi sampai yang terendah terjadi penurunan sampai 29 %. Pada Gambar 4.12b, komposit dengan fraksi volume penguat SiC 40 % terjadi penurunan porositas sebesar 38 %, atau terjadi perubahan porositas dari 0.21 (Ht 2jam) menjadi 0.13 (Ht 6jam). Pada komposit Al-SiCp(40%/Mg0,25/T600) perubahan porositas dari waktu tahan terendah sampai yang tertinggi terjadi penurunan sebesar 35 %, dimana nilai porositas 0,14 pada waktu tahan 2 jam dan pada 6 jam sebesar 0,09. Pengaruh konsentrasi Mg pada pelapisan permukaan partikel dari 0.02 dan 0,25 untuk komposit Al-SiCp(40%/Mg0,02/T600) yang mengalami perlakuan waktu tahan 2 dan 6 jam terjadi perbedaan penurunan porositas sebesar 6 %. Dari analisa data dan grafik yang telah dilakukan, faktor kenaikan waktu tahan pada proses sinter akan dapat

menurunkan nilai porositas komposit Al-SiCp. Aspek perlakuan permukaan dengan cara melapisi oksida logam pada permukaan partikel SiC memicu penurunan porositas dari material komposit. Analisa mikrostruktur pada daerah antarmuka dengan menggunakan *High Resolution Scanning Electron Microscope (HRSEM)* dan analisa EDAX pada komposit Al-SiCp (40%/t=4jam/T=600⁰C/Mg 0,02) ditunjukkan seperti pada Gambar 4.13:



Gambar 4.13 : (a) Mikrostruktur Al-SiCp (40%/ t=4jam/T= 600⁰ C) dengan konsentrasi Mg (0.02) (HRSEM) (b)Analisa kuantitatif elemen dengan menggunakan EDAX

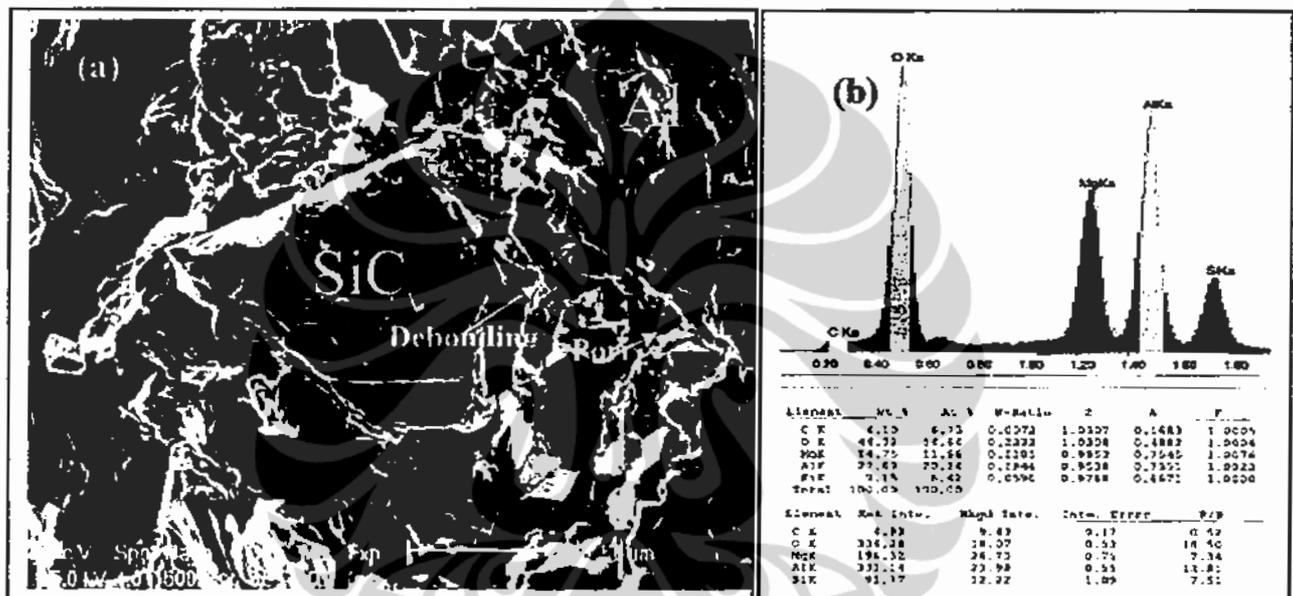
Ikatan antara partikel penguat SiC dan matrik Al pada pengamatan HRSEM pada Gambar 4.13a menunjukkan kerapatan yang tinggi. Pengamatan tersebut didukung dengan analisa EDAX pada daerah antarmukanya mengandung elemen Mg, Al dan Si yang memungkinkan terbentuknya fasa oksida logam (warna putih), yang berperan sebagai pengikat dan mengisi rongga-rongga poros antar partikel pembentuk komposit. Pada komposisi komposit yang sama dengan waktu tahan yang lebih lama pada saat proses sinter 6 jam, kualitas antarmuka fasa yang berperan sebagai *binder* lebih terlihat seperti ditunjukkan pada Gambar 4.14 a.



Gambar 4.14 : (a) Mikrostruktur Al-SiCp (40%/ t=6jam/T= 600⁰ C) dengan konsentrasi Mg (0,02) (HRSEM) (b) Analisa kuantitatif elemen dengan menggunakan

Pada pengamatan EDAX pada daerah interfasal (warna putih) menunjukkan kandungan elemen logam dengan persen berat Mg 1,17 %, Al 4,28 % dan Si 94,55%, tanpa memperhatikan elemen C dan O yang selalu terbentuk pada permukaan SiC. Perpaduan pengamatan mikrostruktur dan analisa EDAX, mengindikasikan peningkatan waktu tahan proses sinter akan menyebabkan kemampuan interaksi partikel komposit meningkat. Hal tersebut didukung dengan pengamatan mikro pada daerah antar partikel pembentuk komposit dan terbentuknya fasa-fasa gabungan yang mengandung elemen-elemen logam dari matrik, penguat dan ion logam pelapis. Elemen-elemen logam tersebut akan membentuk oksida logam pada daerah interpartikel, seperti fasa magnesium oksida, aluminium oksida dan AlMg oksida. Fasa silikon oksida (SiO₂) yang terbentuk pada permukaan SiC sebelum proses pelapisan akan bereaksi dengan Al dan Mg dalam membentuk oksida yang lain. Pengamatan elemen dengan EDAX akan terindikasi pada daerah yang terdekat dengan SiC lebih kaya Si dibandingkan dengan daerah luarnya. Lamanya waktu penahanan pada saat proses sinter akan dapat mengakibatkan terjadinya transformasi lapisan dari fasa *glass* ke fasa yang *mulite*. Hal tersebut dijelaskan oleh Urena [1,38], mula-mula fasa

yang terbentuk adalah fasa *glass* Al-Si-O, yang berperan sebagai awal dari inti terbentuknya kristalin *mullite*. Dengan memberi kesempatan waktu akan terbentuk struktur *spinel* (*premulite*). Pada pembentukan fasa tersebut diikuti perubahan fasa kristaline ke *orthorombic mulite*. Sangat sulit untuk mengamati perubahan pembentukan *premulite* dari fasa glas kebentuk *mullite*. Pengamatan komposit Al-SiCp pada keadaan yang sama dengan kandungan konsentrasi pada saat pelapisan Mg (0,25) ditunjukkan pada Gambar 4.15.



Gambar 4.15 : (a) Mikrostruktur Al-SiCp (40%/ t=6jam/T= 600⁰ C) dengan konsentrasi Mg (0,25) (HRSEM) (b) Analisa kuantitatif elemen dengan menggunakan EDAX

Pelapisan dengan konsentrasi Mg yang tinggi pada permukaan SiC akan mengakibatkan penurunan interaksi antar partikel penguat dan matrik. Hal tersebut ditunjukkan seperti yang terlihat pada Gambar 4.15a, dimana banyak terbentuk rongga-rongga porus antar matrik dan terjadi *debonding* antara partikel matrik dengan penguat. Walaupun kandungan Mg yang tinggi mempunyai efek positif terhadap reaksi antarmuka, tetapi hal tersebut tidak diharapkan apabila sifat dari matrik menjadi berubah tidak seperti yang diharapkan. Salah satu cara untuk menghindari terbentuknya spinel yang bersifat getas berlebihan dengan mengontrol kandungan Mg pada proses pelapisan. Timbulnya fenomena *debonding* antara matrik dan penguat disebabkan terbentuknya fasa-fasa oksida

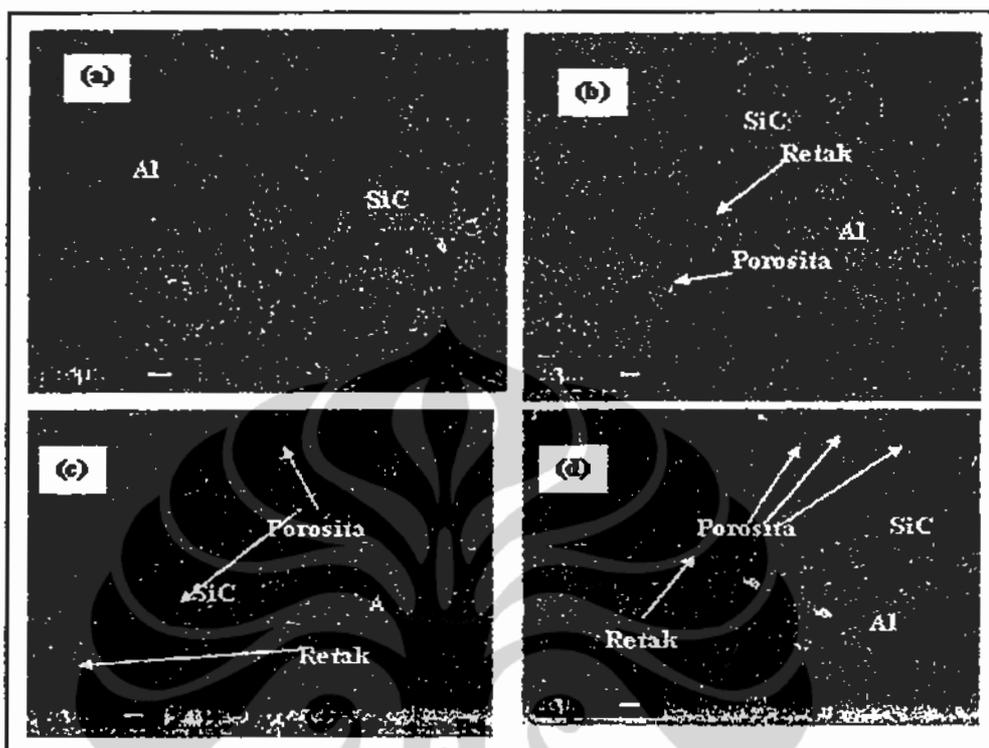
logam stabil dengan kemampuan kebasahan yang rendah terhadap matrik Al. Terbentuknya pori pada daerah matrik

4.2.2. Densitas Sinter Komposit Al-SiCp

Densitas material komposit berbasis metalurgi serbuk merupakan salah satu parameter yang menentukan kualitas mekanik komposit yang dibuat. Ada berbagai macam kriteria densitas pada proses pembuatan komposit dengan metode PM, yang pertama densitas bulk yang berkaitan dengan bentuk dan ukuran partikel, *green density* yang terkait dengan setelah proses kompaksi dan densitas sinter merupakan densitas setelah proses sinter. Komposit yang memiliki *green densitas* yang tinggi maka akan terjadi perubahan yang kecil pada densitas sinternya. *Green density* yang tinggi akan memperluas luas kontak antar partikelnya, sehingga proses tersebut akan mempercepat dan menurunkan biaya operasional proses sinternya. Penentuan densitas komposit isotropik Al-SiCp dapat dilakukan sesuai dengan standar pengukuran (*ASTM C3 73-72*), berdasarkan konsep prinsip Archimedes, dimana pada prinsip tersebut berdasarkan pada adanya perbedaan berat kering (diatmosfir) dan berat basah (didalam air) sedangkan analisa densitas secara kualitatif menggunakan pengamatan melalui *Scanning Electrone Microscope (SEM)*

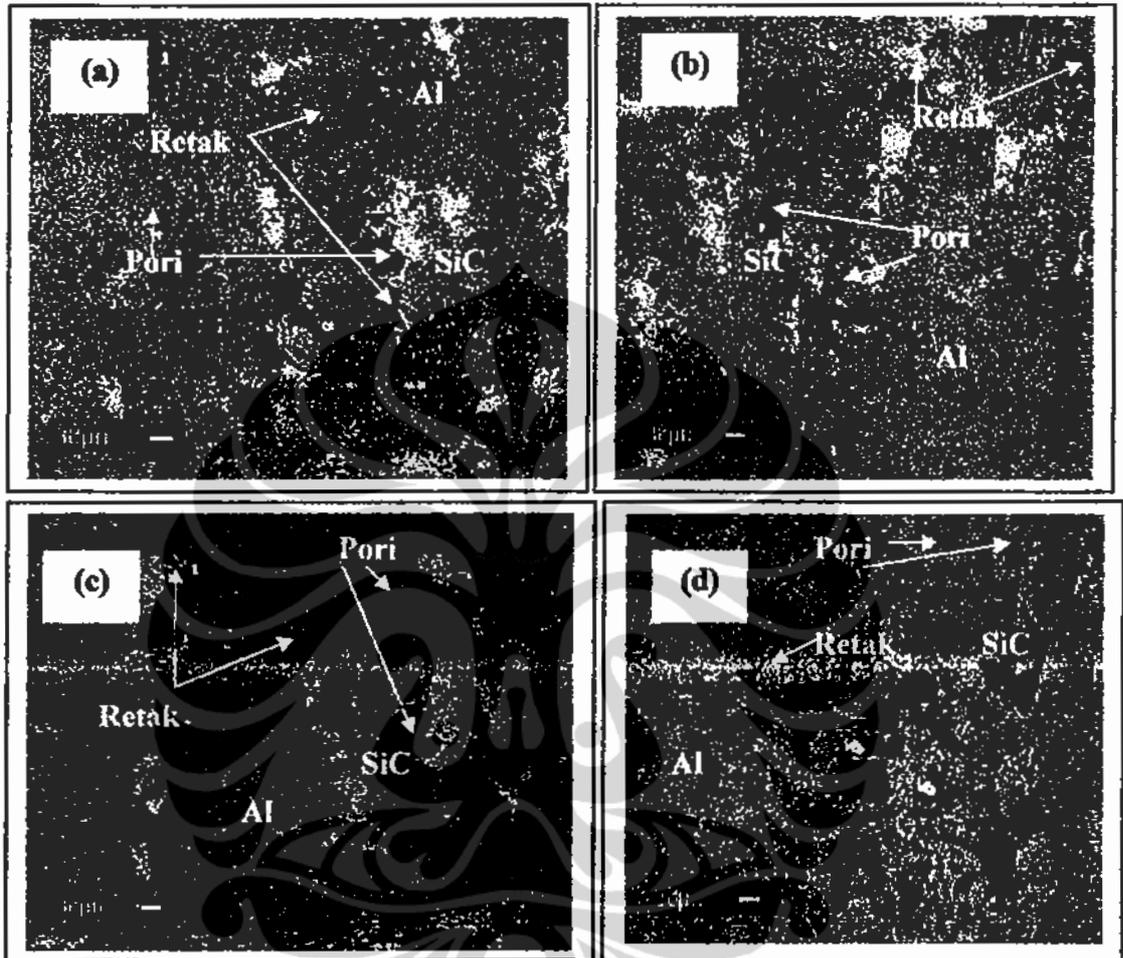
4.2.2.1 Analisa Kualitatif Densitas Komposit Al-SiCp

Secara morfologi dari mikrostruktur material komposit, akan teridentifikasi secara kualitatif keterkaitan antara fraksi volume penguat terhadap densitas sinter dari material komposit. Pada Gambar 4.16 memperlihatkan mikrostruktur dari komposit Al-SiCp (Mg002/T600 °C/Ht 6 jam) dengan variabel fraksi volume penguat. Pada Gambar 4.16a, merupakan fraksi volume penguat tertinggi yang menunjukkan kerapatan yang tinggi pada seluruh interaksi antar partikelnya. Hal tersebut sangat berbeda dengan fraksi volume yang rendah pada Gambar 4.16 (c), (d), dimana pori dan keretakan kecil cukup banyak terjadi. Bentuk pori kebanyakan mendekati bentuk *rounded*. Untuk melihat perbedaan pengaruh perubahan peningkatan konsentrasi Mg, terhadap kualitas mikrostruktur dari material komposit dapat dibandingkan dengan Gambar 4.17. Pada gambar tersebut dianalisis mikrostruktur komposit Al-SiCp(Mg0,25/T600 °C/Ht 6jam).



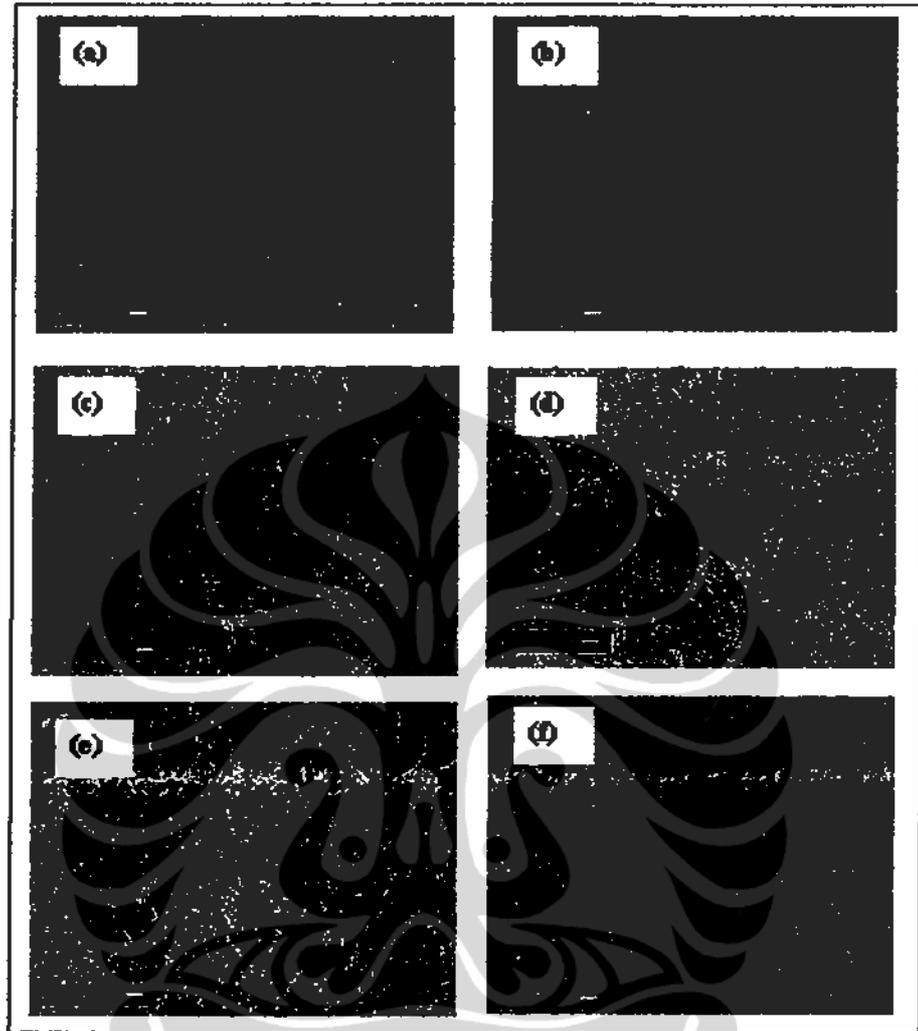
Gambar 4.16 : Mikrostruktur komposit Al-SiCp dengan penguat SiC terlapis oksida AlMg oksida konsentrasi Mg (0,02 gr) pada temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 6 jam dengan variable fraksi volume SiC (a) 40 % (b) 30 % (c) 20 % dan (d) 10 %.

Perbandingan mikrostruktur perbedaan pelapisan dengan konsentrasi Mg berbeda menunjukkan hal sangat berbeda. Pada komposit Al-SiCp (0,25) menunjukkan banyak keretakan dan pori pada daerah matrik, dan adanya beberapa fasa baru yang muncul pada daerah matrik (warna putih). Dari segi mikrostruktur terlihat kerapatan pada komposit Al-SiCp penambahan Mg(0,02) lebih baik dalam meningkatkan kerapatan komposit dibandingkan Mg(0,25) yang digunakan sebagai pelapis pada permukaan partikel SiC.



Gambar 4.17 : Mikrostruktur komposit Al-SiCp dengan penguat SiC terlapis oksida AlMg oksida konsentrasi Mg (0,25gr) pada temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 6 jam dengan variable fraksi volume SiC (a) 40 % (b) 30 % (c) 20 % dan (d) 10 %.

Mikrostruktur pada gambar di atas menunjukkan porositas dan keretakan mikro yang cukup besar dan merata pada semua fraksi volume. Keretakan yang muncul dapat terjadi karena beberapa faktor, seperti adanya fasa oksida logam yang terbentuk pada matrik dengan perbedaan koefisien termal yang besar dengan matrik akan menimbulkan perbedaan ekspansi termal di dalam material matrik itu sendiri. Pada perbedaan temperatur sinter pada material komposit juga menunjukkan hal yang sama terhadap analisa mikrostruktur seperti yang terlihat pada Gambar 4.18.



Gambar 4.18 : Mikrostruktur komposit Al-SiCp (a) v/vo SiC 40% $T = 550^{\circ}\text{C}$ Ht 6 jam Mg (0,02 gr) (b) v/vo SiC 30% $T = 550^{\circ}\text{C}$ Ht 6 jam Mg (0,02 gr) (c) v/vo SiC 40% $T = 550^{\circ}\text{C}$ Ht 6 jam Mg (0,25 gr) (d) v/vo SiC 30% $T = 550^{\circ}\text{C}$ Ht 6 jam Mg (0,25 gr) (e) v/vo SiC 40% $T = 500^{\circ}\text{C}$ Ht 6 jam Mg (0,25 gr) (f) v/vo SiC 30% $T = 500^{\circ}\text{C}$ Ht 6 jam Mg (0,25 gr)

Pada Gambar 4.18a, b menunjukkan mikrostruktur yang lebih rapat pada temperatur 550°C dengan waktu tahan 6 jam untuk partikel yang terlapisi Mg(0,02), bila dibandingkan dengan Gambar 4.16 c,d untuk variabel proses yang sama tetapi dengan pelapisan Mg(0,25). Hal tersebut akan lebih terlihat lebih kasar struktur mikronya untuk temperatur yang lebih rendah 500°C dengan variabel konsentrasi yang sama untuk pelapisan Mg(0,25) (Gambar 4.16 e, f).

4.2.2.2. Analisa Kuantitatif Densitas Komposit Al-SiCp

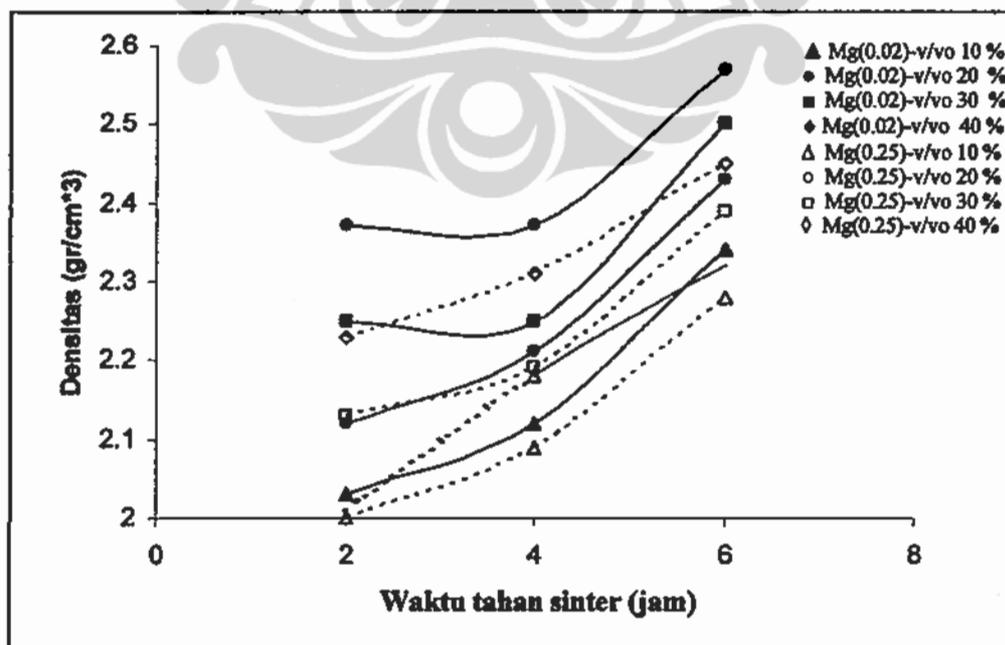
Analisa kerapatan komposit secara kualitatif berdasarkan identifikasi struktur mikro, akan lebih jelas apabila didukung dengan analisa kuantitatif. Densitas sinter komposit isotropik Al-SiCp dapat diukur dengan metode Archimedes, dimana berat kering dan berat basah yang diukur berdasarkan besar gaya apung yang terjadi akan dapat digunakan untuk menentukan densitas material solid yang diukur. Hasil pengukuran densitas sinter pada komposit Al-SiCp berdasarkan variabel fraksi volume penguat, waktu tahan dan temperatur sinter dengan kondisi partikel SiC yang terlapis Mg berbeda dapat dilihat pada Tabel IV.4. berikut ini :

Tabel IV.4 : Densitas komposit Al-SiCp dengan variabel dari temperatur sinter dan waktu tahan

Temperatur Sinter (°C)	Waktu Tahan (Jam)	Densitas (gr/cm ³)							
		Mg (0.02 gr)				Mg (0.25 gr)			
		Fraksi volume SiC (%)				Fraksi volume SiC (%)			
		10%	20%	30%	40%	10%	20%	30%	40%
500	2	2,03	2,12	2,25	2,37	2,00	2,01	2,13	2,23
	4	2,12	2,21	2,25	2,37	2,09	2,18	2,19	2,31
	6	2,34	2,43	2,50	2,57	2,28	2,32	2,39	2,45
550	2	2,14	2,21	2,25	2,4	2,09	2,15	2,19	2,31
	4	2,23	2,29	2,44	2,51	2,14	2,18	2,39	2,40
	6	2,34	2,43	2,56	2,58	2,14	2,35	2,42	2,56
600	2	2,20	2,26	2,47	2,51	2,17	2,24	2,39	2,43
	4	2,28	2,32	2,44	2,59	2,23	2,32	2,44	2,51
	6	2,42	2,46	2,56	2,6	2,34	2,38	2,50	2,57

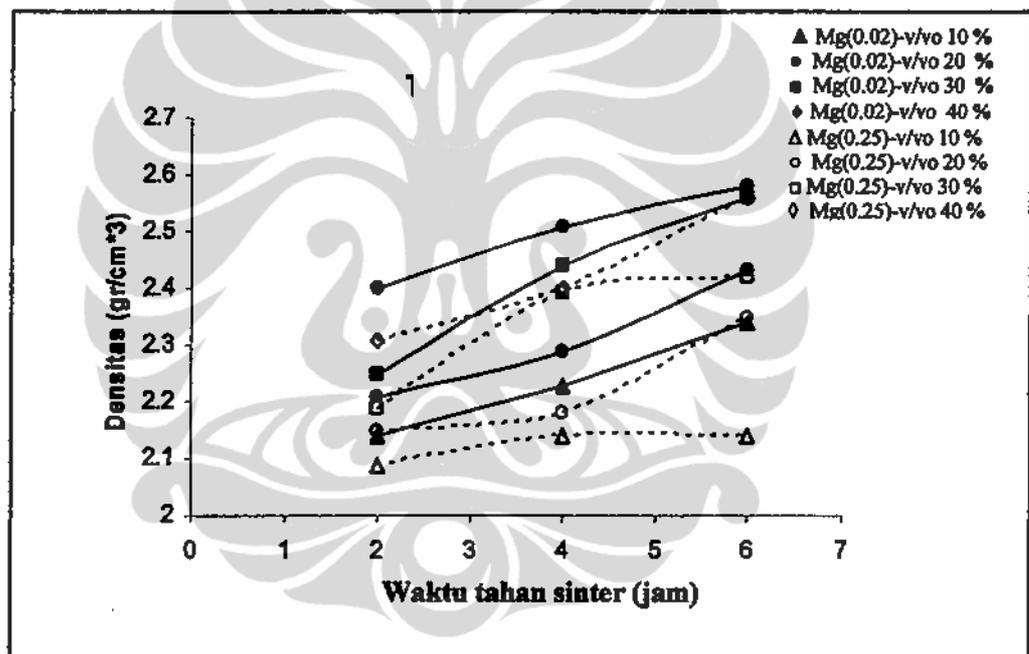
Densitas material komposit sangat ditentukan dengan besarnya perlakuan temperatur sinter yang dikenakan. Interaksi partikel serbuk diawali dengan kontak titik-titik pada permukaan partikel, dimana hal tersebut terjadi akibat gaya kompaksi pembentukan *green density* pada awal proses sinter akan terjadi difusi antar permukaan yang menimbulkan *necking*, dimana peristiwa tersebut akan menyebabkan perubahan volume pori. Pada tahap akhir pori akan terlingkupi dan cenderung terjadi pembulatan pori. Hasil dari peristiwa itu akan mengakibatkan penyusutan pada volume komposit dan berkorelasi dengan peningkatan densitas komposit. Pada saat terjadi penyusutan gas yang terjebak di dalamnya akan hilang menuju kepermukaan.

Mekanisme transportasi massa diawali dari pertumbuhan *necking* yang disebabkan oleh gradient bentuk kelengkungan dan itu terjadi didekat *neck* antar partikel. Mekanisme transportasi massa merupakan peristiwa evaporasi-kondensasi, difusi permukaan dan difusi volume. Peristiwa evaporasi-kondensasi dan difusi permukaan merupakan hasil dari adanya tekanan tinggi dan tegangan permukaan rendah pada permukaan cembung dibandingkan dengan luas permukaan *necking* cekung. Akibat dari hal tersebut akan menyebabkan timbulnya gaya penggerak pada massa untuk mengalir pada daerah *necking*. Difusi volume tergantung pada tingginya kekosongan yang timbul pada daerah *necking*. Konsentrasi kekosongan akan meningkat akibat meningkatnya tegangan permukaan dan kecekungan lekukannya. Bagaimanapun juga selama terjadi transfer permukaan melalui mekanisme difusi volume akibat pergerakan atomik dari permukaan sumber ke permukaan yang lain melalui struktur kisi material solid tidak begitu besar dalam peristiwa mekanisme transport permukaan partikel. Akibat mekanisme transport masa pada permukaan akan merubah dimensi dan kerapatan yang cukup signifikan. Berdasarkan hal tersebut diperoleh keterkaitan densitas sinter pada temperatur sinter temperatur rendah (500°C) terhadap waktu tahan pada komposit Al-SiCp, seperti ditunjukkan pada Gambar 4.19. berikut ini :

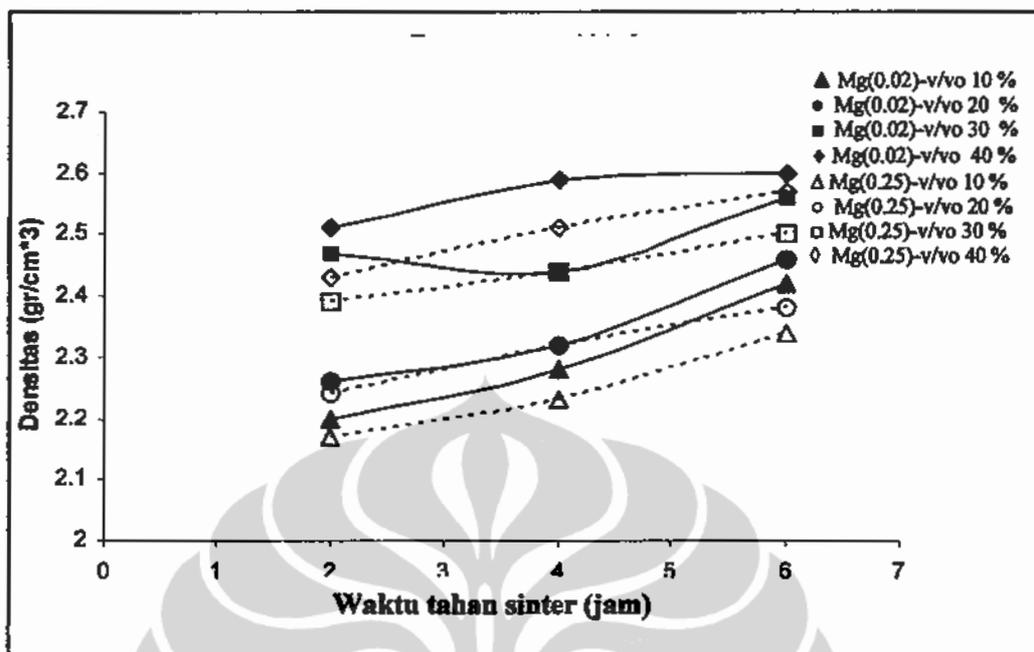


Gambar 4.19 : Grafik korelasi densitas komposit Al-SiCp terhadap waktu tahan sinter pada temperatur sinter 500°C , dengan partikel SiC terlapis AlMg oksida dengan konsentrasi Mg(0,25) dan Mg (0,02)

Pada Gambar 4.19 di atas menunjukkan komposit Al-SiCp pada semua fraksi volume penguat SiC terjadi peningkatan densitasnya akibat kenaikan waktu tahan sinter. Hal tersebut disebabkan semakin lama waktu waktu tahan, mekanisme transportasi massa akan menyebabkan pengecilan dimensi pori antar partikel sehingga mengakibatkan peningkatan kerapatan komposit. Densitas komposit Al-SiCp dengan partikel SiC yang terlapis konsentarsi Mg(0,02) lebih tinggi dibandingkan yang terlapis Mg(0,25) pada semua kondisi variabel proses yang dilakukan. Hal tersebut sama terjadi dengan pada kenaikan temperatur sinter 550°C dan 600°C pada Gambar 4.20 dan Gambar 4.21 berikut ini.



Gambar 4.20 : Grafik korelasi densitas komposit Al-SiCp terhadap waktu tahan sinter pada temperatur sinter 550°C , dengan partikel SiC terlapis AlMg oksida dengan konsentrasi Mg(0,25) dan Mg (0,02)

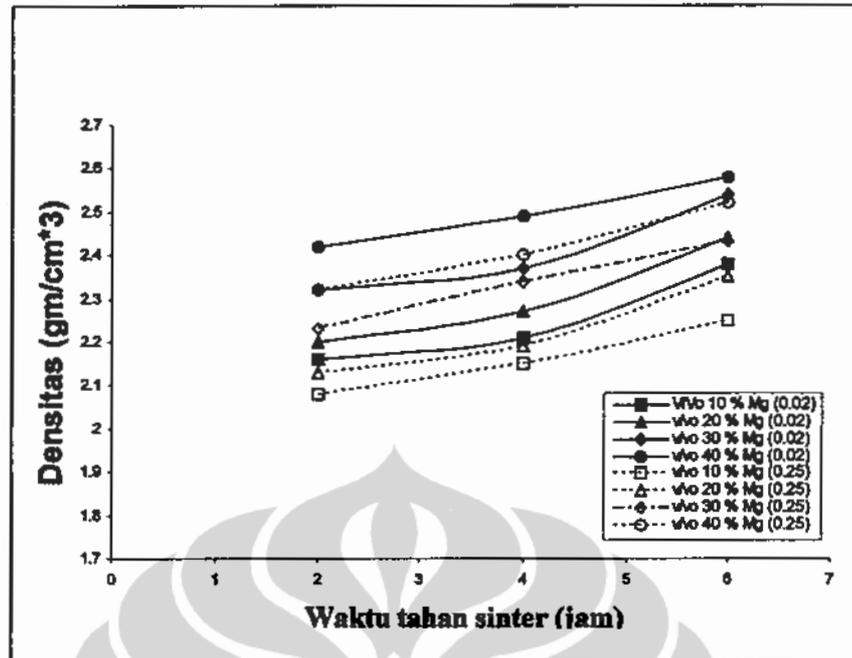


Gambar 4.21 : Grafik korelasi densitas komposit Al-SiCp terhadap waktu tahan sinter pada temperatur sinter 600°C, dengan partikel SiC terlapisi AlMg oksida dengan konsentrasi Mg(0,25) dan Mg (0,02)

Pada temperatur yang sedang dan tinggi nilai densitas komposisi terhadap perubahan variabel yang sama, kerapatan tertinggi juga terjadi pada fraksi volume 40 % dengan waktu tahan 6 jam dengan Mg(0.02). Pada keadaan tersebut nilai masing-masing densitasnya 2,57; 2,58 dan 2,6 gr/cm³ atau rata-rata densitasnya dengan waktu tahan 6 jam sekitar 2,58 gr/cm³. Untuk pelapisan Mg(0.25) dengan keadaan yang sama rata-rata densitasnya 2,52 gr/cm³. Secara keseluruhan nilai densitas rata-rata akibat perubahan waktu tahan pada semua temperatur sinter seperti terlihat pada Tabel IV.5 dan Gambar 4.22.

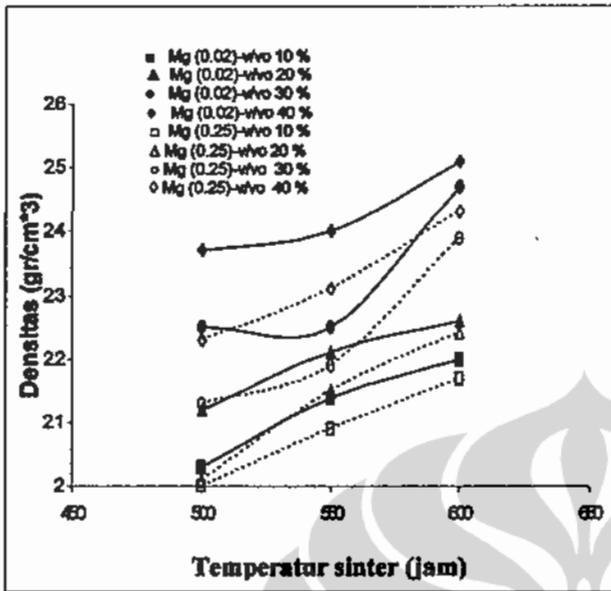
Tabel IV.5. Densitas rata-rata komposit Al-SiCp terhadap variabel waktu tahan

Waktu Tahan (Jam)	Densitas rata-rata (gr/cm ³)							
	Mg (0,02 gr)				Mg (0,25 gr)			
	Fraksi volume SiC (%)				Fraksi volume SiC (%)			
	10%	20%	30%	40%	10%	20%	30%	40%
2	2,16	2,20	2,32	2,42	2,08	2,13	2,23	2,32
4	2,21	2,27	2,37	2,49	2,15	2,19	2,34	2,40
6	2,38	2,44	2,54	2,58	2,25	2,35	2,43	2,52

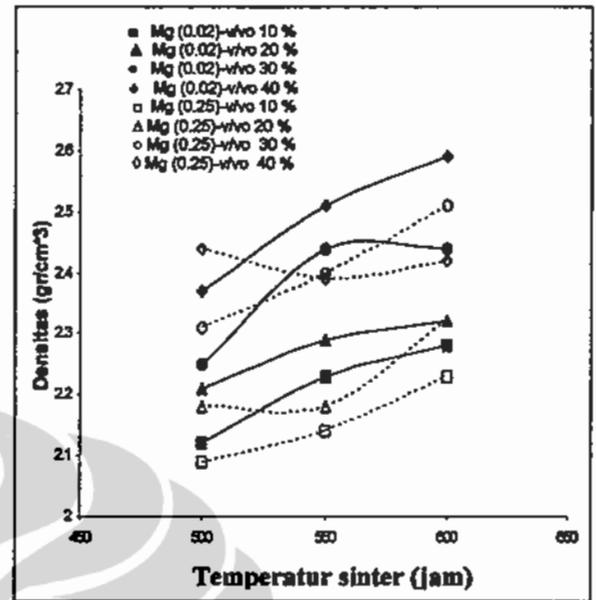


Gambar 4.22 : Perubahan waktu tahan terhadap densitas rata-rata komposit Al-SiCp

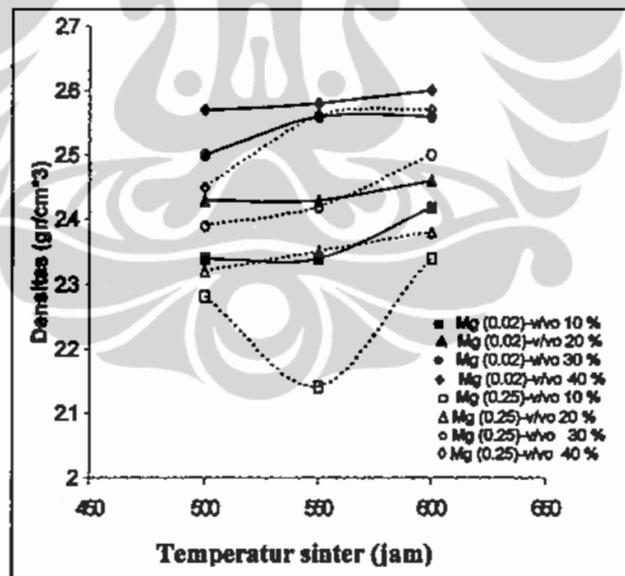
Faktor-faktor yang mempengaruhi efisiensi sinter adalah ukuran partikel, bentuk, struktur dan komposisi pembentukan *green density*, *waktu tahan* dan temperatur sinter. Penurunan ukuran partikel dapat meningkatkan kualitas densitas sinter, hal tersebut dikarenakan rasio antara luas permukaan terhadap volume akan meningkat sehingga akan meningkatkan gaya penggerak yang tinggi. Faktor bentuk partikel juga dapat meningkatkan kecepatan sinter karena luas kontak yang terjadi juga semakin tinggi, maka partikel yang mempunyai permukaan kasar akan memiliki luas kontak yang besar. Struktur butir (*grain*) pada serbuk kristalin mempunyai pengaruh yang signifikan terhadap sinter. Kecenderungan struktur polikristalin untuk menuju ke bentuk ukuran grain yang kecil pada saat terjadi perbaikan sifat mekanik (*tensile strength*) dan menstabilkan dimensi. Pada umumnya ukuran butir pada akhir proses sinetring tergantung pada ukuran partikel awal, pada partikel berukuran kecil, maka grain akhir yang terjadi juga cenderung halus. variabel temperatur sinter merupakan hal yang paling signifikan dalam memperoleh kualitas produk komposit MMC berbasis PM, dimana indikasi performa mekanik dapat di prediksi dari nilai densitas sinter. Berdasarkan analisa kuantitatif yang dilakukan nilai densitas sinter dari komposit Al-SiCp berdasarkan perubahan temperatur sinter dapat dilihat pada Gambar 4.23 dan 4.24 :



Gambar 4.23: Grafik korelasi antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp dengan waktu tahan sinter 2 jam



Gambar 4.24: Grafik korelasi antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp dengan waktu tahan sinter 4 jam



Gambar 4.25 : Grafik korelasi antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp dengan waktu tahan sinter 6 jam

Pada Gambar 4.23, 4.24 dan 4.25 terlihat keterkaitan antara temperatur sinter terhadap densitas komposit Al-SiCp. Semakin tinggi temperatur yang dikenakan pada komposit nilai densitas sinternya juga meningkat, hal tersebut dikaitkan dengan besarnya energi penggerak atomik yang berkaitan juga dengan

ektivitas difusi atom yang terjadi. Pada umumnya energi penggerak merupakan hal yang fundamental yang terkait dengan prinsip termodinamika. Kemampuan proses sinter tergantung pada perubahan sistem energi bebasnya ΔF . Perubahan energi bebas termodinamik menyebabkan terjadinya reaksi kimia yang digambarkan sebagai perubahan energi bebas volume kimia ΔF_c . Interaksi partikel yang mengalami perlakuan sinter akan mengalami penurunan luas permukaannya. Penurunan luas permukaan ΔF_s ini memberi kontribusi dalam persamaan energi bebas yang dinyatakan dengan $\Delta F = \Delta F_c + \Delta F_s$. Energi bebas yang rendah akan menyebabkan terjadinya gaya penggerak pada saat proses sinter. Semakin besar luas permukaan pada saat keadaan awal, maka semakin besar gaya penggerak pada saat proses sinter. Selama proses sinter, aktivitas serbuk tergantung pada keadaan energi bebasnya, luas permukaan yang tidak terlindungi oksida, dan kekosongan kisi (*lattice vacancies*) atau cacat (*defect*). Ada dua mekanisme transportasi masa yang terjadi pada saat proses sinter, yang pertama aktivitas permukaan serbuk partikel dan yang kedua mekanisme transport *bulk*. Mekanisme transportasi permukaan seperti dijelaskan sebelumnya di dominasi oleh evaporasi-kondensasi, difusi permukaan dan difusi volume sedangkan transportasi *bulk* disebabkan oleh tegangan permukaan yang tinggi pada daerah sambungan *necking*. Mekanisme tersebut akan menimbulkan pertumbuhan *necking* dan penyusutan porositas akibat dari aliran plasmas, difusi batas butir dan difusi volume atau kisi. Peningkatan temperatur sinter akan menyebabkan perbedaan antara difusi volume dan difusi batas butir akan menurun. Hal tersebut akan mengakibatkan pergerakan atom melalui difusi kisi atau volume kecepatannya dapat dikendalikan.

4.3. ANALISA MIKROSTRUKTUR DAERAH ANTARMUKA KOMPOSIT Al-SiCp

Komposit partikulit Al-SiCp merupakan material struktural yang menarik untuk dikaji dalam segi riset dan pengembangannya, karena material tersebut mempunyai aplikasi sangat luas. Sejak tahun 1994 material komposit ini telah dibuat dengan metode proses cair, dan sampai saat ini masih memiliki beberapa permasalahan dan banyak dikaji dan diteliti oleh para peneliti dibidang materials komposit yang berbasis MMCs[3]. Permasalahan utama dari komposit Al-SiCp yang dibuat dengan metode proses cair atau proses padat adalah kebasahan antara SiC dan Al yang rendah, selain itu adanya reaktivitas antara permukaan Al dan SiC. Kereaktifan Al terhadap SiC pada temperatur tinggi menyebabkan efek yang merusak, karena dapat mereduksi kekuatan material komposit dan meningkatkan suseptibilitas korosi. Untuk mencegah reaksi pada permukaan yang bersifat merusak, perlu dilakukan pelapisan pada permukaan pada penguat yang bersifat konstruktif dalam meningkatkan aspek kebasahan dari kedua material tersebut. Beberapa metode yang sudah dikembangkan oleh para ahli logam, fisikawan, ahli teknik dan ilmuwan bidang material mengkaji sifat material meliputi sifat magnetik, mekanik dan kimiawi yang berkaitan dengan penggabungan antara material logam dengan keramik. Metode kondensasi yang menggunakan vakum, telah dikembangkan dengan mengionisasi logam pada permukaan keramik. Kesulitan metode ini membentuk ketebalan yang merata dan uniform dalam tiga dimensi, dan dari beberapa kasus tidak mungkin dilakukan pada material yang bersifat inert.

Metode *electroless plating* pada saat ini banyak dikembangkan dalam memodifikasi permukaan pada berbagai material seperti non-konduktif, semikonduktor dan logam, dimana pelapisan logam dibentuk dari reaksi antara agen reduksi di dalam larutan dan ion logam. *Electroless ion plating* mempunyai beberapa keuntungan dibandingkan metode lain, diantaranya lapisan lebih uniform dalam tiga dimensi pada material konduktif atau non konduktif. Teknik pelapisan *electroless* yang dikenakan pada permukaan partikel SiC dapat memodifikasi permukaan menjadi lebih *hydrophilic*, dan permukaan akan mejadi lebih luas dan kasar bila dibandingkan sebelum dilakukan pelapisan. (Min Kang)

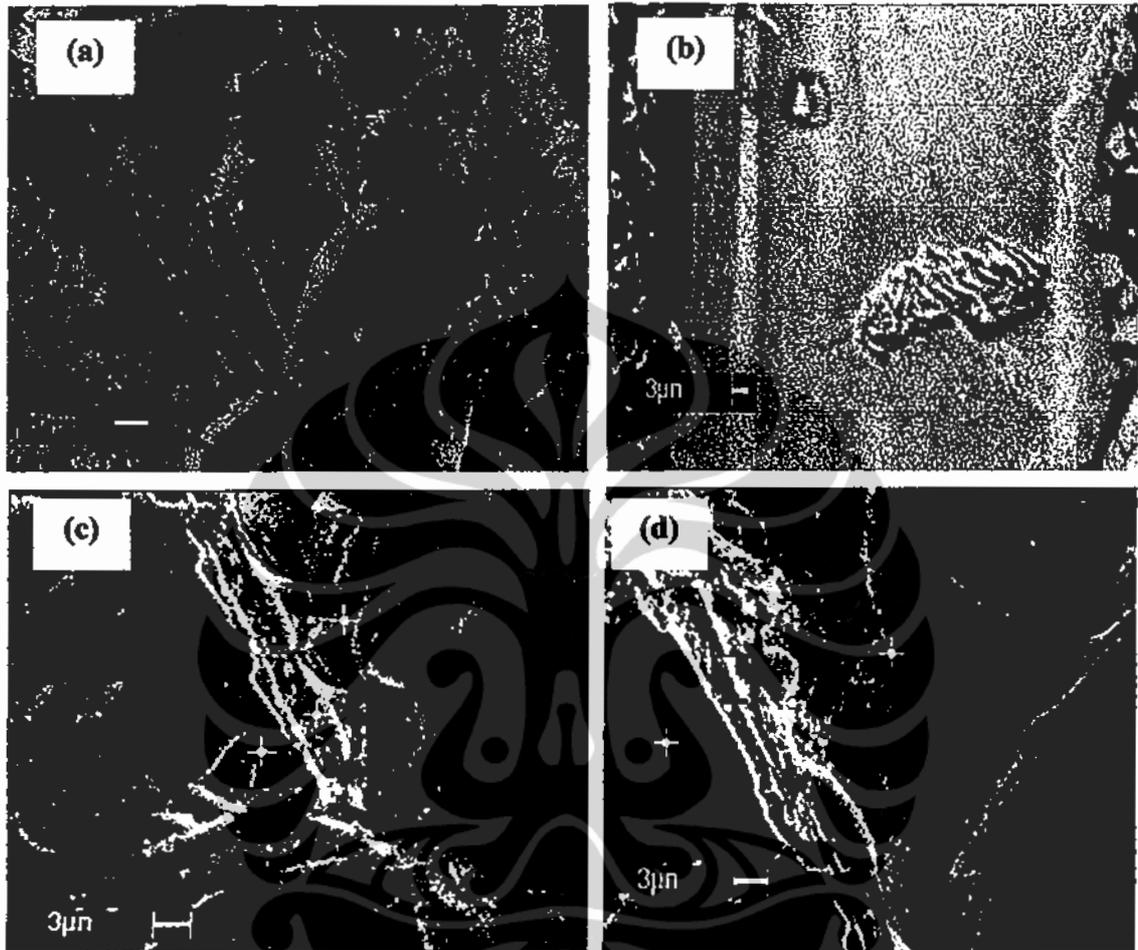
[6]. Pada fabrikasi material komposit Al-SiCp, pembentukan oksida logam pada permukaan partikel SiC mempunyai dua pengaruh utama yaitu mencegah reaksi kimia yang bersifat destruktif dengan matrik dan meningkatkan aspek kebasahan. Dari dua alasan tersebut pelapisan menggunakan oksida logam pada SiC dapat digunakan sebagai penguat pada matrik aluminium (logam) karena aspek kebasahannya menjadi lebih baik, sehingga akan menyebabkan interaksi antarmuka yang tinggi[49].

Aspek kebasahan antara material keramik terhadap matrik aluminium pada pembuatan komposit MMCs, dapat ditingkatkan apabila terbentuk formasi kristal MgO, MgAl₂O₄ atau Al₂O₃. Fasa-fasa tersebut dapat menurunkan besarnya sudut kontak, sehingga aspek interaksi antarmuka antara matrik dan penguat akan tinggi[26]. Pada penelitian ini dilakukan pelapisan permukaan SiC dengan ion logam Al dan Mg melalui mekanisme *electroless plating* dan akan membentuk oksida logam pada saat dilakukan proses sinter dalam lingkungan vakum. Pelapisan oksida logam yang terjadi akan meningkatkan kebasahan antara matrik Al dan penguat SiC dalam pembuatan material komposit melalui metode proses padat.

4.3.1. Pengaruh Temperatur Sinter Terhadap Mikrostruktur Komposit Al-SiCp

Struktur material serbuk setelah mengalami proses sinter cenderung menuju tingkat kestabilan yang tinggi, selama gaya penggerak utama untuk terjadinya rekristalisasi tidak ada di dalam partikel-partikel serbuk. Struktur yang memiliki cacat (*defects*) dalam jumlah yang besar, seperti dislokasi akan meningkatkan proses difusinya. Komposisi oksida yang stabil pada permukaan material serbuk juga dapat menjadi penghalang dalam proses mekanisme perpindahan massa, sehingga dapat meminimalisasi efektifitas proses sinter. Besarnya temperatur sinter pada proses peningkatan interaksi antarmuka antar partikel, melalui mekanisme perpindahan massa dan pembentukan fasa-fasa pengikat (*binder*) antar permukaan partikel sangat signifikan pengaruhnya. Pada penelitian yang telah dilakukan pada pembuatan komposit isotropik Al-SiCp,

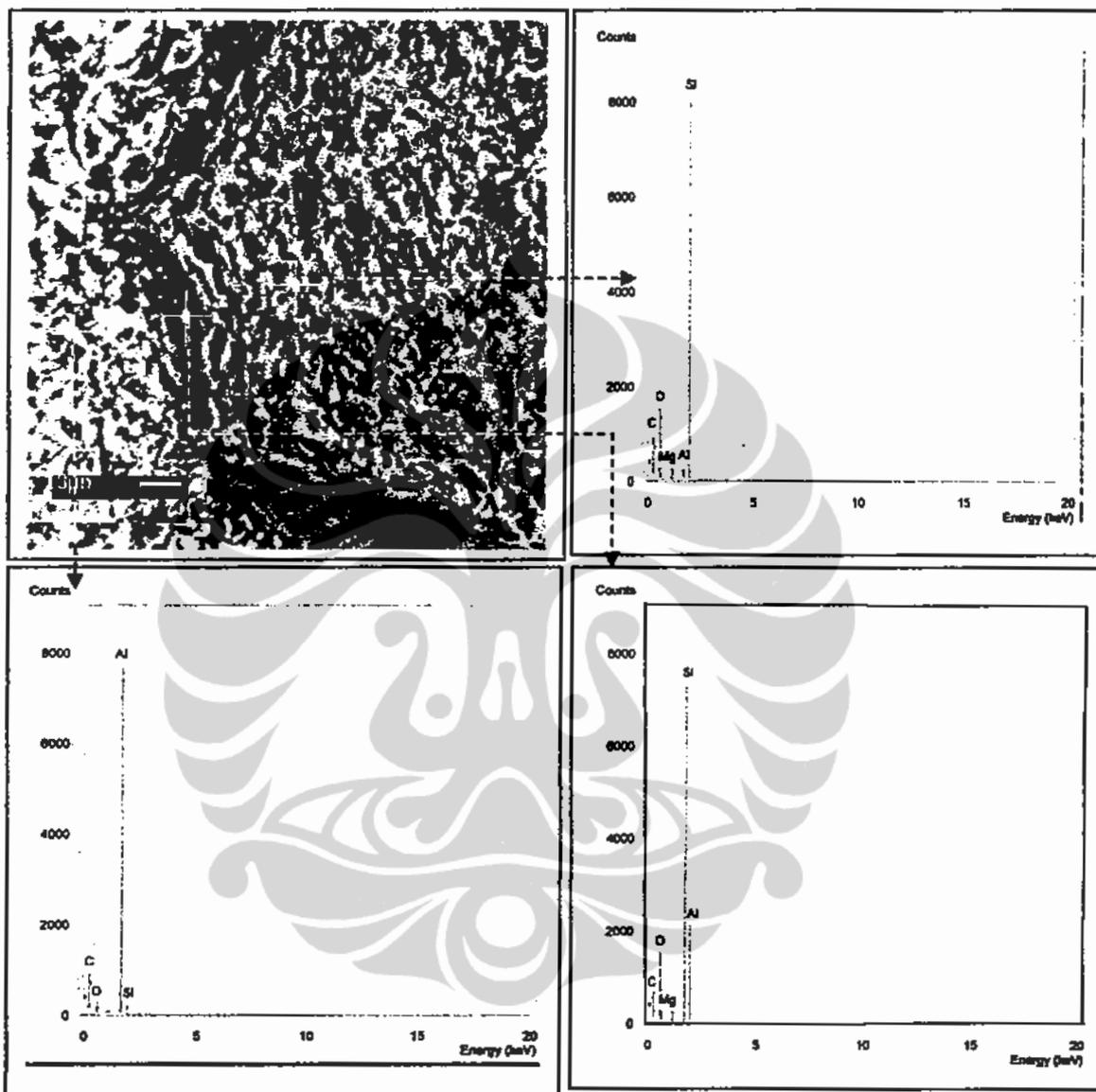
diamati pengaruh besarnya temperatur sinter terhadap aspek mikrostruktur dan fasa-fasa yang terbentuk dapat dilihat pada Gambar 4.26. berikut ini



Gambar 4.26 : Mikrostruktur ikatan antarmuka antara matrik dan penguat pada komposit Al-SiCp, dengan pelapisan permukaan SiC pada (a,b) Konsentrasi Al+Mg(0,25) dan (c,d) konsentrasi Al+Mg(0,02)

Pada mikrosrtuktur di atas menunjukkan interaksi antarmuka partikel antara matrik dan penguat, menunjukkan perbedaan yang cukup jelas secara kualitatif ikatan keduanya. Pada Gambar 4.26. a, b adalah partikel SiC yang dilapisi Mg (0,25), sedangkan Gambar 4.26. c,d yang terlapisi Mg (0,02). Lapisan Mg(0,02) secara visual menunjukkan kerapatan yang tinggi dibandingkan yang terlapisi Mg(0,25) antara matrik dan penguatnya. Untuk mengetahui fasa-fasa yang terbentuk pada daerah matrik, antarmuka dan matrik akibat perlakuan temperatur sinter 550°C dilakukan analisa elemen pada daerah tersebut dengan

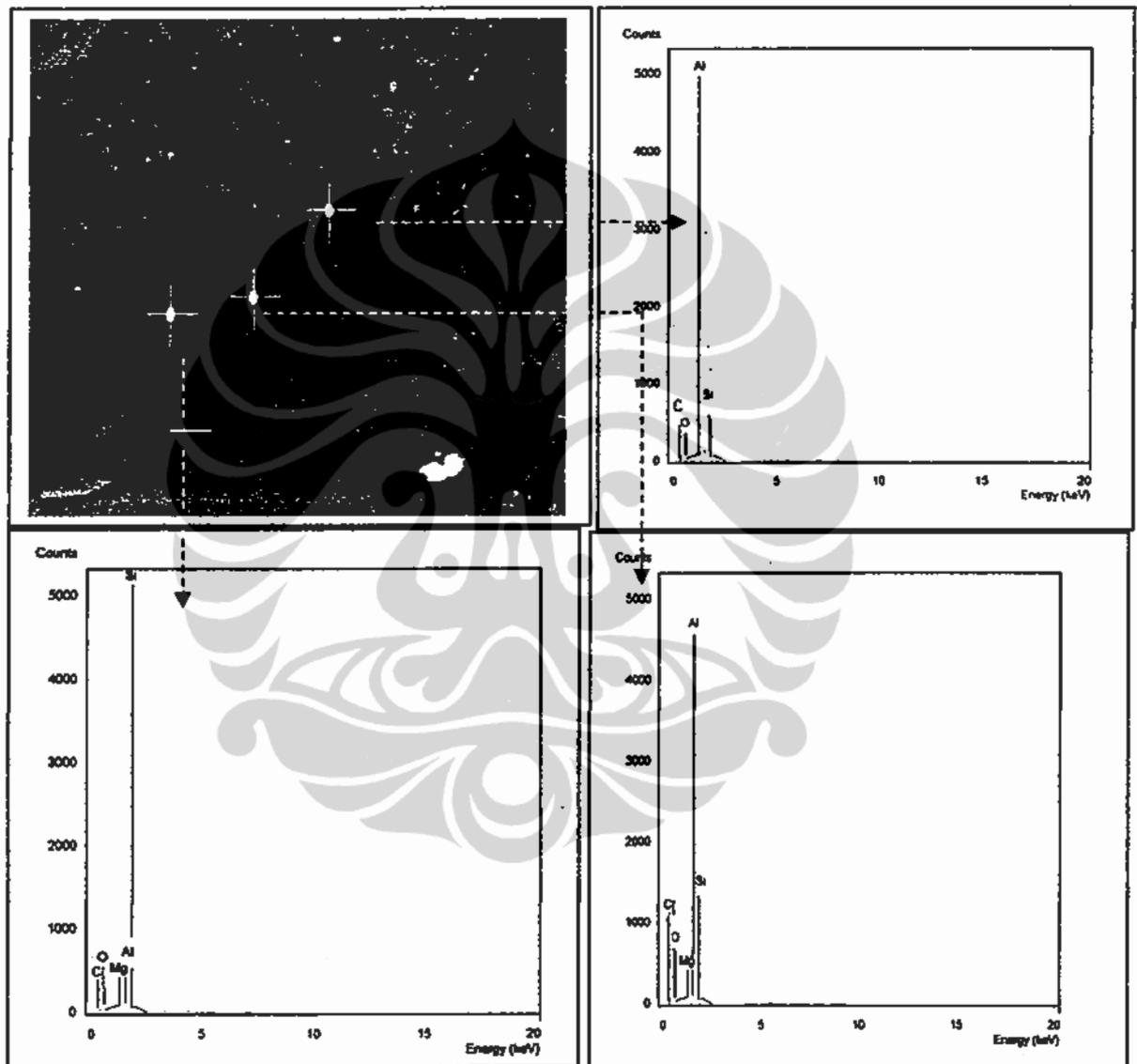
menggunakan SEM dan di dukung dengan EDS seperti ditunjukkan pada Gambar 4.27.



Gambar 4. 27 : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550⁰C dan waktu tahan 4 jam.

Hasil analisa EDS terlihat pada daerah matrik intensitas tertinggi Al dan elemen-elemen pengikutnya terbesar C, O dan Si. Dimana matrik Al dapat impuritas oksigen dari lingkungan, sedangkan C dan Si kemungkinan elemen yang didistribusi dari penguat partikel SiC. Pada daerah antarmuka (daerah antara matrik dan penguat), teramati adanya peningkatan elemen Al dan Si hasil kontribusi dari matrik dan penguat SiC. Adanya elemen Mg pada daerah tersebut

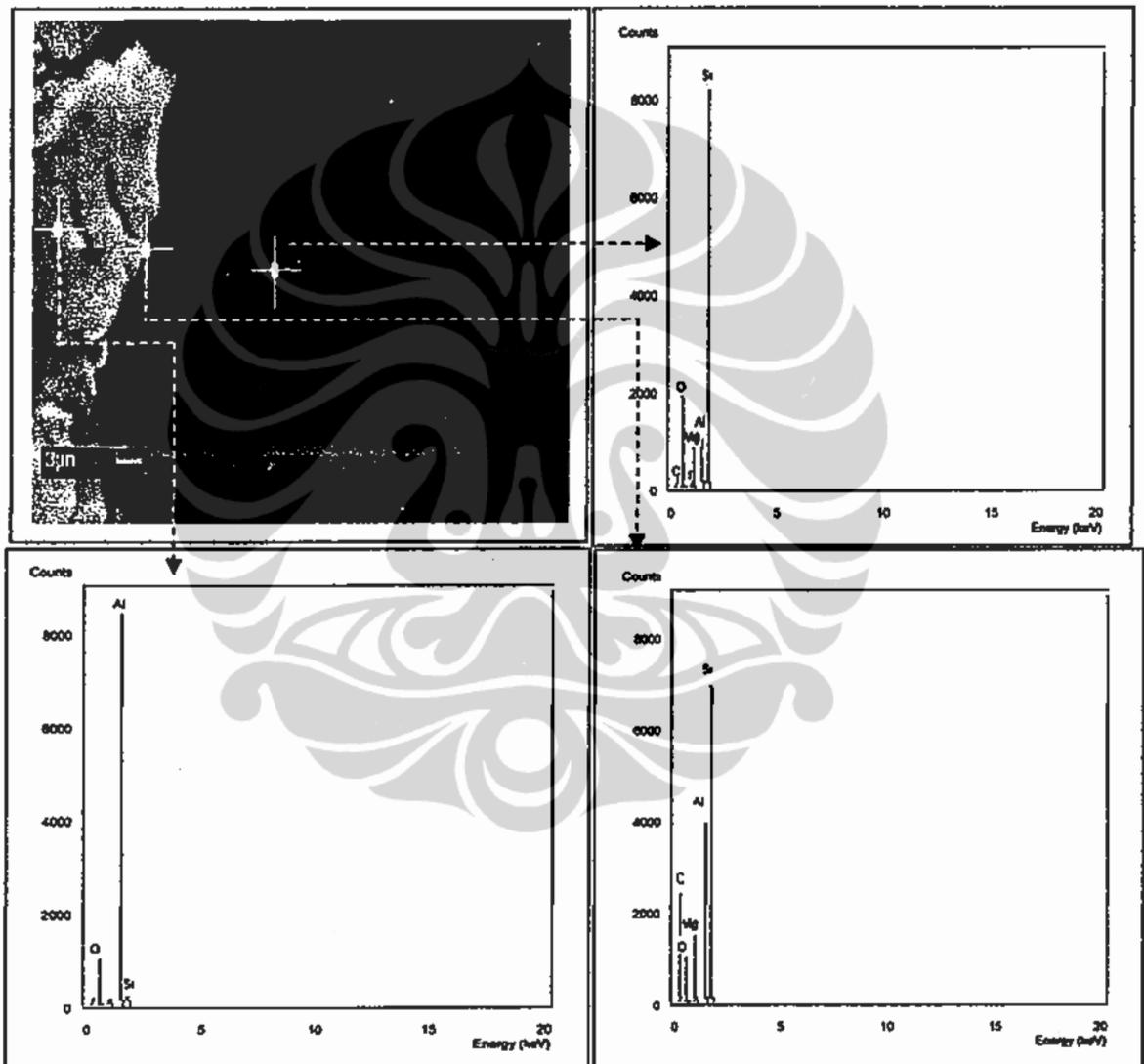
merupakan aspek pelapisan permukaan partikel SiC dengan ion logam Mg pada saat proses *electroless plating*. Analisa daerah penguat (SiC) terlihat eleven utama Si dan ada elemen Mg dan Al yang dikontribusi dari pelapisan permukaan SiC. Pada temperatur sinter (500°C) yang lebih rendah terlihat interaksi antarmukanya (Gambar 4.28) tidak serapat pada temperatur 550°C .



Gambar 4.28 : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 500°C dan waktu tahan 4 jam

Analisa mikrostruktur pada komposit Al-SiCp dengan temperatur sinter 500°C waktu penahanan 4 jam dengan keadaan permukaan partikel SiC terlapis ion logam Mg(0,02), terlihat ketidak sempurnaan proses transportasi masa antara

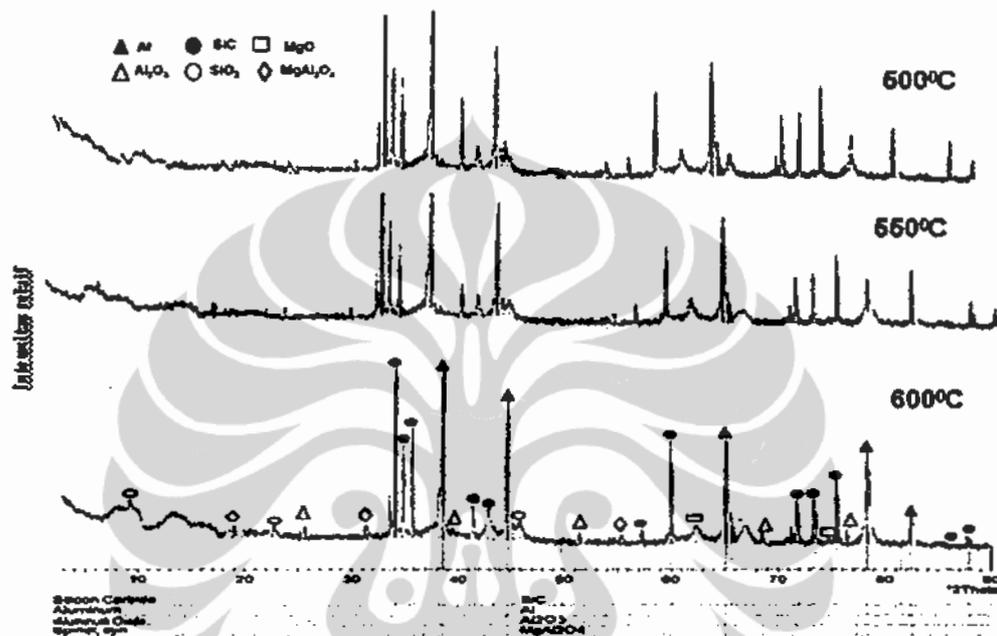
permukaan partikel pembentuk kompositnya. Temperatur sebagai aspek gaya penggerak atomik untuk difusi antar permukaan, sehingga dapat menimbulkan *necking*. Pada temperatur sinter yang rendah kurang efektif dalam pembentukan *necking*, bila dibandingkan pada temperatur sinter yang tinggi. Elemen-elemen berdasarkan pengamatan EDS pada daerah matrik. Antarmuka dan penguat cenderung ada kesamaan komposisinya seperti pada temperatur sinter 550°C.



Gambar 4. 29 : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sintering 600°C dan waktu tahan 4 jam.

Pada temperatur sinter yang paling tinggi 600°C dengan perlakuan yang sama terlihat interaksi ikatan antara permukaan matrik (Al) dan penguat (SiC) lebih kompak seperti ditunjukkan pada Gambar (4.29). Pada pengamatan EDS terlihat

puncak-puncak elemen metalik Al, Si, Mg terlihat mendominasi pada daerah antarmuka antara matrik dan penguatnya. Analisa fasa dengan menggunakan XRD pada komposit Al-SiCp pada komposisi fraksi volume 40% SiC yang dilapisi Mg(0,02) dengan variasi temperatur sinter dapat dilihat pada Gambar 4.30.



Gambar 4.30 : Analisa komparatif XRD pada variabel temperatur sinter komposit Al/SiC_p dengan v/v_o 40 % dengan waktu tahan 4 jam dan Mg (0,02)

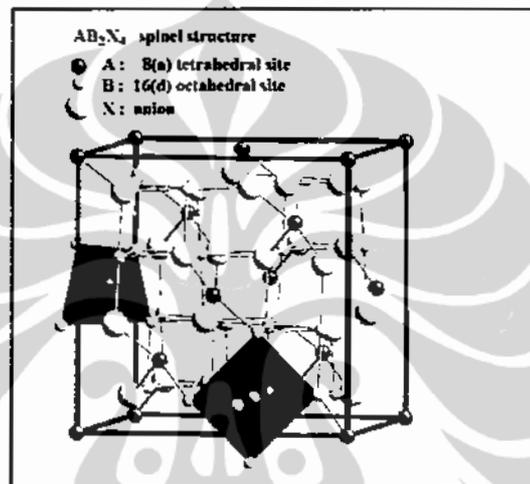
Hasil spektrum X-RD pada material tersebut menunjukkan pada semua variabel temperatur didominasi puncak-puncak fasa utama dari material matrik Al dan penguat SiC. Fasa silikon oksida (SiO₂) terjadi pada semua temperatur sinter, tetapi pada temperatur sinter 500^oC SiO₂ lebih sedikit dibandingkan temperatur sinter 550^oC dan 600^oC. Fasa ini timbul pada saat produksi partikel SiC dan peningkatannya terjadi pada saat proses sinter. Fasa SiO₂ dengan Mg dan Al membentuk fasa MgAl₂O₄, Al₂O₃ dan MgO pada daerah antarmuka. dimana fasa-fasa tersebut dapat berperan dalam meningkatkan ikatan antar permukaan antara partikel matrik dan penguat. Berdasarkan analisa *search and match* fasa MgAl₂O₄ yang teramati pada sudut difraksi (2θ), 19, 31, dan 55 sedangkan fasa Al₂O₃ teramati pada sudut 43, dan 57 dan fasa MgO teramati pada sudut 62. Aspek kebasahan antara material Al terhadap oksida SiO₂ atau dengan Al₂O₃ relatif

sama, hal tersebut berdasarkan penelitian X.B Zhou [28] yang menyatakan sudut kontak material tersebut pada temperatur 1023 K relatif sama. Terbentuknya fasa Al_2O_3 juga dapat terjadi dari reaksi antara Silikon oksida terhadap Al pada fasa cair, dan akan membentuk fasa pada permukaan SiC yang terlihat dalam formasi permukaan yang kasar. Pada penelitian tersebut juga dinyatakan pada temperatur yang rendah sudut kontak antara SiO_2 dengan Al pada cenderung lebih tinggi dibandingkan pada temperatur yang lebih tinggi. Secara umum sudut kontak antara Al dan SiO_2 pada berbagai temperatur lebih tinggi dibandingkan sudut kontak antara Al dan Al_2O_3 .

Pada penelitian yang dilakukan A.Urena [1] menyatakan *pre-oksidasi* pada permukaan partikel SiC pada temperatur yang semakin tinggi akan meningkatkan terbentuknya lapisan silikon oksida pada permukaan partikel SiC. Sehingga dapat dinyatakan pada temperatur sinter yang tinggi akan meningkatkan timbulnya silikon oksida pada permukaan partikel SiC yang secara langsung dengan meningkatkan adhesifitas antara partikel penguat SiC terhadap matrik Al. Terbentuknya formasi logam oksida pada permukaan partikel SiC akan dapat menghalangi terbentuknya Al_4C_3 , sehingga aspek kebasahan antara Al dan SiC dapat dipertahankan. Berdasarkan analisa fasa tersebut konsentrasi Mg(0,02) dengan temperatur sinter 600°C menunjukkan ikatan permukaan antara partikel SiC dengan matrik Al secara kualitatif paling baik dibandingkan temperatur sinter yang lebih rendah. Pencegahan interaksi langsung antara partikel SiC dan matrik Al, dengan cara melapisi permukaan partikel SiC dengan logam oksida akan dapat menurunkan aspek degradasi penerunan ikatan permukaan antar partikel akibat adanya fasa destruktif Al_4C_3 . Pada pelapisan partikel SiC dengan penambahan ion logam Al dan Mg, sangat memungkinkan terbentuknya fasa MgAl_2O_4 atau *spinel*.

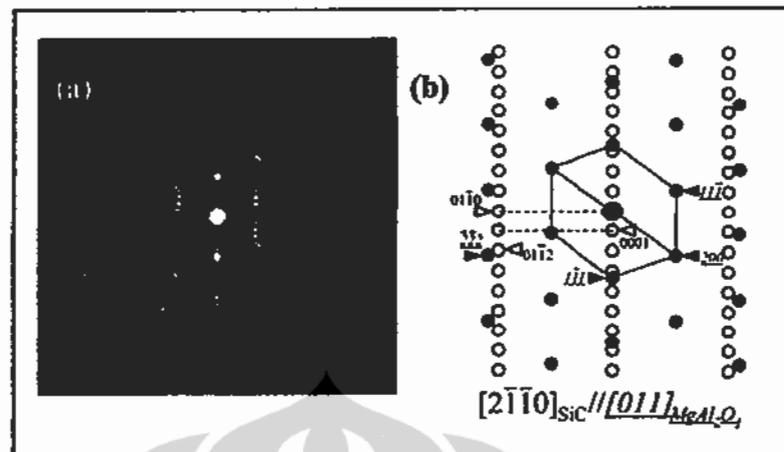
Analisa XRD pada Gambar 4.30 terlihat pada temperatur sinter 600°C fasa tersebut banyak terbentuk dibandingkan temperatur yang lebih rendah. Permukaan partikel SiC yang terlapisi dengan SiO_2 pada temperatur di daerah titik lebur matrik Al dan terdapat kandungan elemen Mg akan dapat membentuk fasa *spinel*. Pada penelitian Z.P Luo [3] terbentuknya reaksi SiO_2 yang dalam keadaan tidak stabil karena terbentuk pada temperatur rendah, terhadap Mg akan membentuk *spinel*. Fasa antarmuka *spinel* antara SiC dan Al berperan sebagai pengikat antara

kedua partikel serbuk tersebut, sehingga ada dua fenomena ikatan yang terjadi. Fenomena ikatan yang pertama terjadi antara fasa *spinel* terhadap SiC dan yang kedua antara *spinel* terhadap Al. Struktur kristal $MgAl_2O_4$ (*spinel*) merupakan susunan kubik rapat seperti kubik pusat sisi (*face centre cubic/FCC*) dimana susunannya ion oksigen dengan kation Mg^{+2} menempati $1/8$ tetrahedral dan $1/2$ pada octahedral dengan kation Al^{+3} . Satu unit selnya terdiri dari $32 O^{2-}$, $6 Mg^{2+}$ dan $16 Al^{+3}$ ion, parameter kisiya $a_s = 0,8075$ nm sepanjang sumbu $[011]$.



Gambar 4.31 : Struktur kristal $MgAl_2O_4$ (*spinel*)

Berdasarkan analisa Lou [46], bidang $(\bar{1}\bar{1}1)$ pada struktur *spinel* parallel dengan bidang dasar (0001) , atau dinyatakan dengan $(0001)_{SiC} // (\bar{1}\bar{1}1)_{MgAl_2O_4}$ dan bidang $(2\bar{1}\bar{1}0)_{SiC} // (011)_{MgAl_2O_4}$. Analisa Laou dengan menggunakan *Selected-Area Electron Diffraction (SAED)* seperti ditunjukkan pada Gambar 4.32, memperlihatkan kepararellan kedua bidang kristal tersebut.



Gambar 4.32 : (a) Analisa antarmuka menggunakan SAED dari SiC dan spinel sepanjang sumbu $[011]$ (b) Sistem pengkodean dari bentuk SAED[3]

Orientasi bidang kristal yang sama menunjukkan aspek kebasahan yang tinggi antar kedua fasa tersebut. Untuk struktur kristal kubik β -SiC orientasi bidang kubik-kubik terhadap bidang kristal $MgAl_2O_4$ pada umumnya berorientasi paralel. Sedangkan interaksi antara *spinel* terhadap Al atau $MgAl_2O_4/Al$ teramati interaksi bidangnya semikoheren dan orientasi bidang paralel terjadi pada daerah dekat bidang kubik-kubik. Interaksi antarmuka antara matrik Al terhadap fasa Al_2O_3 yang terbentuk pada permukaan partikel penguat SiC yang sudah terlapiasi dengan ion Mg, kemungkinan terbentuk fasa intermetalik Mg_2Si dapat terjadi. Hasil penelitian Zhou [47] menyatakan reaksi antara aluminium dengan alumina tidak terjadi reaksi secara kimiawi, dan dislokasi yang terbentuk melingkupi pada daerah matrik merupakan hasil dari ketidak sesuaian koefisien termal antara Al dan Al_2O_3 . Pada daerah antarmuka antar keduanya ditemukan fasa kristalin intermetalik Mg_2Si , dimana fasa tersebut mempunyai orientasi kristal yang paralel dengan fasa α - Al_2O_3 . Bidang-bidang kristal yang paralel yang terjadi pada $[011]_{Mg_2Si} // [1\bar{2}10]_{\alpha-Al_2O_3}$ dan $[011]_{Mg_2Si} // [0006]_{\alpha-Al_2O_3}$, sehingga fasa intermetalik Mg_2Si dapat berfungsi sebagai pengikat antara Al terhadap Al_2O_3 , seperti ditunjukkan pada Gambar 4.33. Pada penelitian ini menunjukkan pada komposit Al-SiCp yang terdapat fasa Al_2O_3 memiliki kompatibilitas interaksi

yang baik antara matrik-matrik atau matrik-penguat, apabila diantara keduanya terbentuk fasa intermetalik pada daerah antarmukanya.



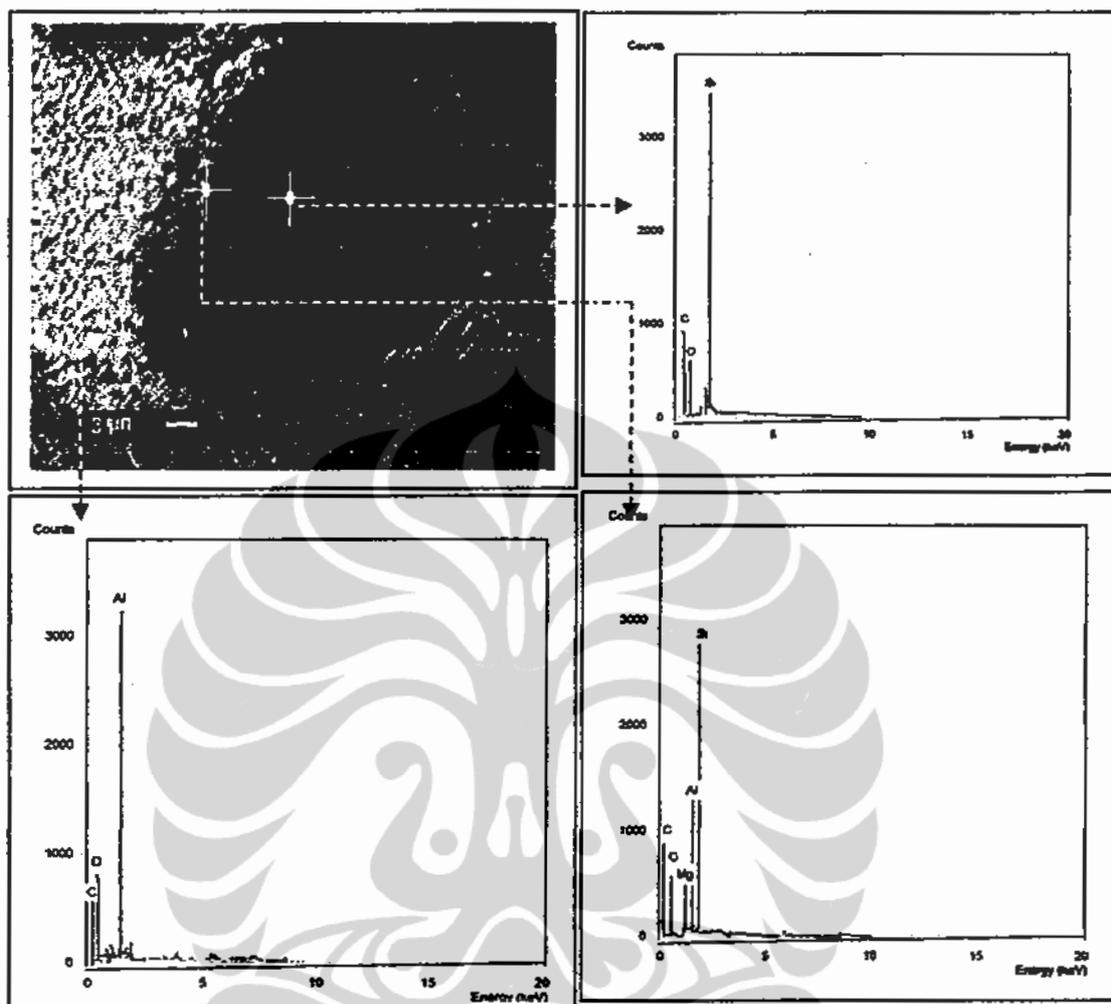
Gambar 4.33 : Mikrostruktur Orientasi bidang kristal paralel $[01\bar{1}]_{Mg_2Si} // [1\bar{2}10]_{\alpha-Al_2O_3}$ dan $[0\bar{1}1]_{Mg_2Si} // [0006]_{\alpha-Al_2O_3}$ pada daerah antarmuka Mg_2Si dengan Al_2O_3 dengan pengamatan HREM [47]

Berdasarkan penjelasan tersebut dapat dinyatakan peran logam oksida pada permukaan partikel SiC dapat merekatkan interaksi antar partikel pembentuk komposit Al/SiCp. Pengaruh peningkatan temperatur sinter dapat berperan dalam meningkatkan kuantitas fasa logam oksida pada daerah antarmuka, sehingga secara langsung akan meningkatkan adhesifitas antara matrik logam terhadap penguat keramik dalam material komposit.

4.3.2. Pengaruh Waktu Tahan Sinter Terhadap Mikrostruktur Komposit Al-SiCp

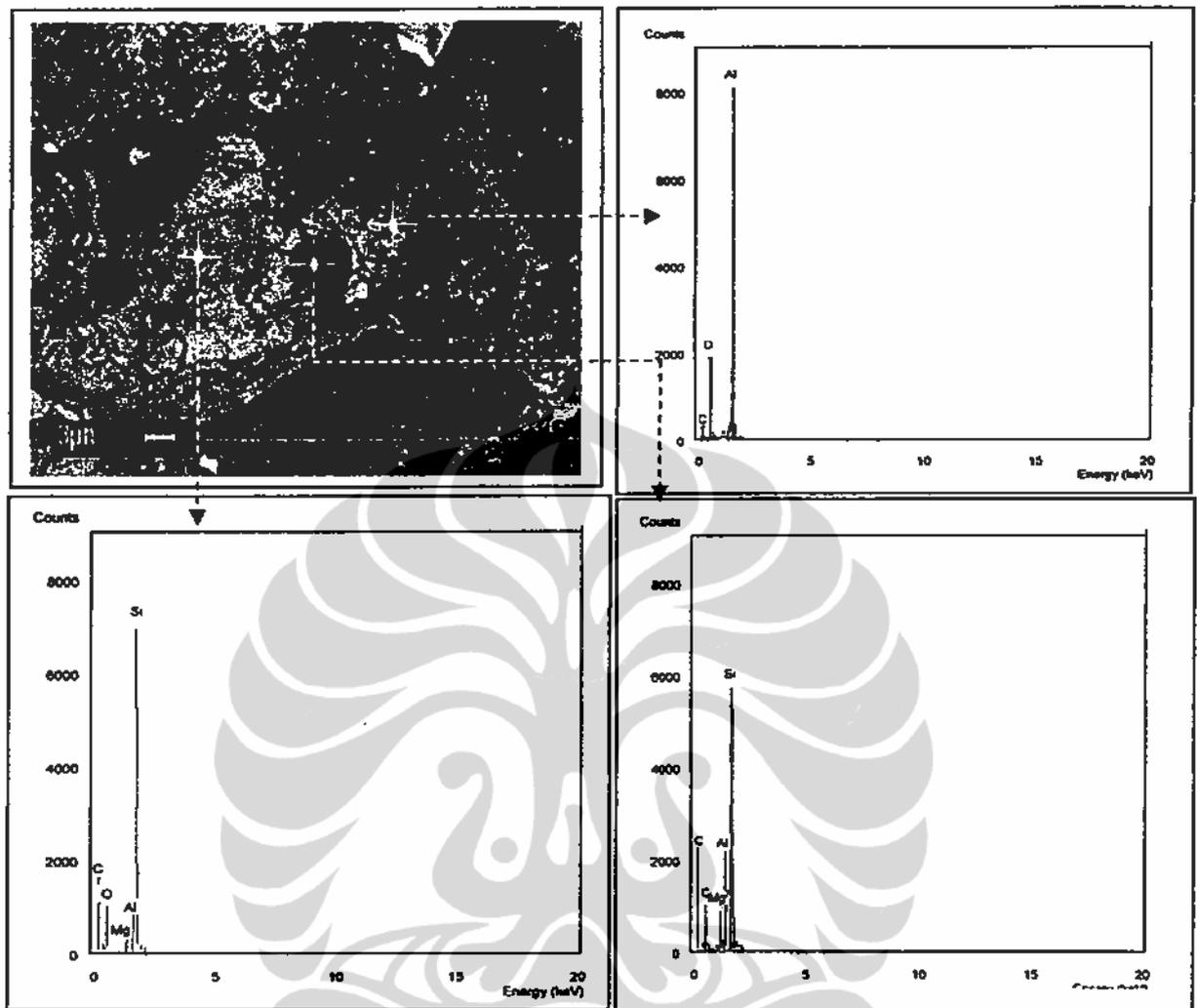
Salah satu variabel sinter yang berpengaruh terhadap kualitas interaksi antar partikel dalam meningkatkan gaya adhesifitas antar permukaan partikel akibat difusi antarmuka partikel adalah waktu tahan pada saat sinter. Dimana aspek pengurangan porositas, peningkatan densitas komposit sangat dipengaruhi oleh variabel waktu tahan sinter. Proses difusi material matrik ke dalam

permukaan partikel penguat sangat dipengaruhi oleh besarnya temperatur dan waktu pada saat proses sinter. Peningkatan temperatur sinter akan mengakibatkan penurunan sudut kontak antara matrik dan penguat, hal tersebut akan meningkatkan aspek kebasahan sehingga dapat memudahkan proses infiltrasi atau proses difusi atom antar permukaan[51]. Proses sinter pada keadaan temperatur yang konstan, lamanya waktu proses sinter sangat berpengaruh terhadap lintasan kedalaman difusi atomik. Waktu penahanan proses sinter sangat berkorelasi dengan terbentuknya fasa-fasa baru yang muncul pada daerah antarmuka antara matrik Al dan penguat SiC. yang terjadi. Pada penelitian ini komposit Al-SiCp yang menggunakan pelapis konsentarsi Mg(025) dengan temperatur sinter 600° C, pada fraksi volume 40 % dengan variabel waktu tahan , hasil pengamatan SEM , EDS dan X-RD seperti ditunjukkan pada Gambar 4.34-4.37 . Pada perlakuan waktu tahan 2 jam , secara mikroskopis pengamatan mikrostrukturnya terlihat kerapatan interaksi antar partikel penguat (SiC) terhadap matrik Al sangat rendah. Timbul fasa berbasis C pada daerah matrik dan zona antarmuka mengindikasikan banyak fasa karbida yang muncul pada variabel proses seperti ini. Pengamatan mikrostruktur didukung analisa EDS menunjukan pada semua titik pengamatan terkandung konsentrasi C yang tinggi (Gambar.4.34).



Gambar 4.34 : Analisa elemen pada komposit Al-SiC_p dengan pelapisan ion Al +Mg (0,25) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 2 jam.

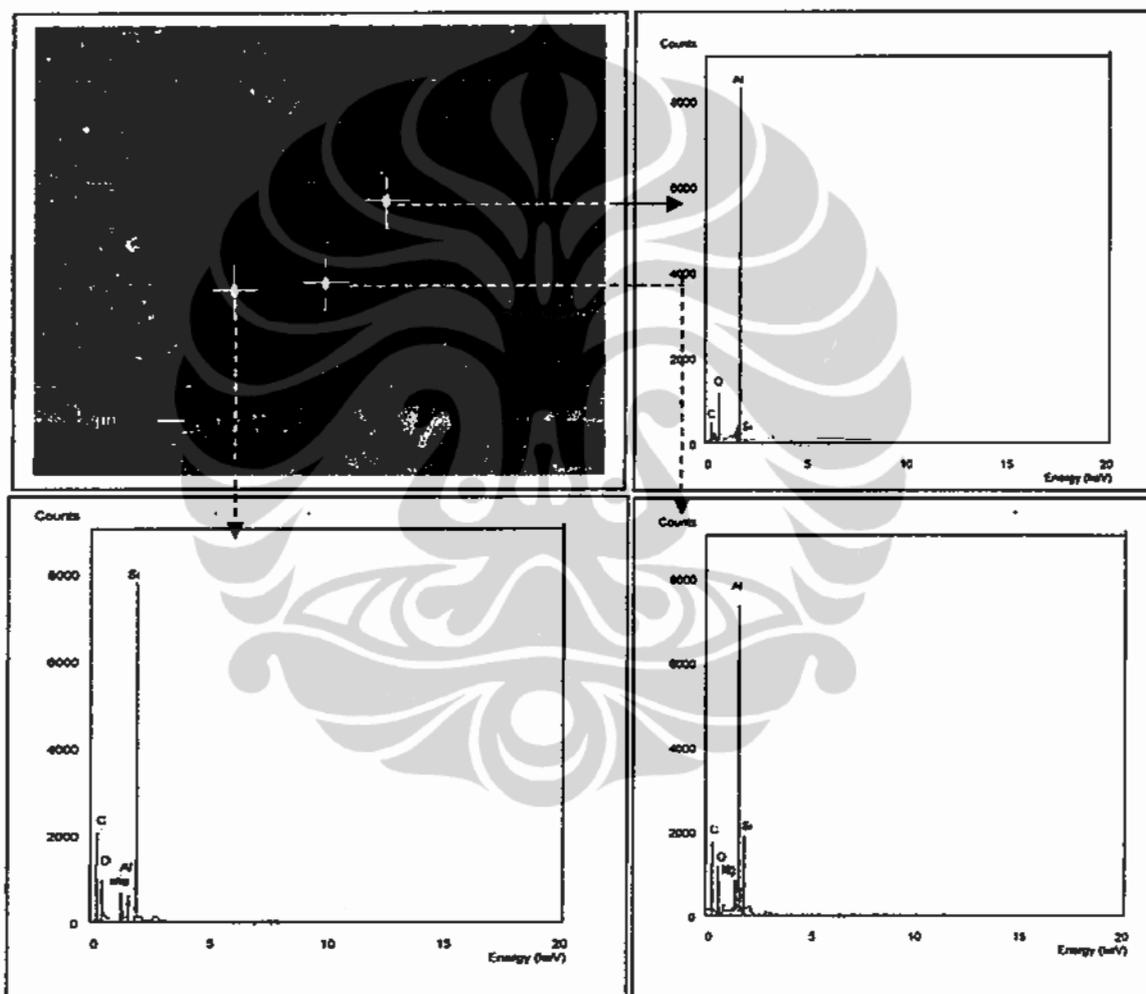
Komposit Al-SiC_p yang diperlakukan waktu tahan yang lebih lama 4 jam , pada variabel lainnya yang sama menunjukkan timbulnya fasa Al₄C₃ yang banyak timbul pada daerah antarmuka dan matrik komposit. Berdasarkan pengamatan mikrostruktur fasa karbida (warna hitam) berdasarkan pengamatan EDS yang menunjukkan tingginya elemen C pada titik pengamatan matrik, antarmuka dan penguatnya sebagaimana pada Gambar 4.35



Gambar 4.35. : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,25) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 600⁰C dan waktu tahan 4 jam.

Komposit Al/SiCp dengan proses sinter temperatur 600⁰C pada waktu tahan 6 jam menunjukkan kerapatan yang tinggi antara matrik dan penguatnya, dan terjadi pengurangan elemen C pada daerah matrik dibandingkan waktu tahan 2 dan 4 jam dengan variabel proses lainnya dalam keadaan sama pada Gambar 4.36. Pengurangan fasa karbida pada daerah matrik dan antarmuka antara matrik dan penguat akan meningkatkan aspek kebasahan antara partikel SiC terhadap matrik Al. Berdasarkan analisa mikrostrukturnya dengan menggunakan SEM terlihat kerapatan ikatan antar permukaan partikel SiC terhadap partikel matrik Al menunjukkan tidak adanya *debonding*. Hasil tersebut sesuai dengan pengukuran

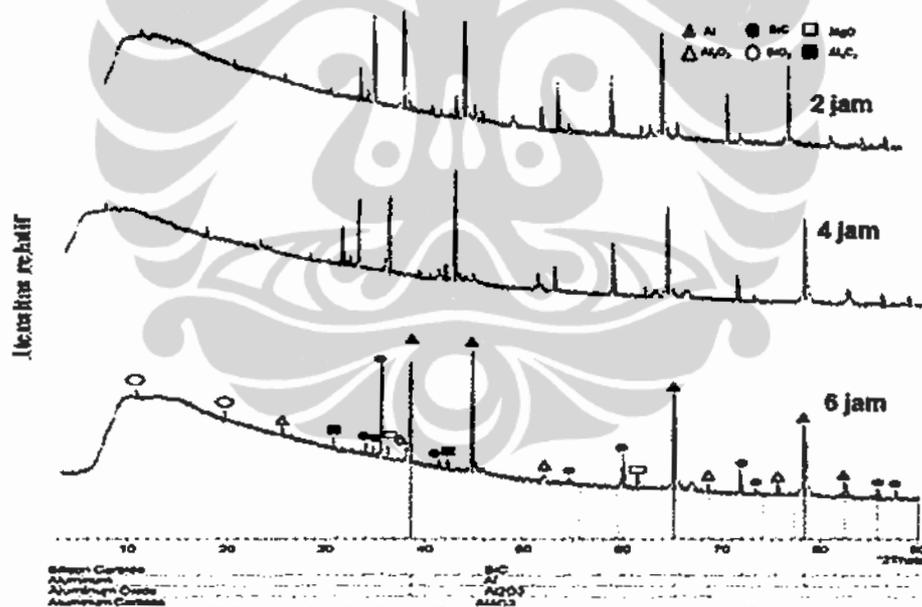
densitas dan porositas dimana pada waktu tahan 6 jam nilai densitas kompositnya $\rho = 2,56 \text{ gr/cm}^3$ dan porositasnya $P = 0,09$, dan untuk waktu tahan yang rendah 2 jam teridentifikasi densitas dan porositasnya $2,42 \text{ gr/cm}^3$ dan $0,14$. Peningkatan densitas atau penurunan porositas dapat terjadi karena akibat kenaikan waktu tahan pada proses sinter, hal tersebut dikarenakan peningkatan aspek difusifitas atomik dan kedalaman infiltrasi material matrik ke dalam rongga-rongga porus pada komposit akan meningkatkan kerapatan.



Gambar 4.36. : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,25) dengan fraksi volume SiC 40% , temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 6 jam.

Pada penelitian Carlos [51] menyatakan komposit Al/SiC pada fraksi volume penguat 40 % dengan proses infiltrasi cair dari matrik aluminium pada temperatur 800°C peningkatan waktu tahan sebesar 30 menit akan meningkatkan kedalaman

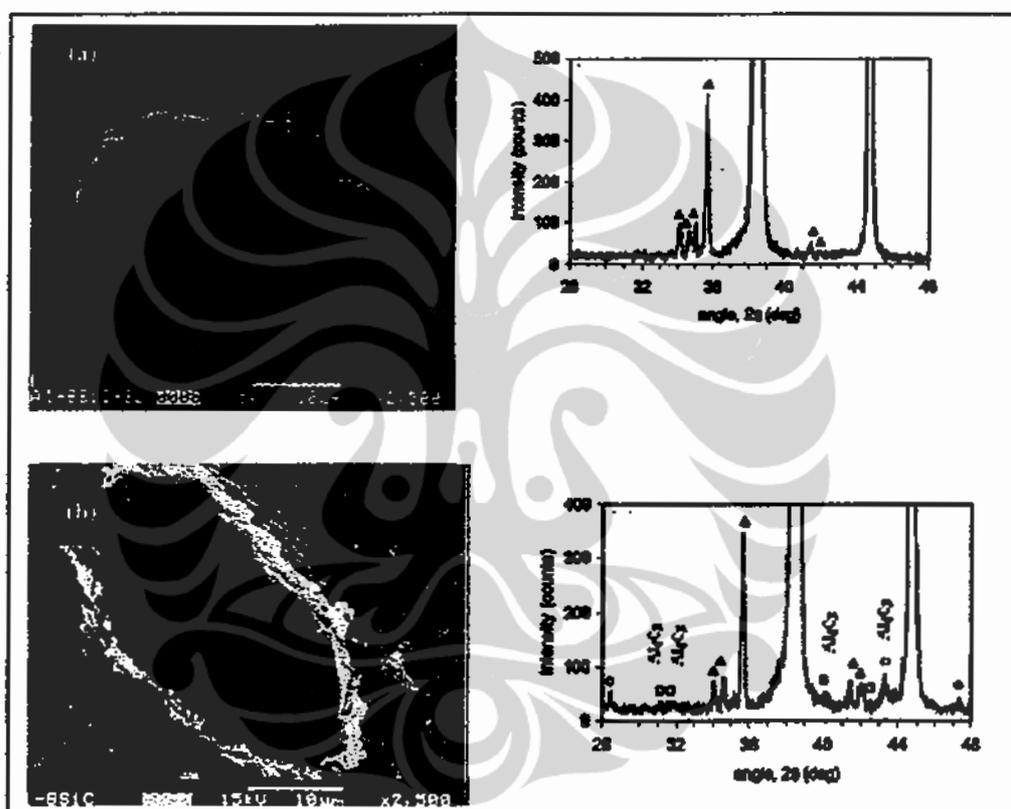
infiltrasi sebesar 30 %. Pada penelitian ini komposit Al/SiC fraksi volume penguat 40 % dengan temperatur sinter yang lebih rendah 600°C perbedaan waktu waktu tahan 120 menit terjadi kenaikan densitas sebesar 5 %. Pada penelitian Carlos[51] faktor infiltrasi cairan aluminium yang mendominasi penurunan porositas, sedangkan penelitian ini pengaruh difusi atomik antar permukaan partikel yang banyak berperan. Interaksi antar permukaan partikel pembentuk komposit peningkatan lamanya waktu penahanan pada saat proses sinter akan dapat memberi peluang terjadinya proses transformasi fasa pada daerah antarmuka. Interaksi logam dan material logam oksida yang tidak stabil, akan dapat membentuk material logam oksida yang lebih stabil. Analisa fasa yang terbentuk berdasarkan perubahan waktu tahan telah dianalisa menggunakan X-RD seperti ditunjukkan pada Gambar 4.37.



Gambar 4.37 : Perbandingan spektrum XRD pada Al-SiC_p dengan Mg(0,25) pada temperatur sinter 600°C dan fraksi volume penguat 40 %

Hasil analisa X-RD pada komposit variabel waktu tahan sinter, pada komposit Al-SiC_p dengan permukaan partikel SiC terlapis oksida metalik yang mempunyai konsentrasi Mg(0.25) , menunjukkan oksida logam yang muncul, MgO dan Al₂O₃. fasa tersebut yang berperan sebagai *binder* antara penguat SiC terhadap matrik Al.

Sedangkan fasa aluminium karbida (Al_4C_3) muncul pada semua variabel waktu tahan dengan jumlah yang cukup besar pada puncak sudut difraksi 31, dan 42. Fasa-fasa tersebut di dalam pembuatan komposit Al-SiC tidak diinginkan karena dapat merusak performa dari material komposit. L.Tham [34] menganalisa komposit Al-SiCp tanpa proses pelapisan dengan temperatur sinter $600^{\circ}C$ dengan waktu tahan 1 menit dan 15 menit menunjukkan karakter yang berbeda pada daerah antarmukanya, seperti ditunjukkan pada Gambar 4.38.

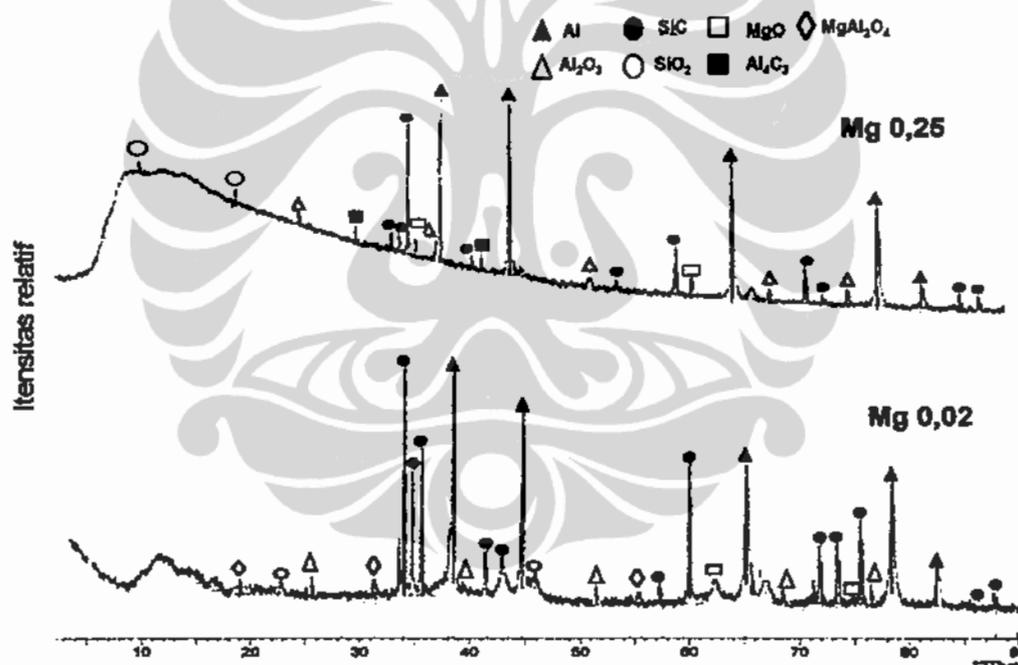


Gambar 4.38 : (a) Mikrostruktur Al/SiCp dengan waktu tahan 1 menit (b) Mikrostruktur Al/SiCp dengan waktu tahan 15 menit , dimana \circ Si; \square Al_4C_3 ; Δ SiC[31]

Pada analisisnya menunjukkan peningkatan waktu tahan pada temperatur sinter akan dapat menimbulkan fasa aluminium karbida (Al_4C_3) , yang terdapat pada sudut puncak difraksi 31, 42, dan 68. Bidang-bidang kristal yang saling berdekatan dan arah penampang lintang bidang pada daerah antarmuka antara SiC- Al_4C_3 pada komposit Al/SiCp memiliki kesesuaian kisi yang sangat kecil. Sedangkan reaksi $3SiC + 4Al \rightarrow Al_4C_3 + 3Si$, pada komposit Al/SiCp dapat

terbentuk fasa Al_4C_3 terhadap matrik Al memiliki spasi antar bidang yang sangat kecil. Perbedaan yang kecil ini akan mempengaruhi aspek kebasahan antara matrik Al dan penguat SiC, apabila fasa Al_4C_3 terbentuk pada daerah antarmukanya.

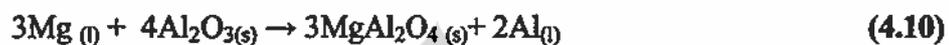
Pengaruh perbedaan komposisi konsentrasi Mg dalam proses *electroless plating* pada permukaan SiC, sangat mempengaruhi pembentukan jenis oksida logam pada saat terbentuk menjadi komposit isotropic MMCs. Hal tersebut dapat dilihat pada gambar analisa X-RD pada fraksi volume 40 %, temperatur sinter $600^{\circ}C$ dan waktu tahan 6 jam dengan kondisi konsentrasi Mg pada elektrolit yang berbeda, seperti ditunjukkan pada Gambar 4.39.



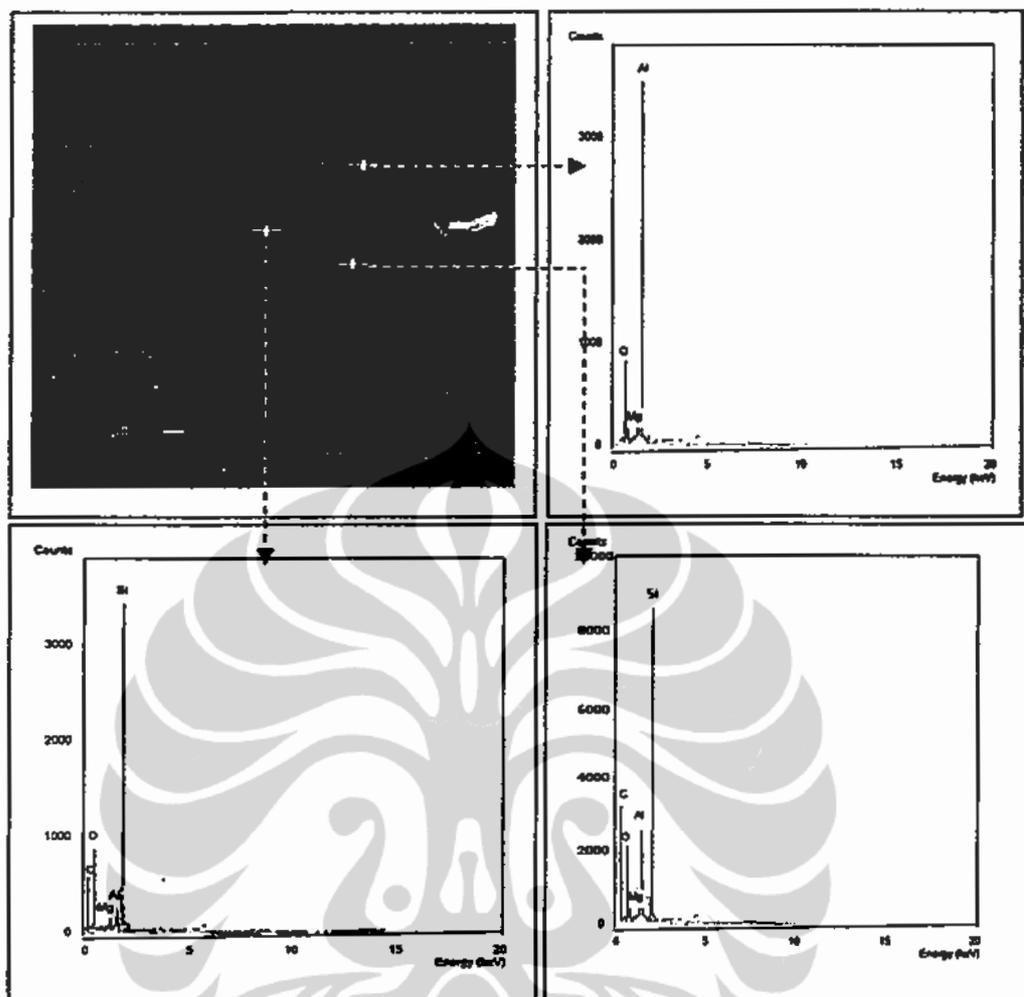
Gambar 4.39 : Perbandingan analisa XRD pada coating Mg 0,02 dan 0,25 pada fraksi volume 40 %, Temperatur sinter $600^{\circ}C$ dan waktu tahan 6 jam

Hasil analisa X-RD pada komposit tersebut terlihat fasa-fasa oksida yang muncul pada kedua komposisi adalah SiO_2 , Al_2O_3 dan MgO , tetapi pada Mg(0,02) muncul fasa $MgAl_2O_4$ yang tidak timbul pada konsentrasi Mg(0,25), dimana fasa tersebut mempunyai peran tinggi dalam meningkatkan kualitas ikatan antar permukaan partikel. Sedangkan pada Mg(0,25) muncul fasa aluminium karbida (Al_4C_3) yang

bersifat korosif dan destruktif. Berdasarkan analisa nilai kerapatan kedua jenis komposit tersebut untuk Mg(0.02) nilai densitasnya 2.59 gr/cm³ dan untuk Mg(0.25) memiliki nilai lebih rendah yaitu 2.51 gr/cm³. Pada penelitian Z.Zhou [47] struktur kristal β -Al₂O₃ dengan Mg dapat membentuk struktur MgAl₂O₄ (*spinel*) mulai nukleisasi sampai tumbuh pada permukaan β -Al₂O₃, yang dinyatakan dengan:

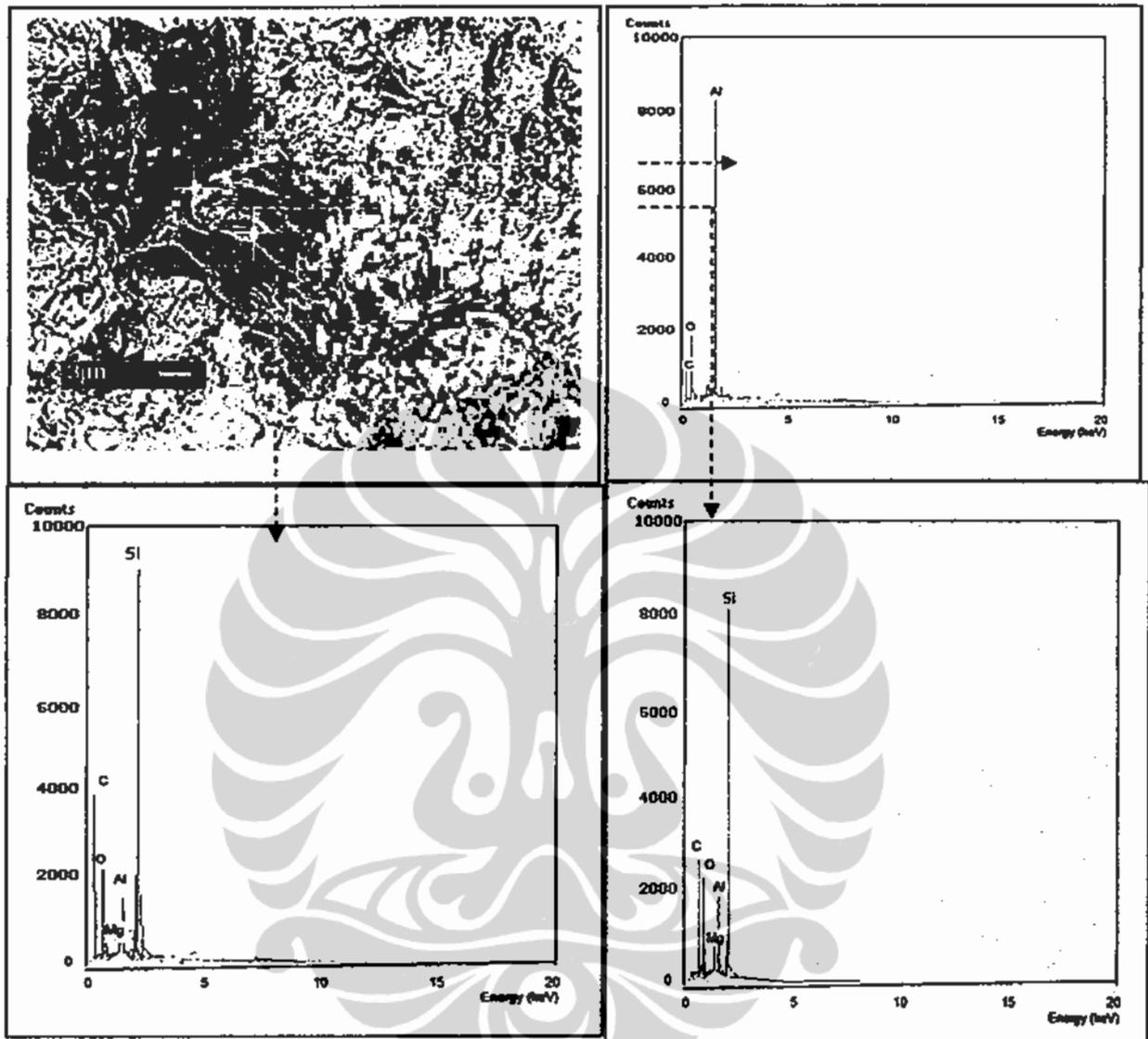


Energi antarmuka antar partikel spinel dan aluminium oksida sangat kecil, hal tersebut dikarenakan struktur bidang kristal dari spinel yang terbentuk parallel terhadap struktur Al₂O₃. Diantara kedua fasa tersebut biasanya terbentuk kanal-kanal terbuka (*open channels*) yang dapat diinfiltrasi oleh material matrik aluminium. Hasil akhir dari proses tersebut akan mengakibatkan kerapatan yang tinggi pada daerah interfasial antara matrik dan penguat komposit. Pengamatan mikrostruktur pada komposit Al-SiCp dengan pelapis konsentrasi Mg(0,02) pada permukaan penguat SiC dan fraksi volume 40 %, yang diperlakukan temperatur sinter 550^o C, dengan variabel waktu tahan diperoleh hasil seperti pada gambar 4.36-4.38. Pada gambar-gambar tersebut terlihat mikrostrukturnya secara kualitatif menunjukkan ikatan antarmuka antar permukaannya pada umumnya tinggi. Mikrostruktur komposit Al-SiCp (40%/550/Mg 0.02) pada perlakuan waktu tahan 6 jam kehomogenan ikatan antarmuka lebih rapat, dan analisa elemen pada titik di daerah matrik tidak ada elemen C, jadi bisa diprediksi hal tersebut tidak ada reaksi karbida terhadap Al. Pada titik daerah antarmuka mengandung elemen-elemen Mg, Al, C, Si dan O, dimana elemen tersebut berpotensi dalam pembentukan senyawa logam oksida. Pada pengamatan dititik penguat (SiC) terlihat adanya elemen-elemen Si, C, Al dan Mg, dimana elemen tersebut dikonstruksi pada saat proses pelapisan partikel SiC. (Gambar 4.40)



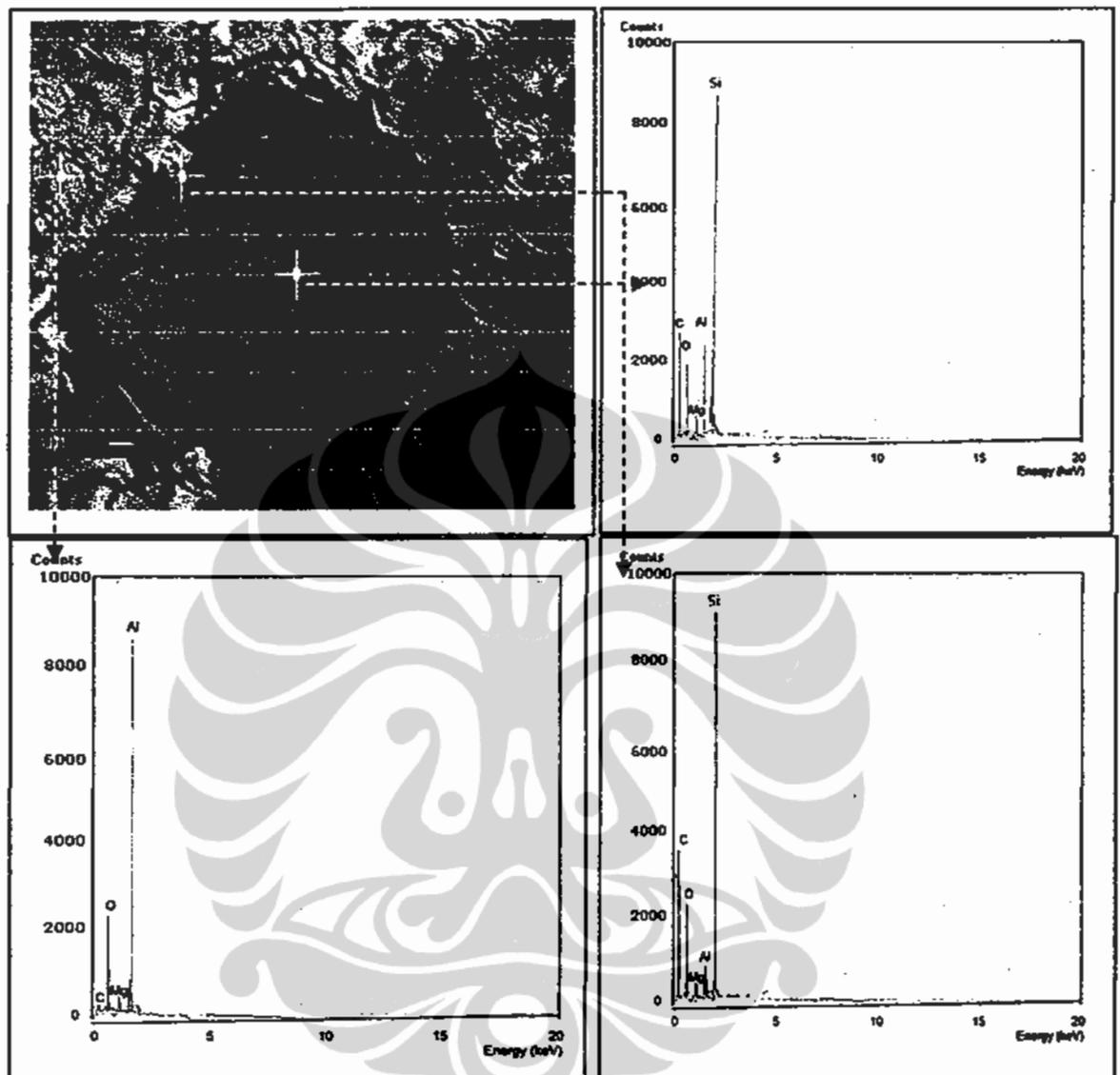
Gambar 4.40 : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0.02) dengan fraksi volume SiC 40% , temperatur sinter 550°C dan waktu tahan 6 jam.

Mikrostruktur komposit yang sama tetapi dengan waktu tahan yang lebih pendek 4 jam, terlihat adanya perubahan pada struktur pada matrik , yang terlihat lebih tidak merata dan masih banyak pori yang belum tertutup sempurna. Gambar 4.41. Indikasi terbentuknya fasa karbida pada daerah matrik terlihat dengan adanya elemen C pada daerah tersebut, hal ini yang menjadikan matrik mikrostrukturnya terlihat lebih kasar



Gambar 4.41 : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0.02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550°C dan waktu tahan 4 jam.

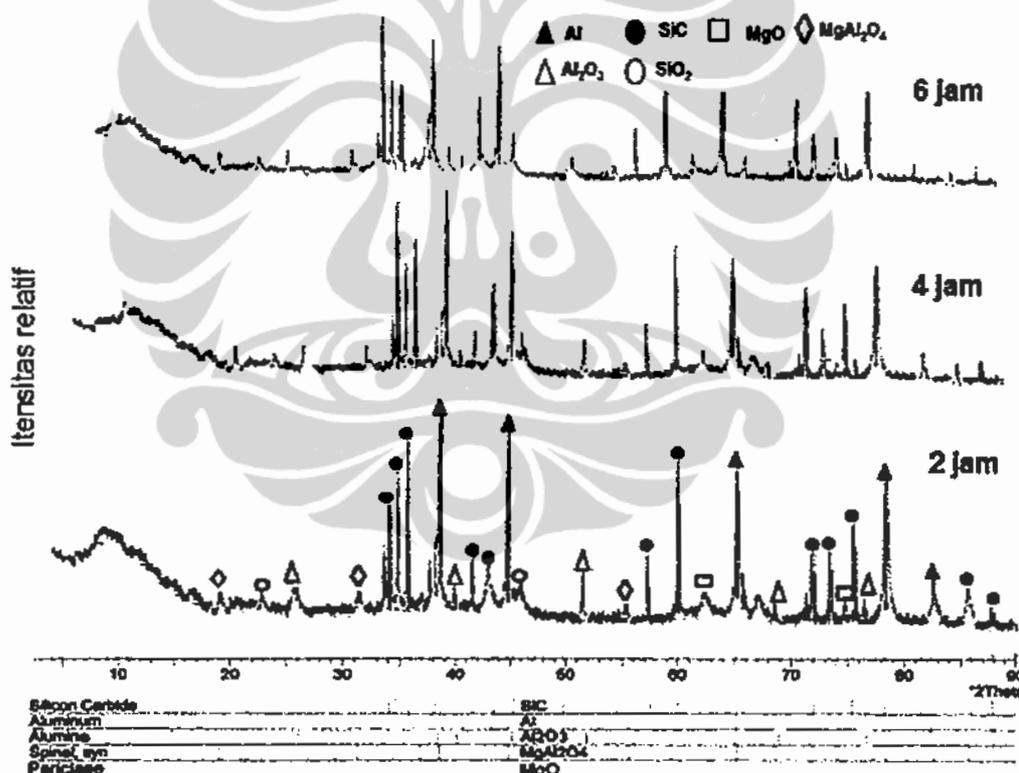
Pada daerah zona antarmuka mengandung elemen –elemen pembentuk logam oksida yang lebih besar, dibandingkan pada pengamatan di titik penguat. Pengamatan pada komposit Al-SiCp (40%/550/Mg 0.02) dengan waktu tahan 2 jam seperti Gambar 4.42 berikut ini :



Gambar 4.42 : Analisa elemen pada komposit Al-SiCp dengan pelapisan ion Al +Mg (0,02) dengan fraksi volume SiC 40%, temperatur sinter 550⁰C dan waktu tahan 2 jam.

Mikrostruktur pada komposit ini terlihat patahan pada penguatnya, hal tersebut dapat disebabkan rendahnya ikatan antara permukaan matrik dan penguat pada saat pembentukan *green density*. Pada saat proses sinter menyebabkan ekspansi termal yang tidak sama antara matrik dan penguatnya, hal ini mengakibatkan terlepasnya ikatan antar permukaan. Faktor lain dari keretakan pada penguat adalah adanya tegangan sisa (*residual stress*) yang terjadi pada penguat saat mengalami kompaksi, sehingga pada saat proses sinter dapat memicu terjadinya

initial cracking pada daerah bidang kristal yang lemah pada bahan tersebut. Pergerakan retak semakin tinggi dengan adanya pergerakan dislokasi akibat waktu tahan pada saat proses sinter. Analisa EDS pada daerah matrik terlihat elemen C, O dan Al yang berpotensi membentuk fasa oksida dan karbida, sedangkan pada daerah antarmuka hamper sama dengan daerah matrik tetapi terjadi peningkatan intensitas elemen C, O nya, dan ada kandungan elemen Mg. Pada daerah pengamatan titik ada daerah penguat terjadi penurunan intensitas elemen Mg dan Al, dibandingkan pada daerah antarmukanya. Analisa fasa – fasa yang terbentuk pada komposit ini dengan variabel proses waktu tahan, yang mereprentasikan pada seluruh bagian zona komposit meliputi matrik, antarmuka dan penguat dapat dilihat berikut ini :



Gambar 4.43 : Perbandingan spektrum XRD pada Al/SiCp dengan Mg(0,02) pada temperatur sinter 550°C dan fraksi volume penguat 40 %

Analisa X-RD, menunjukkan semakin tingginya terbentuknya fasa silikon oksida dengan adanya peningkatan waktu tahan sinter. Pada waktu tahan 6 jam menunjukkan semua konsentrasi fasa logam oksida lebih tinggi dibandingkan kedua waktu tahan yang lebih singkat. Hasil pengamatan dan analisa

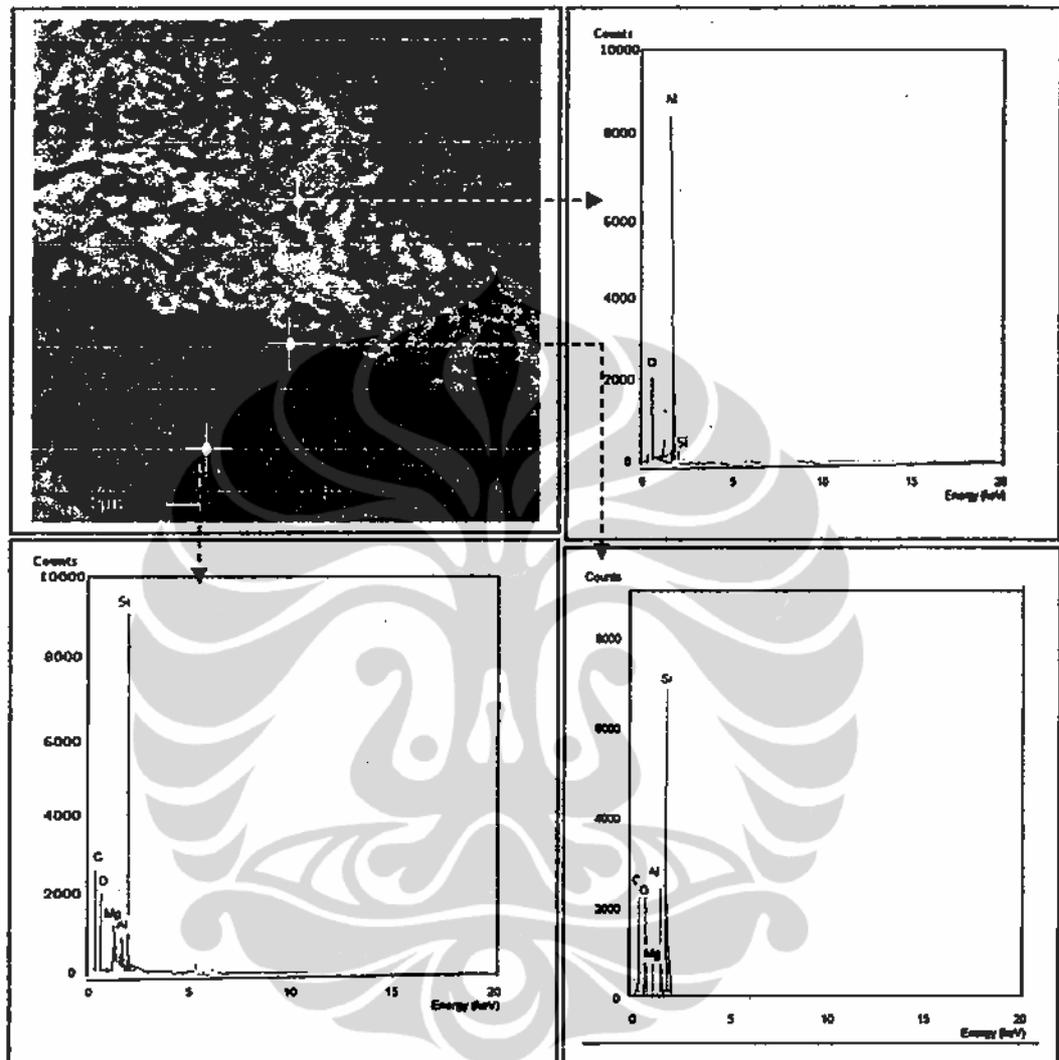
mikrostruktur serta fasa pada komposit Al-SiCp, akibat perubahan variabel proses waktu tahan sinter menunjukkan adanya keterkaitan terhadap ikatan antar permukaan dan jumlah konsentrasi logam oksida yang terbentuk.

4.3.3. Pengaruh Fraksi Volume Penguat Terhadap Mikrostruktur Komposit Al-SiCp

Fraksi volume penguat merupakan variabel standar yang sering digunakan sebagai dasar rekayasa material komposit yang sering dilakukan para peneliti dalam mendisain sifat material yang dikehendaki. Variabel fraksi volume merupakan suatu perangkat perhitungan teoritik untuk digunakan dalam menentukan sifat mekanik, termal atau konduktifitas material komposit. Fraksi volume penguat yang terkait dengan distribusi penyebaran pada matrik, sangat dipengaruhi oleh ukuran, bentuk, media penyampur dan waktu proses pencampuran. Pada pembuatan komposit isotropik Al-SiCp, dimana fraksi volume penguat yang divariabelkan pengaruhnya terhadap kualitas mikrostruktur dilakukan pengamatan dalam penelitian ini. Pada Gambar 4.44, menunjukkan mikrostruktur komposit Al-SiCp (Mg 0,02/600^oC/ 4 jam) dengan fraksi volume penguat SiC 40 %. Pengaruh peningkatan fraksi volume penguat terhadap ikatan antar permukaan partikel penguat dan matrik, sangat terkait dengan kuantitas luas permukaan kontak antara matrik dan penguat. Interaksi antara matrik dan penguat pada saat proses sinter dapat menimbulkan fasa-fasa baru pada daerah antarmuka, yang terbentuk dari elemen-elemen matrik dan penguat atau oksida-oksida logam yang dapat berperan sebagai pengikat.

Analisa dan pengamatan mikrostruktur pada komposit tersebut menunjukkan kerapatan pada matrik dan penguatnya. Pada daerah matrik terlihat kerapatan antar matrik juga sangat tinggi, hal tersebut dikarenakan fraksi volume yang tinggi menyebabkan *green density* cukup memiliki porositas yang tinggi. Hal tersebut akan memberi kesempatan proses *degassing* pada saat proses vakum sinter, sehingga menurunkan porositas akibat terbentuknya *liquid bridge / necking* yang dibentuk melalui proses difusi antar permukaan. Distribusi penyebaran partikel penguat pada matrik, akan mengakibatkan perbedaan ekspansi termal pada

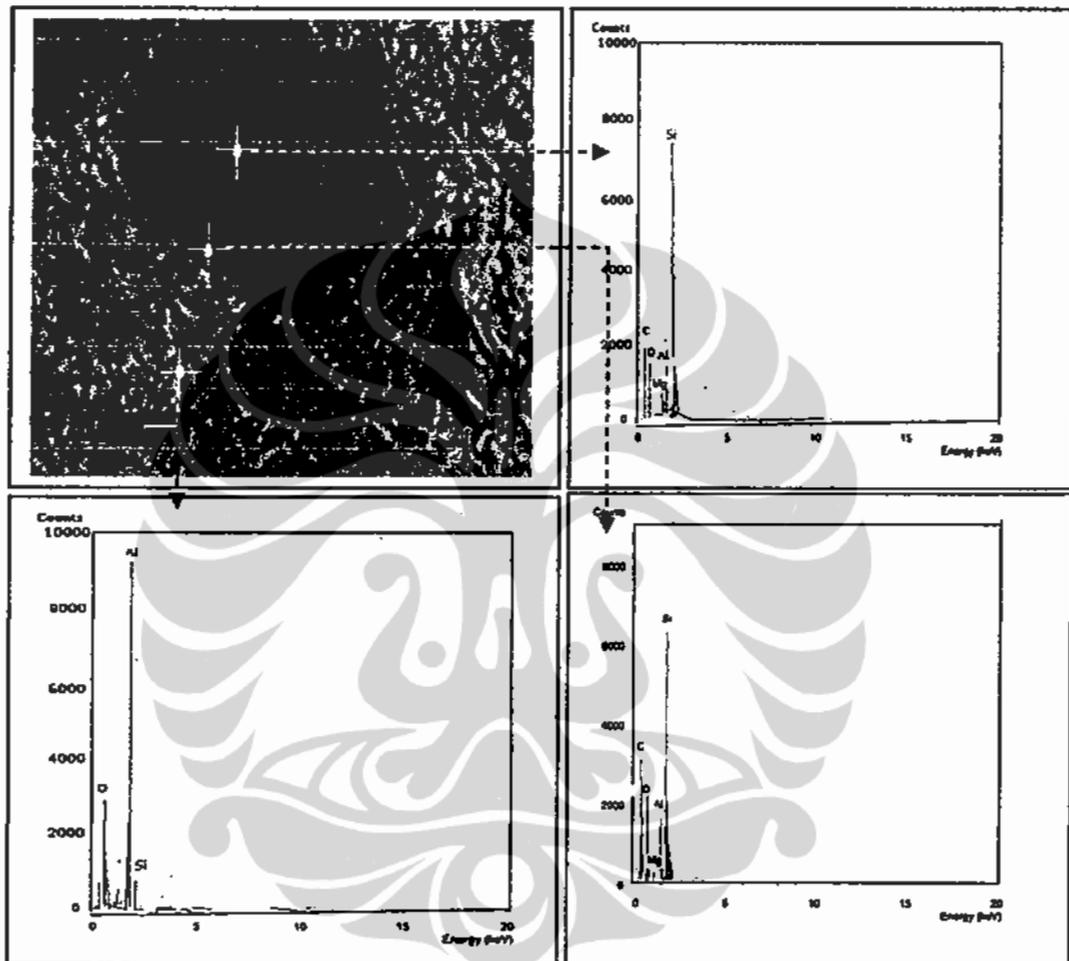
seluruh bagian komosit lebih merata sehingga keretakan akibat *shock thermal* dapat dihindari



Gambar 4.44: Analisa elemen pada komposit isotropik Al-SiCp, yang terlapis partikel SiC dengan ion Al + Mg (0,02) dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 4 jam, fraksi volume penguat SiC 40 %

Perbedaan konduktifitas panas antara matrik Al (1520W/mK) dan SiC (83.6W/mK) merupakan hal sangat berpengaruh terhadap kualitas ikatan antara matrik dan penguat. Hasil analisa EDS untuk mengidentifikasi elemen-elemen yang terkandung pada komposit tersebut teramati pada daerah matrik tidak mengandung elemen C, sedangkan pada daerah antarmukanya elemen-elemen yang teramati merupakan perpaduan antara elemen matrik, penguat dan elemen bahan *electroless plating*. Elemen pada daerah penguat teramati terdiri dari

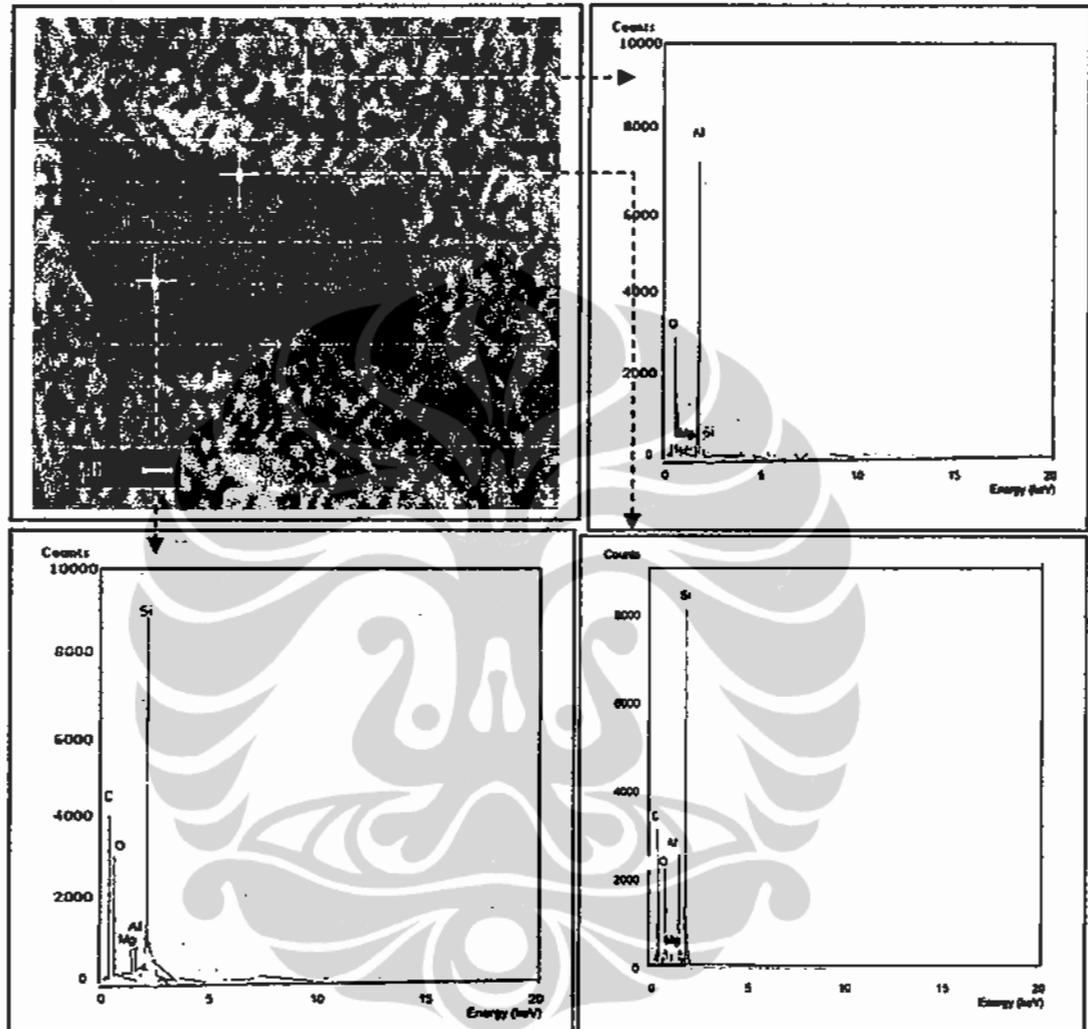
elemen penguat itu sendiri dan elemen logam pada larutan *elektrolit* yang digunakan sebagai pelapis permukaan partikel SiC, Pada konsentrasi penguat yang lebih rendah (SiC 30%) analisa mikrostruktur komposit teramati seperti pada Gambar 4.45.



Gambar 4.45 : Analisa elemen pada komposit isotropik Al-SiCp, yang terlapis partikel SiC dengan ion Al + Mg (0,02) dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 4 jam, fraksi volume penguat SiC 30 %

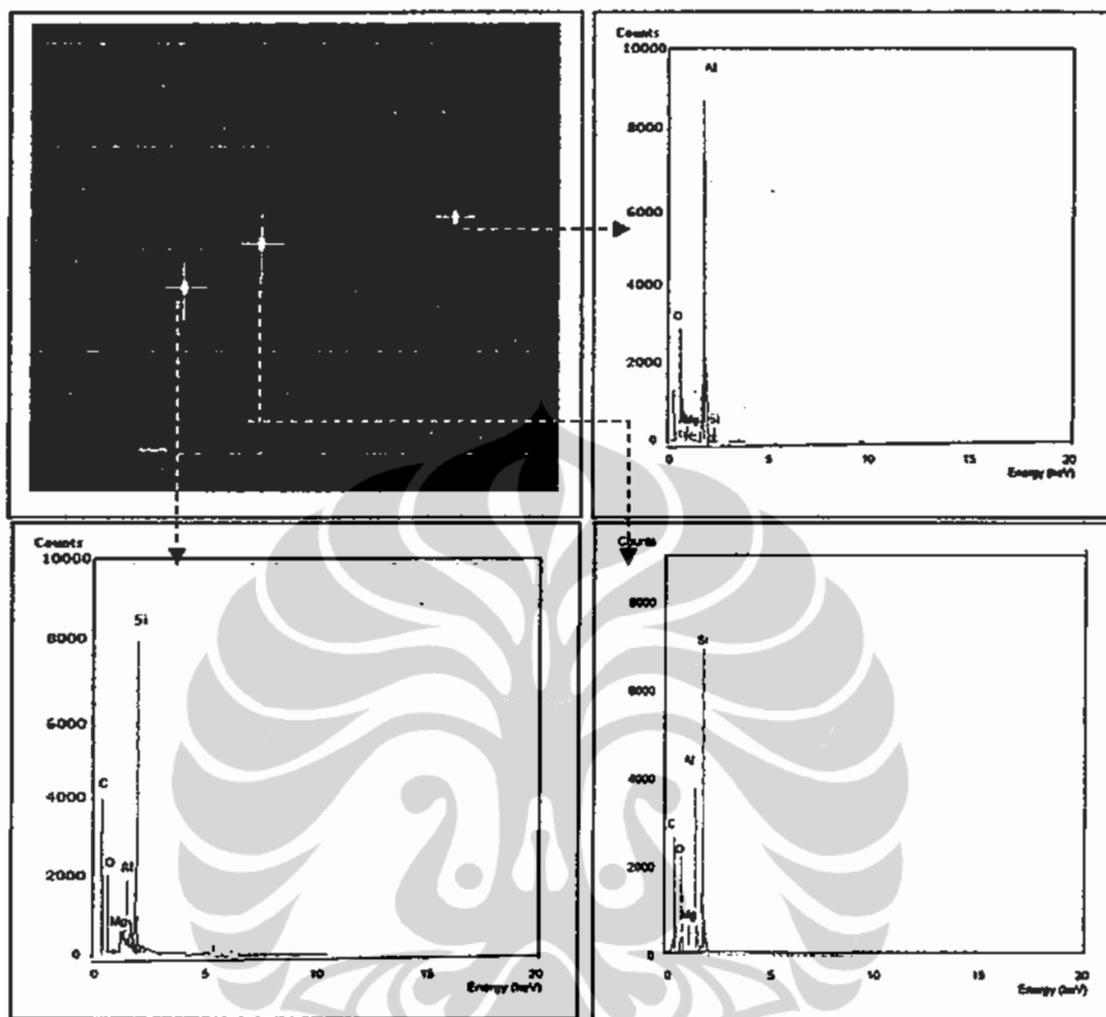
Mikrostruktur pada komposit Al-SiCp (Mg 0,02/600°C/4jam) dengan fraksi volume SiC 30%, menunjukkan kompatibilitas yang baik antara matrik dan penguatnya. Berdasarkan pengamatan EDS yang dilakukan per titik pengamatan menunjukkan, pada daerah matrik terdapat elemen utama Al, O, dan Si. Pada daerah antarmuka teridentifikasi elemen –elemen Al, Si, Mg, O dan C sedangkan pada daerah penguat (SiC) mengandung elemen Si, Mg, Al, C dan

Mg. Untuk fraksi volume SiC terendah 20 dan 10 % mikrostruktur dan hasil EDS nya di tunjukkan pada Gambar 4.46 dan 4.47.



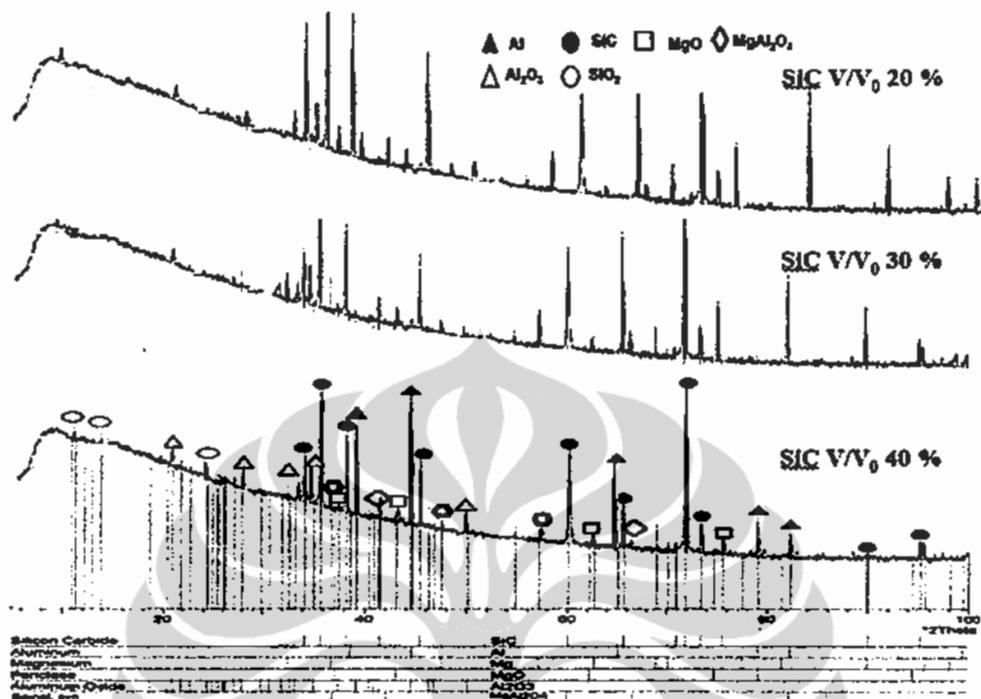
Gambar 4.46 : Analisa elemen pada komposit isotropik Al-SiCp, yang terlapis partikel SiC dengan ion Al + Mg (0,02) dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 4 jam, fraksi volume penguat SiC 20 %

Pada umumnya semua fraksi volume penguat SiC pada pelapisan (Mg0.02) interaksi antarmuka antara penguat dan matrik terjadi dengan baik, hal tersebut didukung dengan data pengamatan mikrostruktur dan hasil pengujian porositas serta densitas yang tinggi.



Gambar 4.47 : Analisa elemen pada komposit isotropik Al-SiCp, yang terlapsi partikel SiC dengan ion Al + Mg (0,02) dengan temperatue sinter 600°C dan waktu tahan 4 jam, fraksi volume penguat SiC 10 %

Hasil analisa XRD pada komposit Al-SiCp (Mg 0,02/600C/ 4jam) pada semua fraksi volume, menunjukkan fasa-fasa yang terbentuk secara kualitatif tidak berubah, tetapi secara kuantitatif mengalami perubahan (Gambar 4.48). Fasa – fasa yang bersifat destruktif tidak banyak terbentuk pada komposisi komposit seperti ini, fasa – fasa oksida seperti Al_2O_3 , MgO, dan SiO_2 merupakan fasa oksida utama pada daerah antarmuka pada komposisi fraksi volume 40 %, sedangkan fasa Al_2O_3 sebagai pengikat pada daerah antarmuka terjadi pada ketiga fraksi volume yang lebih rendah.



Gambar 4.48 : Analisa XRD Al-SiCp, Mg 0,02, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 4 jam variabel fraksi volume

Pada umumnya peningkatan fraksi volume penguat SiC dari 10–40% pada komposit Al/SiCp tidak menyebabkan perubahan yang berarti pada daerah antarmukanya. Hal tersebut ditunjukkan dengan data pengamatan X-RD dimana puncak-puncak utama fasa SiC terlihat lebih tinggi intensitasnya, yang menunjukkan jumlah yang semakin besar sedangkan puncak-puncak logam oksida yang terbentuk pada daerah antarmukanya relatif sama dari segi kualitas atau kuantitasnya.

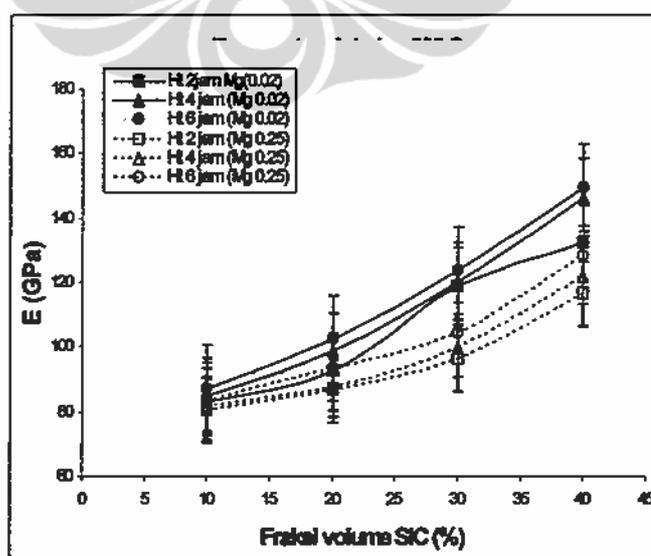
4.4. ANALISA MODULUS ELASTISITAS KOMPOSIT ISOTROPIK Al-SiCp

Material Metal matrix composites (MMCs) merupakan kombinasi dari material matrik logam dan penguat dari material yang keras seperti material keramik, dimana pada keduanya terjadi ikatan antar permukaan sehingga mempunyai sifat yang baru perpaduan dari sifat pembentuknya. Salah satu sifat dari material komposit MMCs dengan basis matrik aluminium dengan penguat material partikel keramik (SiC atau Al_2O_3) banyak dilakukan penelitian berkaitan yang berkaitan dengan sifat mekaniknya, karena gabungan sifat material tersebut memiliki berbagai keunggulan. Sifat-sifat mekanik tersebut diantaranya ringan, tahan aus, kekuatan tinggi, tangguh dan tahan korosif. Aspek penguatan pada material komposit tergantung pada jenis dan spesifikasi penguat, serta konsentrasi dari penguat. Salah satu sifat mekanik dari material komposit yang dapat di analisa secara formulatif teoritik adalah nilai modulus elastisitas, dimana nilai tersebut berdasarkan konsep hukum Hook's yang terkait dengan elastisitas material. Prinsip dari mekanisme penguatan pada material MMCs dapat dikategorikan menjadi dua, yaitu penguatan langsung (*direct strengthening*) dan tidak langsung (*indirect strengthening*)[17,18].

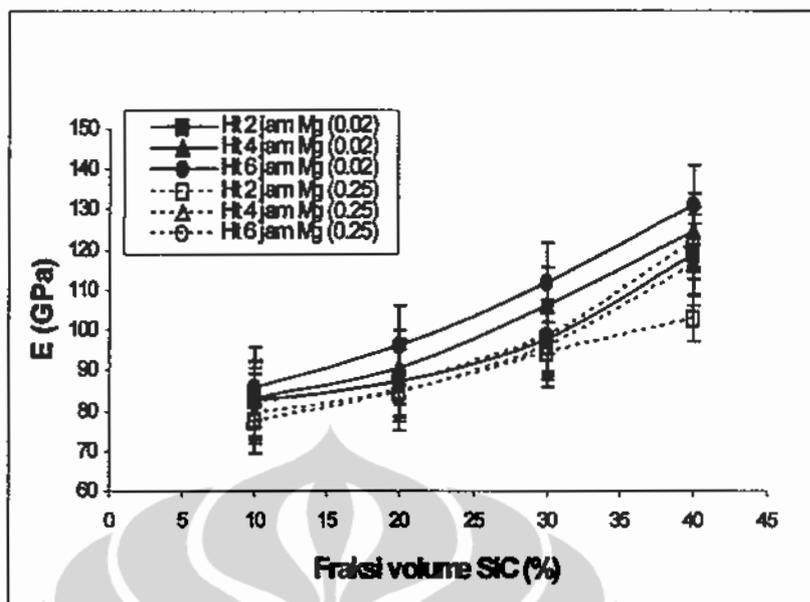
Penguatan langsung dalam komposit partikel pada prinsipnya sama dengan komposit unidireksional, dimana tegangan eksternal ditransmisikan dari matrik ke penguat melalui antarmuka antara matrik/penguat. Sedang variabel konsentrasi penguat akan mempengaruhi kekuatan material komposit yang dibuat, sedangkan kualitas ikatan antar permukaan material pembentuk komposit mendukung aspek dari kekuatan komposit. Keterkaitan sifat fisis seperti densitas atau porositas berkorelasi langsung terhadap nilai mekanik dari material komposit, maka proses pembuatan material komposit MMCs, sifat mekanik dari komposit sangat ditentukan oleh variabel proses yang lain seperti temperatur sinter atau waktu tahan pada saat sinter. Hal tersebut berkaitan daerah ikatan antarmuka antara matrik dan penguatnya, yang mempengaruhi aspek transmisi tegangan dari matrik ke penguat saat mendapat beban eksternal.

4.4.1. Efek Temperatur Dan Waktu Tahan Sinter Terhadap Modulus Elastisitas Komposit Isotropik Al-SiCp

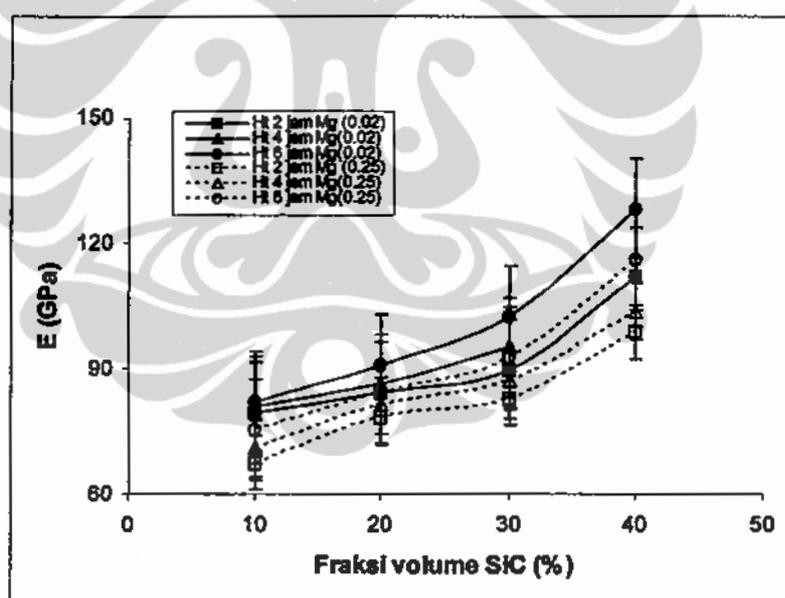
Sinter merupakan suatu proses yang digunakan untuk mengendalikan densitas material atau komponen yang dibuat dari bahan serbuk metal atau keramik dengan menggunakan energi panas sebagai variabel utama yang menentukan mampuser sinter dan mikrostruktur. Setelah proses sinter pada material serbuk kompak dapat dibagi dalam dua kategori, yaitu variable material dan variable proses. Variabel material meliputi komposisi kimiawi, ukuran serbuk, bentuk serbuk, distribusi ukuran serbuk, derajat aglomerasi dll. Disamping faktor sinter karakteristik homogenitas campuran serbuk merupakan hal yang sangat berpengaruh terhadap kualitas mekanik komposit. Variabel termodinamika seperti temperatur, tekanan, atmosfer dan kecepatan proses pemanasan dan pendinginan sangat berpengaruh terhadap hasil proses sinter. Pada penelitian ini digunakan variabel temperatur sinter dengan kondisi dalam lingkungan vakum, yang dikorelasikan dengan sifat modulus elastisitas komposit dengan berbagai variabel fraksi volume penguat SiC. Pada Gambar 4.49 – 4.51, menunjukkan pengaruh temperatur sinter terhadap nilai modulus elastisitas komposit Al-SiCp pada fraksi volume penguat SiC 10 – 40 % dengan kondisi partikel SiC terlapis penambahan (Mg 0,02) dan (Mg 0,25).



Gambar 4.49 : Grafik korelasi antara modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC pada komposit Al-SiCp dengan temperatur sinter 600°C.



Gambar 4.50: Grafik korelasi antara modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC pada komposit Al-SiCp dengan temperatur sinter 550°C.



Gambar 4.51: Grafik korelasi antara modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC pada komposit Al-SiCp dengan temperatur sinter 500°C.

Pertama didiskusikan keterkaitan antara modulus elastisitas komposit Al-SiCp terhadap perubahan fraksi volume penguat SiC. Peningkatan modulus elastisitas komposit dengan meningkatnya fraksi volume penguat partikel SiC disebabkan oleh adanya peningkatan transfer beban dari matrik ke penguat juga

semakin tinggi. Peningkatan kekuatan dan penurunan kegagalan pada komposit akibat peningkatan konsentrasi penguat SiC, juga disebabkan adanya peningkatan densitas sinternya. Peningkatan densitas tersebut dikarenakan, semakin besarnya jumlah interaksi antarmuka antara matrik dan penguat sehingga aspek dislokasi saat proses kompaksi dan pada saat pendinginan juga terjadi peningkatan. Seperti pada material monolitik, peningkatan dislokasi akan mengakibatkan kisi-kisi yang heterogen pada proses nuklasi dan tumbuh saat proses perlakuan panas. Maka secara tidak langsung dapat dinyatakan peningkatan fraksi volume penguat partikel, akan meningkatkan dislokasi dan dapat menyebabkan terbentuknya formasi pertisipasi.

Nilai modulus elastisitas komposit isotropik Al-SiCp sangat dipengaruhi oleh konsentrasi penguat, ukuran partikel, rasio modulus elastisitas antara matrik dan penguatnya, serta orientasi penguat. Penelitian V.V. Ganesh [52] menyatakan pada komposit Al/SiC/10p yang mempunyai derajat mikrostruktural anisotropik yang tinggi menunjukkan nilai modulus elastisitas transversal dan longitudinal yang hampir sama. Namun pada fraksi volume yang tinggi pada komposit Al-SiC/30p nilai modulus elastisitas lebih tinggi dibandingkan pada komposit Al-SiC/10p dengan derajat mikrostruktural anisotropik yang rendah. Hal tersebut menunjukkan pada fraksi volume tinggi nilai modulus elastisitas komposit tidak tergantung pada orientasi dari penguatan komposit, jadi semakin tinggi nilai fraksi volume penguat akan meningkatkan kekuatan dari komposit. Pada penelitian yang telah dilakukan seperti pada gambar mikrostruktur pada sub pembahasan sebelumnya, menunjukkan perbedaan temperatur sinter dengan peningkatan fraksi volume penguat akan meningkatkan nilai modulus elastisitas komposit Al-SiCp. Pada temperatur sinter semakin tinggi pada fraksi volume yang sama, nilai modulus elastisitas menunjukkan kecenderungan semakin tinggi. Kenaikan nilai modulus elastisitas komposit pada semua temperatur sinter, terhadap kenaikan variabel fraksi volume penguat dari 10 ke 40 % terjadi peningkatan modulus elastisitas rata-rata mendekati dua kali lipatnya. Pada temperatur sinter tertinggi 600°C dan terendah 500°C, dengan fraksi volume penguat yang sama terjadi penurunan nilai modulus elastisitas rata-rata 13 %, seperti ditunjukkan pada Tabel IV.6.

Tabel IV.6a : Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiCp/Mg 0,02/6 jam

Vf (%)	Modulus elastisitas Komposit Ec (GPa)		
	600 ^o C	550 ^o C	500 ^o C
10	87,0	85,9	82,1
20	102,4	96,4	90,7
30	123,7	112,0	102,6
40	149,5	131,2	128,2

Tabel IV.6b.: Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiCp/Mg 0.02/4 jam

Vf (%)	Modulus elastisitas Komposit Ec (GPa)		
	600 ^o C	550 ^o C	500 ^o C
10	84,7	83,0	80,8
20	98,6	90,8	86,2
30	120,2	106,2	95,0
40	146,3	124,7	120,3

Tabel IV.6c.: Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiCp/Mg 0.02/2 jam

Vf (%)	Modulus elastisitas Komposit Ec (Gpa)		
	600 ^o C	550 ^o C	500 ^o C
10	83,2	82,6	79,4
20	92,3	87,5	84,2
30	118,7	97,8	89,8
40	132,0	119,0	111,8

Peningkatan temperatur sinter akan menyebabkan peningkatan kualitas interaksi antarmuka antara matrik dan penguat, hal itu disebabkan makin meningkatnya difusi antar permukaan antar partikel. Fasa antarmuka seperti *spinel* ($MgAl_2O_4$), atau oksida logam Al_2O_3 , MgO akan berperan sebagai pengikat antara matrik dan penguat. Kerapatan ikatan antar partikel penguat dan matrik dapat memudahkan transmisi tegangan dari matrik ke penguat dengan baik akibat adanya beban dari luar. Perubahan kenaikan waktu tahan terhadap nilai modulus elastisitas komposit dengan fraksi volume penguat dan temperatur yang sama, dari 2 jam sampai dengan yang terlama 6 jam kenaikannya sekitar 13 %/T 600^oC, 9%/T 550^oC dan 3%/T 500^oC. Dari analisa grafik dan tabel di atas menunjukkan kenaikan waktu tahan dengan selang perlakuan sebesar 2 jam, dapat meningkatkan kualitas mekanik komposit Al-SiCp yang cukup signifikan.

Pada komposisi yang sama dengan perlakuan pelapisan permukaan SiC yang berbeda Mg(0,25), kecenderungan yang sama seperti pada sebelumnya juga terjadi. Kenaikan fraksi volume penguat juga mengakibatkan kenaikan nilai modulus elastisitasnya. Hal yang sama terjadi dengan variabel temperatur sinter, semakin tinggi juga mengakibatkan peningkatan nilai modulus elastisitasnya seperti ditunjukkan pada Tabel IV.7.

Tabel IV.7a.: Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiCp/Mg 0.25/6 jam

Vf (%)	Modulus elastisitas Komposit Ec (GPa)		
	600 ^o C	550 ^o C	500 ^o C
10	80,2	77,5	75,4
20	86,8	84,6	84,2
30	96,0	94,2	92,6
40	116,4	102,8	116,0

Tabel IV.7b : Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiCp/Mg 0.25/4 jam

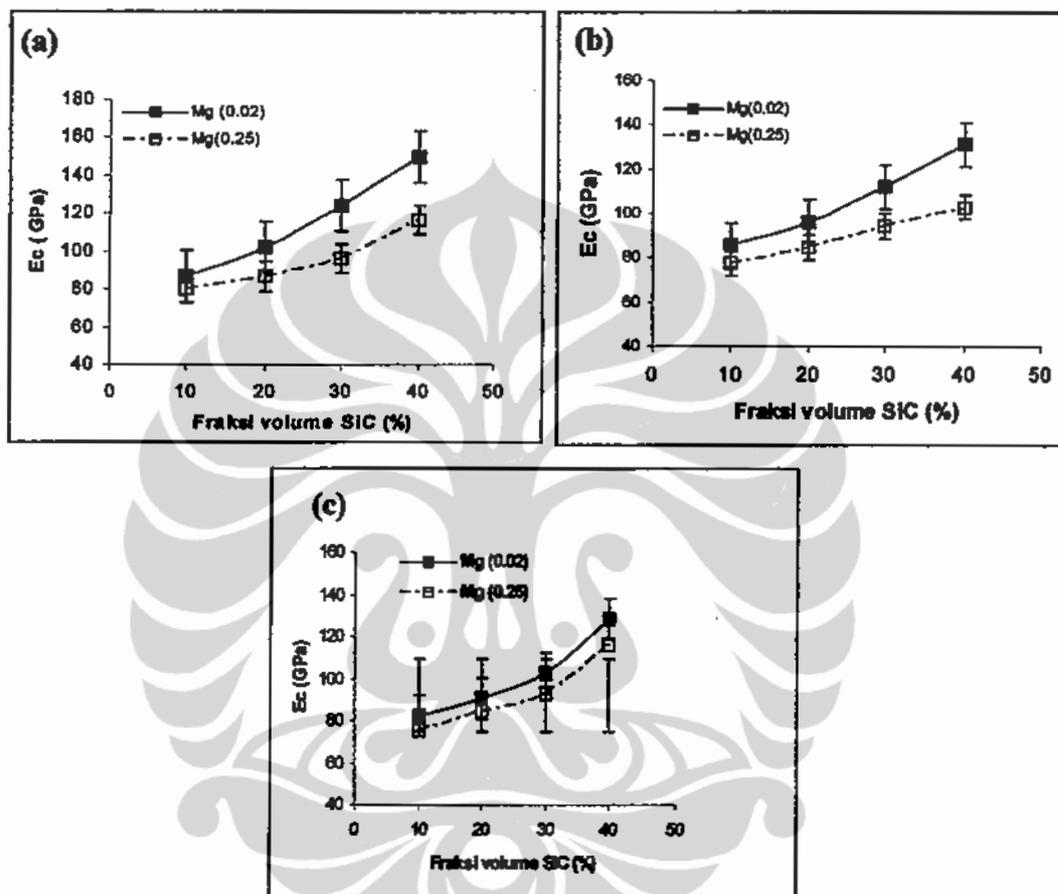
Vf (%)	Modulus elastisitas Komposit Ec (GPa)		
	600 ^o C	550 ^o C	500 ^o C
10	81,7	79,4	70,8
20	87,3	85,2	81,1
30	99,8	96,0	87,0
40	122,0	116,4	103,7

Tabel IV.7c : Tabel modulus elastisitas komposit Al-SiCp/Mg 0.25/2 jam

Vf (%)	Modulus elastisitas Komposit Ec (Gpa)		
	600 ^o C	550 ^o C	500 ^o C
10	80,2	77,5	67,5
20	86,8	84,6	78,2
30	96,0	94,2	82,8
40	116,4	102,8	98,6

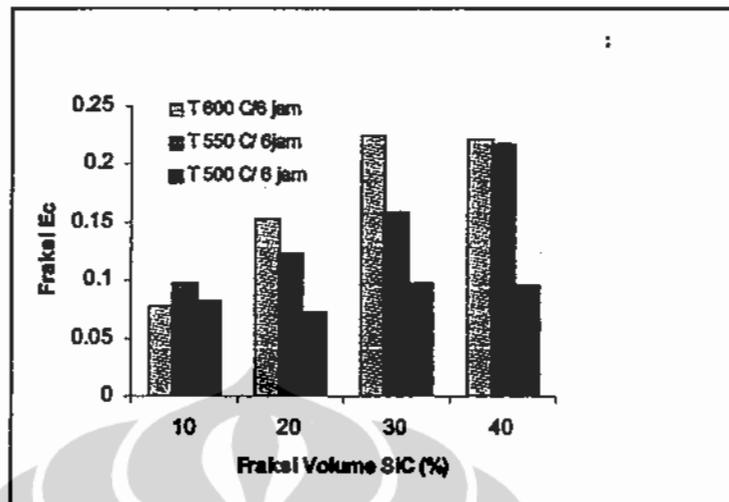
Perbedaan kedua konsentrasi Mg pada pelapisan permukaan SiC, terlihat nilai modulus elastisitas pada konsentrasi Mg (0,02) lebih tinggi pada semua fraksi volume penguat dibandingkan konsentrasi Mg(0,25). Hal tersebut dikarenakan penambahan konsentrasi Mg yang tinggi cenderung memicu terbentuknya fasa-fasa destruktif pada komposit Al-SiCp seperti terbentuknya aluminium karbida. Ketidak homogenan pelapisan metal oksida pada konsentrasi Mg yang tinggi,

mengakibatkan kualitas interaksi antarmuka antara matrik dan penguat menjadi rendah. Perbedaan nilai modulus elastisitas akibat adanya perbedaan konsentrasi Mg pada perlakuan pelapisan permukaan SiC terhadap variabel fraksi volume dan temperatur sinter dapat di lihat pada Gambar 4.52.



Gambar 4.52 : Grafik perbedaan modulus elastisitas komposit Al-SiCp terhadap perubahan fraksi volume SiC, dengan perbedaan konsentrasi penambahan Mg pada pelapisan permukaan SiC, dengan waktu tahan sinter 6 jam dan temperatur sinter (a) 600°C (b) 550°C dan (c) 500°C

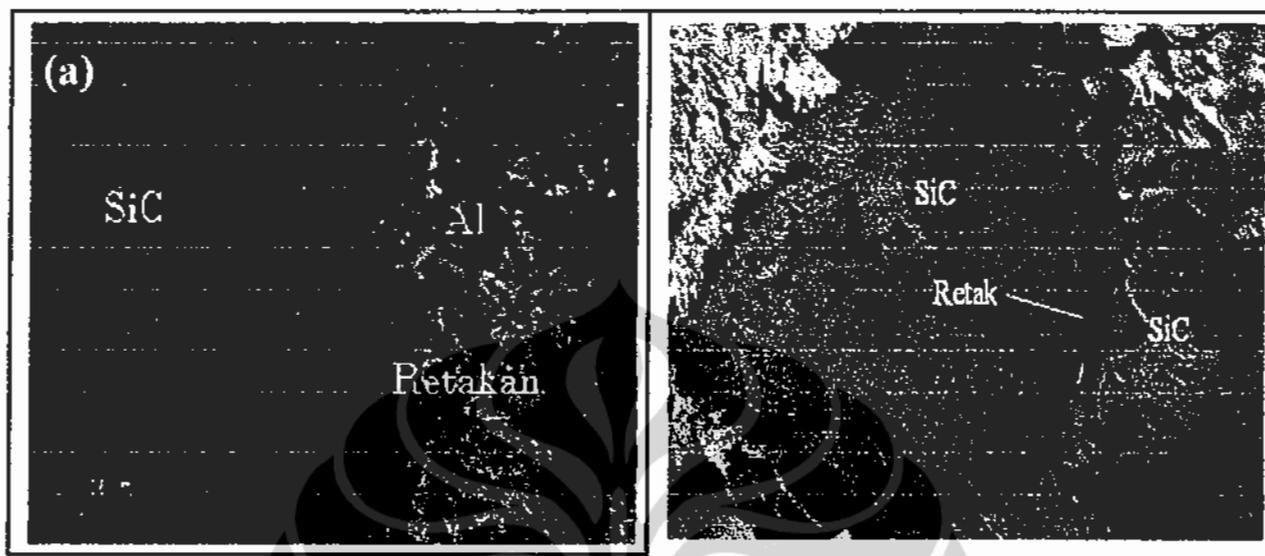
Pada gambar grafik nilai modulus elastisitas komposit Al-SiCp di atas terlihat perbedaan pada setiap fraksi volume SiC, dengan perlakuan Mg yang berbeda. Kenaikan modulus elastisitasnya untuk masing-masing fraksi volume penguat akibat perbedaan konsentrasi pelapisan Mg antara 6 – 22 %. Hal tersebut ditunjukkan secara lengkap pada Gambar 4.53.



Gambar 4.53: Fraksi kenaikan E_c komposit Al-SiCp pada waktu tahan sinter 6 jam, akibat perbedaan penambahan konsentrasi Mg pada pelapisan permukaan partikel SiC

Pada gambar grafik batang terlihat, perbedaan yang cukup signifikan aspek penambahan Mg dalam meningkatkan kualitas ikatan antar permukaan partikel penguat terhadap matrik. Kehomogenan pelapisan akan berpengaruh terhadap kemampu basahan antara penguat dengan matrik pada komposit MMCs. Secara mikrostruktur dapat terlihat pada Gambar 4.54 model kerusakan antara dua material komposit Al-SiCp dengan variabel proses yang sama tetapi berbeda konsentrasi pelapisan ion Mg. Pada konsentrasi Mg (0,25) pada Gambar 4.50a, terlihat model kerusakan pada daerah matrik yang terlihat lebih getas dan terlihat partikel penguat tidak mengalami kepatahan. Hal tersebut menunjukkan kualitas ikatan yang rendah antara matrik dan penguat, sehingga transmisi tegangan dari matrik ke penguat akibat beban dari luar tidak terjadi dengan sempurna. Pemusatan tegangan eksternal terjadi pada daerah batas antara matrik dan penguat, sehingga matrik yang bersifat getas akan mengalami kegagalan pada saat menahan beban di atas kekuatan tekannya. Pada komposit Al-SiCp dengan konsentrasi Mg(0.02) secara mikrostruktur seperti pada Gambar 4.54b terlihat keretakan terjadi penjalaran dari matrik (Al) sampai ke penguat (SiC). Hal tersebut menunjukkan adanya transmisi tegangan yang baik dari matrik ke penguat akibat beban eksternal. Transmisi tegangan tersebut dapat terjadi dengan

baik apabila ikatan antara matrik dan penguat terbentuk secara sempurna atau mempunyai aspek kebasahan yang tinggi.



Gambar 4.54 : Mikrostruktur setelah uji destruktif (*compression test*) (a) Al-SiCp(30%/550⁰ C/4jam) Mg(0,25) (b) Al-SiCp(30%/550⁰ C/4 jam) Mg (0,02)

Hasil penelitian yang dilakukan NP.Chenga [5] menyatakan kegagalan ikatan antara matrik dan penguat dapat terjadi apabila kekuatan kohesifitas antara keduanya sama atau lebih besar dari kekuatan tegangannya. Pada penelitiannya menunjukkan SiC yang diperlakukan permukaannya dengan larutan sodium hidroksida, akan terbentuk pelapisan oksida pada permukaannya dan mempunyai daya ikat yang tinggi pada antarmukanya pada saat digabungkan dengan material matrik Al. Permukaan yang oksida yang tipis dan homogen sangat berpengaruh dalam membentuk ikatan antara matrik dan penguatnya. Fasa ikatan antarmuka yang berperan sebagai material perantara beban tegangan dari matrik ke penguat, tidak akan mengalami *debonding* terhadap matrik dan penguatnya. Material tersebut akan mengalami kegagalan secara bersamaan dengan matrik dan penguatnya di dalam material komposit pada saat dilakukan pengujian destruktif.

4.5. PENGARUH POROSITAS TERHADAP SIFAT MEKANIK KOMPOSIT

Material komposit yang dibuat dengan metode metalurgi serbuk dengan menggunakan proses *cold compacting*, akan mempunyai porositas yang tinggi. Porositas dari material komposit sangat terkait dengan sifat mekaniknya, hal tersebut dikarenakan pori pada material merupakan pusat konsentrasi tegangan eksternal yang dapat menurunkan kemampuan material dalam menahan beban. Porositas material dapat terjadi dari berbagai penyebab, diantaranya adalah terjebaknya gas atau pelumas. Hal tersebut akan mengakibatkan proses terbentuknya *necking* antar partikel yang kurang penuh. Porositas pada material komposit, akan mempengaruhi transmisi tegangan dari matrik ke penguat, dan dapat menyebabkan terkonsentrasinya tegangan pada pusat-pusat porositas yang menyebabkan kegagalan pada material komposit. Material keramik atau material MMCs secara umum merupakan material yang porus, yang sangat berpengaruh terhadap sifat mekaniknya. Secara teoritik korelasi porositas terhadap modulus elastisitas komposit dapat didekati dengan dua cara. Pertama terjadi adanya interaksi luas area antar partikel secara efektif, dan tidak adanya interaksi antar pori (*stacked bubble*), kedua adalah porositas menyebabkan adanya konsentrasi tegangan dari luar pada daerah sekitar pori. Prediksi secara tepat kekuatan material porus yang terkait dengan porositas, seharusnya memiliki beberapa pertimbangan seperti bentuk- orientasi pori dan volume pori. Studi secara teoritik dan eksperimen tentang hal tersebut dapat digolongkan menjadi dua golongan utama : (1) hanya mempertimbangkan efek fraksi volume porositas dalam kaitannya dengan kekuatan komposit porus. (2) mempertimbangkan struktur pori termasuk ukuran dan orientasi pori, yang terkait dengan sifat mekanik material. Dua cara pendekatan umum yang digunakan untuk memprediksi dan menjelaskan keterkaitan antara kekuatan mekanik terhadap material porus. Pertama disebut model *minimum contact area (MCA)*, dengan menganggap kekuatan material tergantung pada luas kontak minimum partikel. Sesuai dengan model tersebut sifat mekanik material akan menurun secara eksponensial dengan peningkatan fraksi volume porositas sesuai dengan persamaan Sprigg's [20,25]

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-B\phi) \quad (4.11)$$

Dimana :

σ = Kekuatan material porus (N/m^2)

σ_0 = Kekuatan bending pada material kerapatan penuh (N/m^2)

B = Parameter empiris yang dikaitkan dengan luas area minimum

ϕ = Fraksi porositas

Persamaan di atas σ_0 = kekuatan bending pada material kerapatan penuh, ϕ merupakan fraksi porositas, B parameter empiris yang dikaitkan dengan luas area minimum dan tergantung pada struktur pori. Persamaan tersebut diturunkan berbasis pada analisa empirik bukan didasari analisa teoritik. Persamaan tersebut dapat diterapkan dengan menganggap kemampatan geometri dan bentuk pori tidak mengalami perubahan, selama terjadi perubahan fraksi volume porositas. Pendekatan yang kedua menggunakan model *Stress Concentration Effect (SCE)*, dimana pada pendekatan tersebut menyatakan sifat mekanik material tergantung pada bentuk pori dan resultante konsentrasi tegangan. Keterkaitan antara kekuatan bending material porus terhadap porositasnya secara umum dinyatakan dengan :

$$\sigma = \sigma_0 (1 - \phi)^\eta \quad (4.12)$$

Dimana η dikaitkan dengan struktur pori (bentuk dan orientasi pori terhadap sumbu-sumbu tegangan) dan Poisson's ratio dari material yang dinyatakan dengan :

$$\eta = 1.21 \left[\frac{z}{x} \right]^{\frac{1}{3}} \sqrt{1 + \left[\left(\frac{z}{x} \right)^{-2} - 1 \right] \cos^2 \theta} \quad (4.13)$$

Dimana (z/x) merupakan aspek rasio, dan θ didefinisikan sebagai orientasi pori terhadap arah tegangan, jadi merupakan sudut antara arah tegangan terhadap sumbu rotasional-speroid. Persamaan tersebut mengasumsikan model mikrostruktural *speroid*, dimana menganggap material komposit terdiri dari dua fasa yaitu matrik sebagai fasa yang kontinu dengan fasa inklusi berbentuk speroid.

Speroid didefinisikan sebagai bentuk matematik yang regular, yang didefinisikan secara geometri merupakan ratio antara permukaan-volume atau dapat dianggap sebagai perbandingan butir/pori. Pada model ini, struktur pori dikarakterisasi melalui tiga faktor yaitu: distribusi pori, bentuk dan orientasi pori terhadap arah-arah tegangan. Bentuk pori utama digunakan sebagai acuan menentukan rotasional rasionya sumbu (z) terhadap sumbu minor (x) yang disebut sebagai rasio sumbu (*axial ratio*), $a = (z/x)$ pada speroid. Untuk nilai $a = 1$ bentuk speroid merupakan bentuk bola, a mendekati nol sebagai bentuk *oblate spheroids*, $a < 1$ mendekati bentuk *disc-shaped* dan *prolate spheroids*, ($a > 1$) mempunyai bentuk *needle shaped*. Faktor orientasi didefinisikan sebagai $\cos \theta$, pada material isotropik orientasi statistik random diperoleh nilai $\cos^2 \theta = 0.33$. Dari beberapa komponen-komponen yang telah ditentukan dapat digunakan untuk menentukan keterkaitan antara porositas terhadap kekuatan material porus [18].

4.5.1. Korelasi Porositas Terhadap Nilai Modulus Elastisitas Komposit.

Keterkaitan antara porositas terhadap nilai modulus elastisitas material berpori, ada beberapa pendekatan model yang telah dilakukan. Untuk material anisotropik atau isotropik pendekatan nilai porositas terhadap modulus elastisitas komposit cenderung mempunyai korelasi yang sama. Secara umum prediksi teoritik nilai modulus elastisitas terhadap porositas dibagi menjadi dua, yaitu pori berbentuk bola dan bentuk bebas. Pada penelitian ini pendekatan teoritik keterkaitannya menggunakan formulasi Spigg's atau MCA, yang menggunakan bentuk bebas pada pori yang dinyatakan dengan [16, 20, 22].

$$\frac{E}{E_0} = \exp(-B\phi) \quad (4.14)$$

Dimana

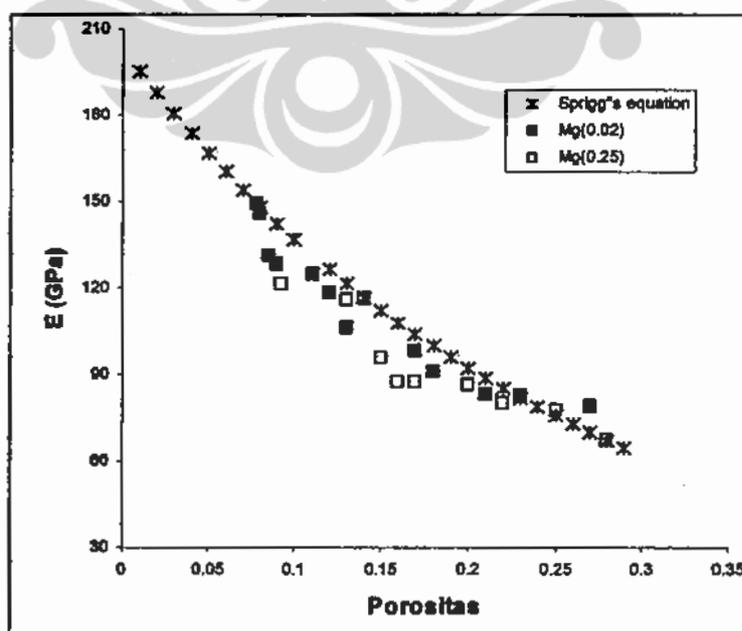
E modulus komposit (GPa),

E_0 = modulus komposit teoritik (GPa)

B = konstanta

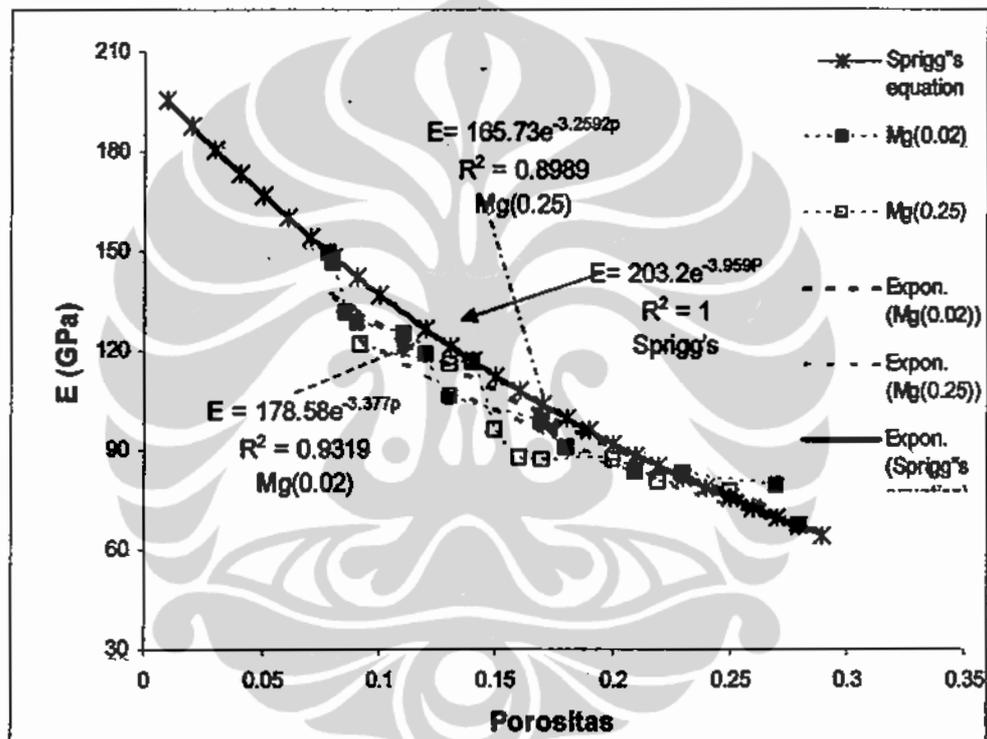
ϕ = fraksi porositas.

Pada penelitian ini nilai E_0 menggunakan nilai modulus komposit Al-SiC dengan orientasi tegangan longitudinal pada fraksi volume penguat 40 %, dimana mempunyai nilai $E = 203.2$ GPa, sedangkan nilai konstanta $B = 3.959$ berdasarkan analisa bentuk yang dilakukan *Willi pabst* [20]. Analisis dengan menggunakan persamaan Sprigg's diperoleh keterkaitan antara fraksi porositas terhadap nilai modulus elastisitas, pada komposit Al-SiCp dengan partikel permukaan SiC dilapisi ion Al+Mg(0,02) dan Al+Mg(0,25) diperoleh hasil seperti pada Gambar 4.55.



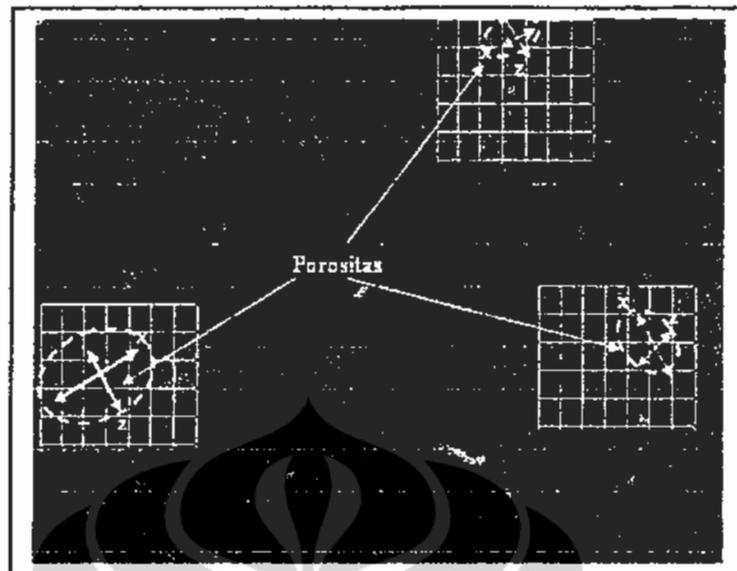
Gambar 4.55: Grafik porositas terhadap modulus elastisitas hasil eksperimen dan analisa persamaan Sprigg's.

Untuk mengetahui nilai eksperimen yang dikaitkan dengan nilai teoritik, model matematik korelasi antara komosit Al-SiCp (Mg 0,02) dan Al-SiCp (Mg 0,25), terlihat nilai koefisien korelasi $R^2 = 0,93$ pada Mg(0,02) lebih mendekati 1 dibandingkan Mg(0,25) dimana nilai korelasinya $R^2 = 0,89$. Hal tersebut dapat dinyatakan pelapisan dengan Mg(0,02) mendekati nilai porositas teoritik, dibandingkan penguat dengan pelapisan SiC dengan konsentrasi Mg(025). Pemodelan tersebut ditunjukkan pada Gambar 4.56.



Gambar 4.56 : Grafik korelasi antara porositas terhadap modulus elastisitas Al-SiCp dengan menggunakan model Sprigg's.

Analisa modulus elastisitas yang berkorelasi dengan porositas dapat juga ditentukan berdasarkan pendekatan model *Stress Concentration Effect (SCE)*. Parameter-parameter yang berpengaruh untuk analisa ini adalah struktur dari bentuk pori. Berdasarkan analisa aspek rasionya seperti pada Gambar 4.57.



Gambar 4.57: Analisa bentuk aspek rasio porositas komposit Al-SiCp

Berdasarkan analisa bentuk pori yang terjadi nilai aspek rasionya $a (z/x) \approx 0,75$ atau $a < 1$ berbentuk *prolate spheroids*. Berdasarkan penelitian Nyongsea [18] untuk material porus dengan bahan keramik serbuk nilai faktor orientasi $\cos^2 \theta = 0.33$, sehingga dapat ditentukan nilai $\eta = 1,232$. Seperti dengan menggunakan pendekatan model MCA dimana nilai modulus elastisitas E_0 menggunakan nilai komposit A/SiCp (40%) sebesar 203 GPa. Dengan menggunakan persamaan SCE (persamaan 4.12) yang dikaitkan dengan modulus elastisitas akan diperoleh keterkaitan porositas terhadap modulus elastitas komposit seperti pada Gambar 4.57:

$$\frac{E}{E_0} = (1 - \phi)^\eta \quad (4.12)$$

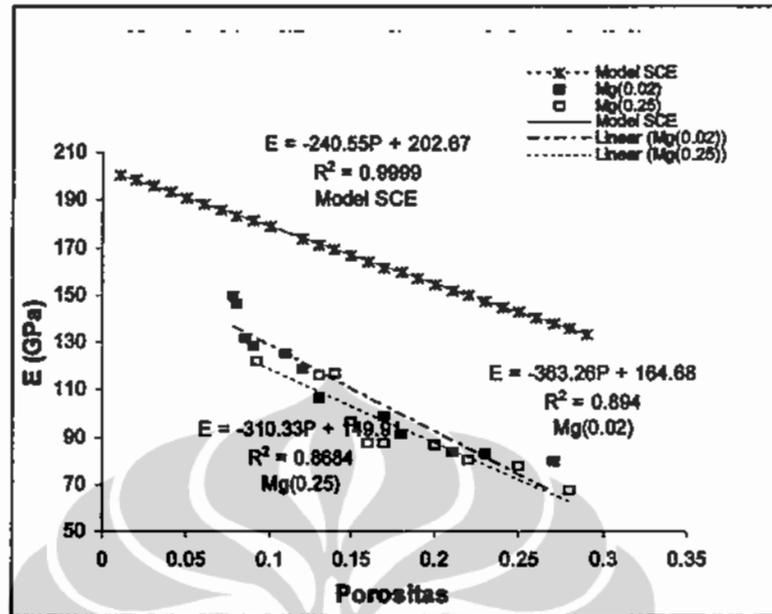
Dimana

E modulus komposit (GPa),

E_0 = modulus komposit teoritik (GPa)

η = konstanta struktur pori

ϕ = fraksi porositas.



Gambar 4.58: Korelasi porositas terhadap Modulus elastisitas dengan model SCE

Pada gambar grafik di atas terlihat adanya keterkaitan antara porositas terhadap modulus elastisitas komposit Al-SiCp. Pendekatan model *SCE* menunjukkan koefisien korelasi R yang mendekati satu pada Mg (0,02) dengan nilai R^2 (0,89) dibandingkan dengan Mg(0,25) yang mempunyai nilai R^2 (0,86). Jadi dengan pendekatan teoritik model *SCE* pada pelapisan penambahan Mg (0,02) menunjukkan hal yang lebih baik pada nilai modulus elastisitasnya dibandingkan pelapisan penambahan Mg (0,25).

4.6. ANALISA KUANTITATIF KUALITAS IKATAN ANTARMUKA KOMPOSIT

Persamaan mikromekanik komposit partikulit yang dikategorikan sebagai komposit diskontinu, analisa penguatan komposit masih mengacu pada analisa penguat kontinu. Pada komposit partikulit, bentuk dan ukuran partikel penguat dianggap terdispersi secara homogen di dalam matrik, dimana hal tersebut sama dengan komposit dengan penguat fiber kontinu yang mengasumsikan susunan yang teratur dalam bentuk kubik atau heksagonal. Komposit partikulit penguatnya diasumsikan terdispersi merata pada matrik, dengan bentuk penguat partikel bola.

Berdasarkan asumsi tersebut maka di dalam komposit partikulit, dalam analisa mikromekaniknya diasumsikan [53] :

1. Komposit terdiri dari dua fasa penguat partikulit dan matrik
2. Masing-masing fasa dapat didiskripsikan sebagai sifat mekanik kontinu, seperti nilai modulus elastisitas.
3. Karakterisasi mikromekanik merupakan nilai rata-rata sifat komposit dan di atas nilai rata-rata tegangan masing-masing penyusunnya.
4. Ikatan antara matrik dan penguat dianggap mempunyai ikatan yang sempurna
5. Sifat individu masing-masing fasa diasumsikan isotropik

Komposit MMCs tersusun dari material matrik yang bersifat ulet, dan diperkuat dengan material keramik yang mempunyai sifat sangat keras. Perpaduan dari kedua sifat tersebut akan komposit membentuk sifat yang tangguh, dan beberapa keunggulan sifat fisis lainnya. Pada komposit isotropik beban *strain* pada arah longitudinal maupun arah transversalnya dianggap sama didalam analisa mikromekaniknya. Sehingga analisa beban kontinu pada daerah elastisitas pada masing-masing fasa pembentuk komposit dapat digunakan sebagai dasar analisa dari sifat mekanik kontinu perpaduannya. Beberapa model yang digunakan untuk memprediksi nilai modulus elastisitas material MMCs, pada dasarnya diasumsikan ikatan antara matrik dan penguat partikel terjadi secara sempurna. Pengaruh perubahan frakssi volume penguat terhadap modulus elastisitas komposit pada umumnya menggunakan konsep dasar *rule of mixing (ROM)*. Konsep dasar dari ROM adalah diasumsikan *iso-strain* di dalam matrik dan penguatnya, begitu juga dengan *iso-stress* pada kedua material pembentuk komposit tersebut. Secara eksperimen nilai modulus elastisitas komposit biasanya lebih rendah dari nilai teoritik, berdasarkan konsep *iso-strain* dan lebih tinggi berdasar konsep *iso-stress* dengan menggunakan analisa ROM. Modifikasi dari keduanya dilakukan oleh Tsai-Halpin dan Hashin-Shtrikman untuk diaplikasikan pada material MMCs dengan penguat partikulit. Beberapa model penguatan seperti *shear lag model*, *dislocation models*, *forest hardening*, *elastic peg* dan *punching model*. Model sederhana seperti ROM atau *invers rule of mixtures*

(IROM), yang digunakan untuk memprediksi modulus elastisitas komposit *fibers* dapat diterapkan pada material *particulate reinforcement metal matrix composites (PRMMCs)*. Hal tersebut yang digunakan Halpin-Tsai dalam memprediksi nilai modulus elastisitas komposit PRMMCs, dengan menggunakan rasio volume penguat yang rendah. Berdasarkan pengamatan mikrostruktur kualitas ikatan antar permukaan dapat teramati secara kualitatif baik-buruknya kualitas ikatannya. Secara kuantitatif material komposit dapat diprediksi berdasarkan analisa komposit kontinu unidireksional, dimana kekuatan paling lemah pada arah beban transversal (*lower bound*) dan kekuatan paling tinggi pada beban longitudinal (*upper bound*).

4.6.1 Analisa Kuantitatif Ikatan Permukaan Komposit Al/SiCp Berdasarkan Nilai Modulus Elastisitas

Komposit isotropik Al-SiCp merupakan perpaduan material metal yang bersifat ulet dan keramik yang mempunyai sifat yang sangat keras. Keduanya mempunyai sifat fisis yang saling kontradiktif seperti ditunjukkan pada Tabel IV.8 :

Tabel IV.8 : Karakteristik fisis material Al dan SiC

Sifat	Aluminium	SiC
Melting Point ($^{\circ}$ C)	660	2730
Densitas (gr/cm^3)	2.77	3.00
Warna	Silvery White	Greyish Black
Modulus Young (GPa)	72	400

Hasil analisa penelitian modulus elastisitas teoritis pada komposit Al-SiCp, dengan perubahan fraksi volume penguat nilai teoritik *upper dan lower bound* dinyatakan dalam Tabel IV.9.

Tabel IV.9: Nilai modulus elastisitas Al-SiC_p teoritik (E_t), Upper bound (E_p) dan Lower bound (E_L) pada perubahan fraksi volume SiC

V/V ₀ SiC (%)	E_t (GPa)	E_u (GPa)	E_L (GPa)
10	90,3	104,8	78,4
20	110,5	137,6	86,1
30	133,0	170,4	95,5
40	158,1	203,2	107,1

Pada penelitian ini digunakan beberapa variabel proses dalam rekayasa pembuatan komposit Al-SiC_p, diantaranya konsentrasi Mg pada pelapisan permukaan SiC, fraksi volume, temperatur dan waktu tahan sinter. Temperatur sinter sangat terkait dengan proses difusi antar permukaan partikel matrik-penguat atau antara matrik-matrik dalam peningkatan kerapatan komposit. Hasil pengujian modulus elastisitas berdasarkan perubahan temperatur sinter ditunjukkan pada Tabel IV.10-IV.12. berikut ini.

Tabel IV.10: Nilai modulus elastisitas Al-SiC_p Eksperimen pada temperatur sinter 600⁰C dengan konsentrasi pelapis Al + Mg(0,02) dan Al+Mg(0,25)

V/V ₀ SiC (%)	Modulus elastisitas komposit E _c (GPa)					
	T (600 C)					
	Mg (0,02)			Mg(0,25)		
	2 jam	4 jam	6 jam	2 jam	4 jam	6 jam
10	83,2	84,7	87,0	80,2	81,7	83,6
20	92,3	98,6	102,4	86,8	87,3	93,2
30	118,7	120,2	123,7	96,0	99,8	104,2
40	132,0	146,3	149,5	116,4	122,0	128,2

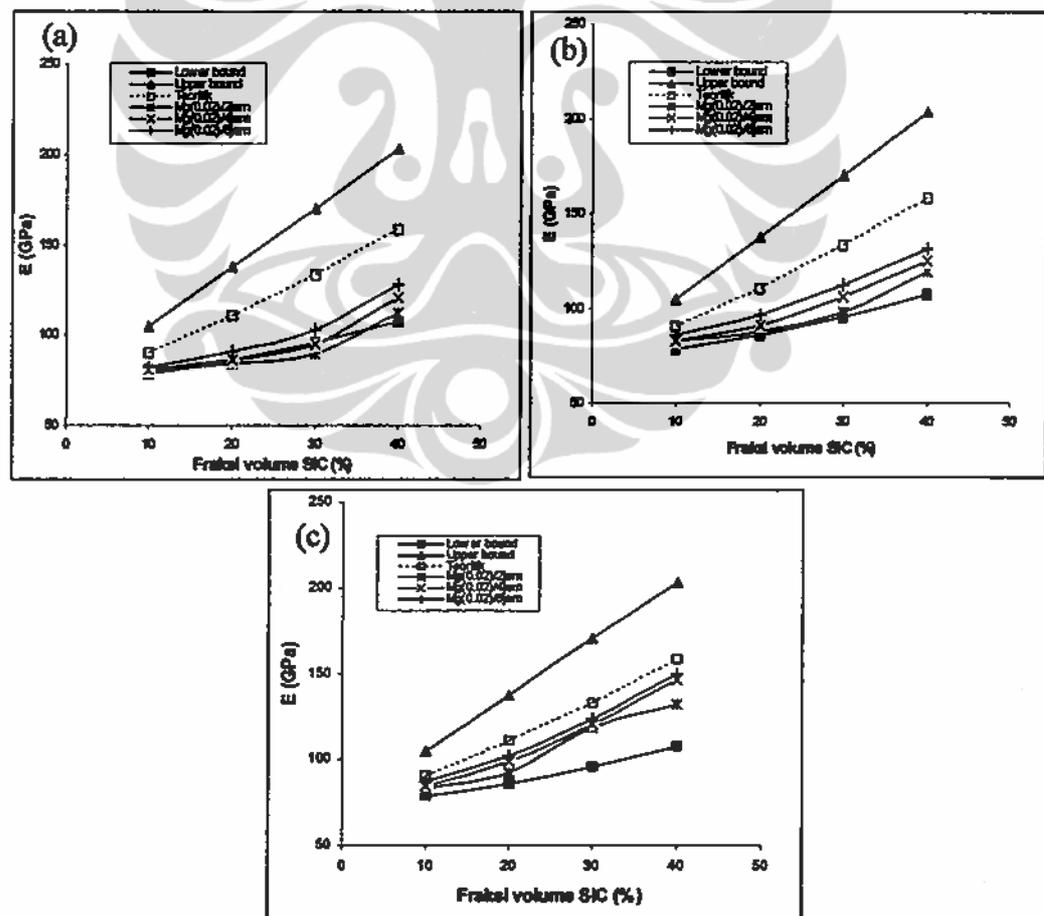
Tabel IV.11: Nilai modulus elastisitas Al-SiC_p Eksperimen pada temperatur sinter 550⁰C dengan konsentrasi pelapis Al + Mg (0,02) dan Al+Mg(0,25)

V/V ₀ SiC (%)	Modulus elastisitas komposit E _c (GPa)					
	T (550 C)					
	Mg (0,02)			Mg(0,25)		
	2 jam	4 jam	6 jam	2 jam	4 jam	6 jam
10	82,6	83,0	85,9	77,5	79,4	82,0
20	87,5	90,8	96,4	84,6	85,2	87,4
30	97,8	106,2	112,0	94,2	96,0	98,5
40	119,0	124,7	131,2	102,8	116,4	121,7

Tabel IV.12: Nilai modulus elastisitas Al-SiC_p Eksperimen pada temperatur sintering 500⁰C dengan konsentrasi pelapis Al+Mg(0,02) dan Al+Mg(0,25)

V/V ₀ SiC (%)	Modulus elastisitas komposit E _c (GPa)					
	T (500 C)					
	Mg (0,02)			Mg(0,25)		
	2 jam	4 jam	6 jam	2 jam	4 jam	6 jam
10	79,4	80,8	82,1	67,5	70,8	75,4
20	84,2	86,2	90,7	78,2	81,1	84,2
30	89,8	95,0	102,6	82,8	87,0	92,6
40	111,8	120,3	128,2	98,6	103,7	116,0

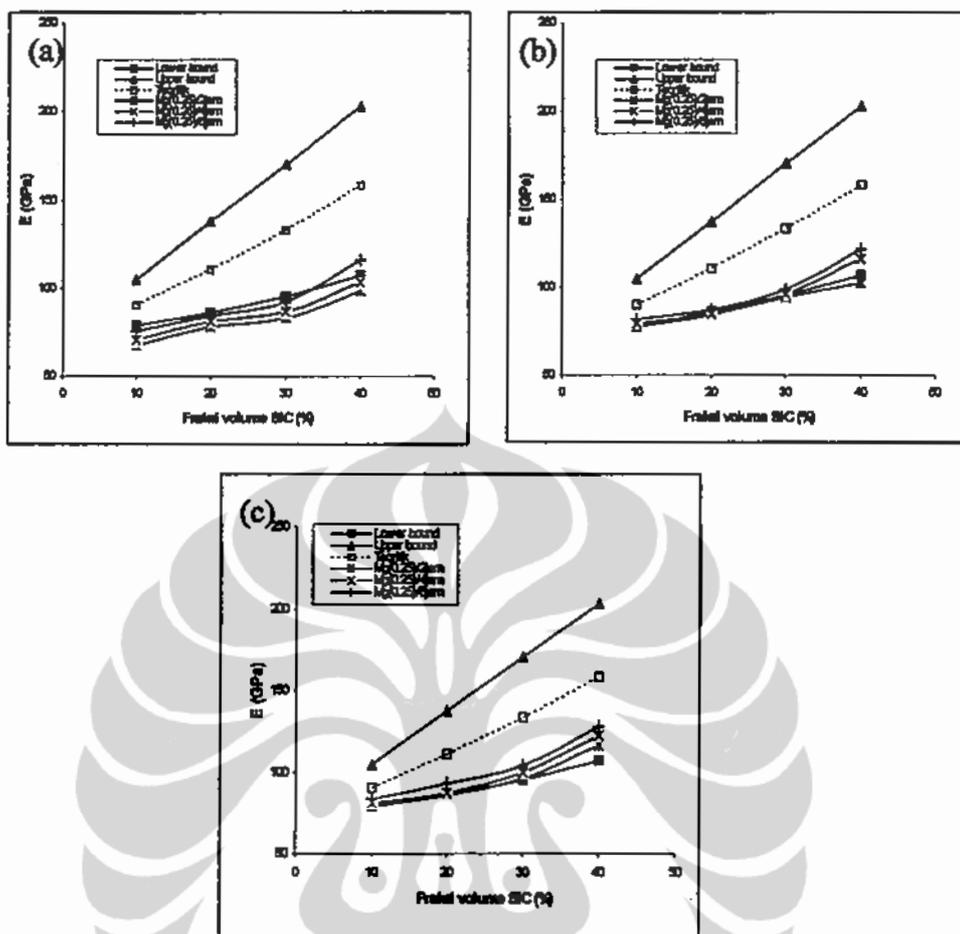
Hasil modulus elastisitas eksperimen pada komposit Al-SiCp menunjukkan semakin tinggi fraksi volume penguat semakin tinggi nilai modulus elastisitasnya, hal tersebut sesuai dengan penelitian Lee [48] yang menyatakan akan terjadi kenaikan kekuatan dan modulus elastisitas pada komposit PRMMCs dengan semakin tinggi fraksi volume penguat. Hal tersebut dikarenakan terjadinya distribusi tegangan eksternal yang dibebankan pada matrik ke semua penguat pada komposit. Peningkatan fraksi volume penguat akan meningkatkan modulus elastisitas komposit, tetapi dapat juga terjadi penurunan penguatannya apabila banyak terjadi kegagalan partikel pada komposit. Hasil pengamatan modulus elastisitas eksperimen bila dibandingkan dengan analisa teoritik komposit isotropik dan analisa *Upper dan lower bound* pada komposit Al-SiCp yang dilapisi dengan penambahan Mg(0,02) ditunjukkan pada Gambar 4.59.



Gambar 4.59 : Grafik modulus elastisitas Al-SiCp dengan konsentrasi pelapisan Al+ Mg(0,02) pada permukaan partikel SiC secara teoritik dan eksperimen dibandingkan dengan pengujian *upper dan lower bound*, pada temperatur sinter (a) 500°C (b) 550°C dan (c) 600°C .

Pada gambar tersebut menunjukkan nilai teoritik modulus elastisitas komposit Al-SiCp tepat berada diantara daerah *upper* dan *lower bound* pada semua fraksi volume penguat SiC. Berdasarkan hasil eksperimen pada temperatur sinter 600° C nilai modulus elastisitas komposit pada semua fraksi volume penguat dan waktu tahan masuk pada zona *upper* dan *lower bond*. Hal tersebut mengindikasikan kualitas ikatan antarmuka antara matrik dan penguat terjadi dengan baik. Pada temperatur sinter yang lebih rendah 550° C dan 500° C, pada fraksi volume penguat yang rendah dan waktu tahan yang lebih pendek cenderung pada daerah ambang pada batas *lower bond* tetapi masih masuk zona kualitas ikatan yang baik. Dari analisa tersebut jelas dapat diindikasikan nilai modulus elastisitas tidak hanya dipengaruhi oleh besarnya fraksi volume penguat, tetapi sangat terkait dengan kualitas ikatan permukaan material-material pembentuk komposit. Komposit MMCs yang menggunakan penguat partikel keramik mempunyai kemampubasahan yang rendah antara matrik dan penguatnya. Memperlakukan permukaan SiC dengan pelapisan oksida metal yang bersifat metastabil dapat berperan sebagai pengikat antara matrik dan penguatnya. Pelapis permukaan penguat SiC yang bersifat destruktif dalam perannya sebagai *binder* dapat merusak kualitas mekanik dari material komposit MMCs. Pada penelitian ini menggunakan pelapis dengan ion Al dan Mg yang akan membentuk lapisan oksida metal pada permukaan SiC.

Fasa metal oksida yang terbentuk berdasarkan analisa XRD dan SEM menunjukkan beberapa fasa metal oksida seperti Al_2O_3 , MgO atau $MgAl_2O_4$ (*spinnel*). Peningkatan temperatur sinter akan meningkatkan jumlah fasa-fasa metal oksida pada daerah antarmuka, yang berperan mengikat matrik dan penguat. Kerapatan ikatan antar permukaan akan memudahkan transmisi tegangan eksternal yang dibebankan pada matrik ke penguat, sehingga dapat mereduksi beban pada komposit secara keseluruhan. Kualitas mekanik dari material komposit tidak hanya ditentukan dari terbentuknya ikatan antar permukaan antar partikel, tetapi faktor konsentrasi penguat dan distribusi penguat pada matrik. Pada pelapisan permukaan SiC dengan konsentrasi Mg yang tinggi 0,25 gr, terlihat pengaruhnya terhadap modulus elastisitas komposit pada perubahan fraksi volume, temperatur dan waktu tahan sinter diperlihatkan pada Gambar 4.60:

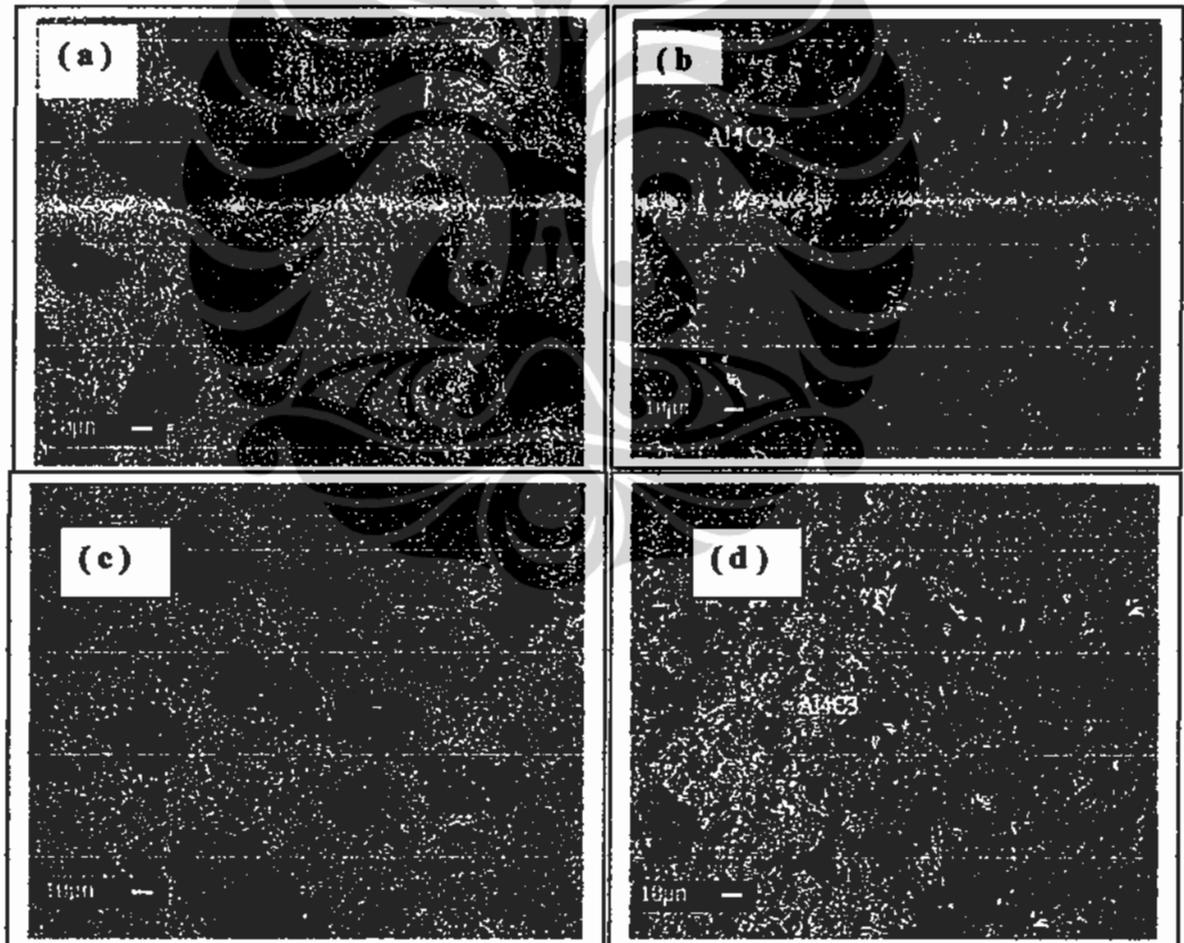


Gambar 4.60 : Grafik modulus elastisitas Al-SiCp dengan konsentrasi pelapisan Al+Mg(0,25) pada permukaan partikel SiC secara teoritik dan eksperimen dibandingkan dengan pengujian *upper* dan *lower bound*, pada temperatur sinter (a) 500°C (b) 550°C dan (c) 600°C.

Pada gambar analisa grafik di atas menunjukkan nilai modulus elastisitas pada semua perlakuan temperatur sinter cenderung keluar daerah *upper* dan *lower bound* pada semua fraksi volume penguat. Pada temperatur sinter 600°C semua fraksi volume penguat masuk dalam areal *upper* dan *lower bound*, hal tersebut menunjukkan kualitas ikatan antar permukaan yang baik. Tetapi pada temperatur sinter yang lebih rendah terlihat nilai modulus elastisitas berada diluar daerah *upper* dan *lower bound*, hal tersebut mengindikasikan kualitas ikatan antara matrik – penguat atau matrik-matrik terjadi mempunyai kualitas yang buruk.

4.6.2. Analisa Mikrostruktur Kerapatan dan Distribusi Penguat Pada Matrik Komposit Al/SiCp

Kegagalan proses pembuatan komposit salah satu diantaranya terbentuk fasa-fasa destruktif seperti Aluminium karbida Al_4C_3 yang bersifat korosif dapat menyebabkan *debonding* antara matrik dan penguatnya. Pada Gambar 4.60 menunjukkan dua kondisi yang berbeda pada konsentrasi pelapisan permukaan SiC dengan konsentrasi Mg(0,02) dan Mg(0,25). Pada Gambar 4.60 (a) dan (c) merupakan komposit Al/SiCp dengan konsentrasi fraksi volume penguat 40% dan 30%, dengan permukaan partikel penguat SiC dilapisi (Al+ Mg(0,02)) dan temperatur sinter $600^{\circ}C$ dan waktu tahan 4 jam.



Gambar 4.61 : Mikrostruktur komposit Al/SiCp pada temperatur sinter $600^{\circ}C$ dan waktu tahan 4 jam, fraksi volume penguat (a) 40 % SiC (Mg 0,02) (b) 40 % SiC (Mg 0,25) (c) 30% SiC (Mg 0,02) (d) 30% SiC (Mg 0,25)

Pengamatan mikrostruktur pada komposisi tersebut terlihat peningkatan fraksi volume penguat mengakibatkan distribusi penguat lebih merata di bandingkan fraksi volume penguat yang lebih rendah. Pada kedua gambar tersebut menunjukkan ikatan antar permukaan yang baik antara matrik dan penguat, dan tidak muncul fasa-fasa aluminium karbida yang bersifat destruktif. Distribusi penguat yang homogen dan ikatan antar permukaan yang baik akan mempermudah mendistribusikan beban eksternal dari matrik ke penguat komposit. Hal tersebut yang mengakibatkan komposit mempunyai sifat tangguh, yang merupakan gabungan antara sifat ulet dari aluminium dan sifat keras dari material keramik SiC. Pada Gambar 4.60 (b) dan (d) merupakan komposit Al/SiCp yang sama variabel prosesnya tetapi permukaan SiC yang terlapis dengan (Al+Mg(0.25)), pada mikrostrukturnya terlihat (warna hitam) merupakan fasa aluminium karbida (Al_4C_3) yang bersifat destruktif. Pada ikatan antar permukaan terlihat banyak fenomena *debonding* pada daerah antarmukanya, yang menyebabkan kualitas ikatan antar permukaan matrik dan penguatnya berkurang kualitasnya. Pengaruh ikatan permukaan antara matrik dan penguat yang rendah akan mereduksi sifat mekanik dari material komposit Al/SiCp.

BAB V KESIMPULAN DAN SARAN

Komposit isotropik Al-SiCp termasuk jenis *Metal Matrix Composites (MMCs)* dengan material dasar logam aluminium dan keramik, dalam penelitian ini proses pembuatannya menggunakan metode proses padat. Pada umumnya komposit dengan matrik logam (Al) dan penguat keramik (SiC) mempunyai permasalahan utama yaitu kebasahan dan adhesifitas antara material matrik dan penguatnya rendah. Hal tersebut dikarenakan material penguat SiC termasuk keramik yang mempunyai sifat kestabilan tinggi, sedangkan matrik aluminium mudah terlapisi oleh oksida pada permukaannya sehingga menurunkan kereaktifan permukaannya. Untuk meningkatkan aspek kebasahan pada material keramik dilakukan metode pelapisan tipis pada permukaan partikel SiC dengan menggunakan metode *electroless plating* dalam pelapisannya. Pada penelitian ini larutan elektrolisa sebagai media pelapisan menggunakan dua jenis pelarut elektrolit yang berbeda konsentrasi Mgnya. Setelah proses pelapisan pada partikel penguat SiC, partikel SiC dicampur pada matrik serbuk aluminium untuk dibentuk menjadi komposit Al-SiC.

Variabel proses pada penelitian ini meliputi fraksi volume penguat, temperature sinter dan waktu tahan sinter. Sampel uji komposit yang telah dibuat dikarakterisasi mikrostruktur dan fasa-fasa yang timbul pada daerah matrik, antarmuka matrik-penguat dan pada matrik. Sifat mekanik komposit dan kualitas ikatan antar permukaan antara partikel penguat SiC dan matrik Al, dilakukan dengan pengujian uji tekan. Pengujian tersebut untuk mengidentifikasi nilai modulus elastisitas komposit Al-SiCp, yang digunakan untuk mengetahui nilai kuantitatif ikatan antar permukaan antara matrik dan penguat komposit yang diteliti. Berdasarkan analisa dan pengamatan pada material komposit berdasarkan variabel proses yang telah dilakukan dalam penelitian ini dapat disimpulkan :

1. Pelapisan oksida logam pada partikel SiC dapat menggunakan metode *electroless plating*, dan kehomogenan lapisan tergantung pada konsentrasi

Mg. Pada konsentrasi Mg (0,02) lebih merata lapisan oksida logam yang terjadi dibandingkan konsentrasi Mg(0,25) pada permukaan partikel SiC. Fasa yang terbentuk pada permukaan partikel SiC adalah SiO_2 , Al_2O_3 , dan MgO pada semua konsentrasi Mg.

2. Peningkatan fraksi volume penguat SiC menyebabkan peningkatan densitas sinter pada komposit Al-SiCp, pada pelapisan permukaan SiC dengan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,02})$ oksida mempunyai kerapatan lebih tinggi dibandingkan dengan menggunakan pelapisan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,25})$ oksida pada semua fraksi volume SiC. Densitas tertinggi $2,57 \text{ gr/cm}^3$ dicapai pada fraksi volume penguat SiC 40 % dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 6 jam, dengan pelapisan permukaan SiC pada kondisi larutan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,02})$. Densitas sinter Al-SiCp terendah $2,03 \text{ gr/cm}^3$ terjadi pada fraksi volume SiC 10 % , temperatur sinter 500°C dan waktu tahan 2 jam, dengan permukaan SiC dilapisi konsentrasi larutan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,25})$
3. Peningkatan fraksi volume penguat SiC menyebabkan penurunan porositas komposit Al-SiCp, pada pelapisan permukaan SiC dengan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,02})$ oksida mempunyai porositas lebih rendah dibandingkan dengan menggunakan pelapisan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,25})$ oksida pada semua fraksi volume SiC. Fraksi porositas terendah 0,08 dicapai pada fraksi volume penguat SiC 40 % dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan 6 jam, dengan pelapisan permukaan SiC pada kondisi larutan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,02})$. Fraksi porositas tertinggi pada Al-SiC adalah 0,28 terjadi pada fraksi volume SiC 10 %, temperatur sinter 500°C dan waktu tahan 2 jam, dengan permukaan SiC dilapisi konsentrasi larutan $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,25})$
4. Pengaruh peningkatan temperatur sinter menyebabkan kenaikan densitas dan menurunkan porositas komposit Al-SiCp. Pada komposit Al-SiCp/40 % /Mg(0.02) /Ht 6 jam pada perubahan temperatur sinter 500°C ke temperatur 600°C terjadi kenaikan densitas dari $2,57 \text{ gr/cm}^3$ menjadi $2,60 \text{ gr/cm}^3$ atau naik 2%, sedangkan fraksi porositasnya mengalami penurunan dari 0,09 menjadi 0,078 atau turun 13 %. Pada komposisi dan perlakuan yang sama tetapi dengan perbedaan konsentrasi pelapisan permukaan SiC $(\text{Al}+\text{Mg}_{0,25})$ diperoleh kenaikan densitasnya dari $2,45 \text{ gr/cm}^3$ menjadi $2,57 \text{ gr/cm}^3$ atau

terjadi kenaikan 4% dan penurunan fraksi porositasnya dari 0,13 menjadi 0,09 atau terjadi penurunan 30%.

5. Peningkatan waktu tahan pada saat proses sinter sangat berpengaruh terhadap densitas dan porositas komposit Al-SiCp. Pada kenaikan waktu tahan dari 2 jam menjadi 6 jam terjadi perubahan densitas komposit Al-SiCp/40%/Mg_{0,02}/T 600 C adalah 2,51 gr/cm³ menjadi 2,6 gr/cm³ atau terjadi kenaikan 3 % sedangkan untuk fraksi porositasnya terjadi penurunan dari 0,11 menjadi 0,078 atau turun 29 %. Pada komposit Al-SiCp dengan kondisi SiCp/40%/Mg_{0,25}/T 600 C pada kenaikan waktu tahan sinter dari 2 jam menjadi 6 jam terjadi kenaikan densitas dari 2,43 gr/cm³ menjadi 2,57 gr/cm³ atau naik sekira 5 % sedangkan fraksi porositasnya terjadi penurunan dari 0,14 menjadi 0,09 atau turun sebesar 35 %.
6. Berkaitan dengan sifat mekanik komposit Al-SiCp, kenaikan fraksi volume penguat SiC mengakibatkan kenaikan modulus elastisitas komposit. Komposit dengan permukaan yang dilapisi (Al+Mg_{0,02}) rata-rata mempunyai modulus elastisitas lebih tinggi dibandingkan dengan yang dilapisi (Al+Mg_{0,25}), pada masing-masing fraksi volume penguat SiC atau pada kondisi proses lainnya seperti temperatur sinter dan waktu tahan sinter.
7. Komposit dengan permukaan partikel SiC yang terlapisi (Al+Mg_{0,02}), pada seluruh proses variabel mendekati nilai empirik modulus elastisitasnya mendekati nilai teoritik dengan analisa komposit isotropik dibandingkan dengan komposit yang SiC dilapisi (Al+Mg_{0,25}).
8. Berdasarkan nilai korelasinya antara porositas terhadap modulus elastisitas komposit Al-SiC, nilai empirik dari komposit dengan pelapisan (Al+Mg_{0,02}) mempunyai nilai korelasi mendekati 1 yang berarti ada indikasi penurunan eksponensial antara porositas terhadap modulus elastisitas. Dibandingkan komposit yang menggunakan SiC dengan pelapisan (Al+Mg_{0,25}), dengan R² jauh dari nilai 1.
9. Berdasarkan uji *Upper* dan *lower bound* pada komposit Al-SiCp dengan menggunakan penguat SiC yang terlapisi (Al+Mg_{0,02}), pada semua fraksi volume penguat pada temperatur sinter 600^oC dan waktu tahan 6 jam masuk ke dalam zona *Upper* dan *lower bound*. Hal tersebut secara kuantitatif dapat

diindikasikan kualitas ikatan antar permukaan matrik-penguat terjadi dengan baik. Pada kondisi yang sama pada penurunan temperatur dan waktu tahan pada fraksi volume penguat yang mengecil akan cenderung mendekati daerah *lower bound*, hal tersebut menunjukkan terjadinya penurunan kualitas ikatan antar permukaannya. Pada komposit Al-SiCp yang menggunakan partikel SiC yang dilapisi (Al+Mg_{0,25}), pada semua proses variabel cenderung diluar daerah *upper* dan *lowerbound*, hal tersebut menunjukkan rendahnya kualitas ikatan antar permukaan dibandingkan dengan kondisi yang sama dengan menggunakan pelapis (Al+Mg_{0,02}).

10. Fasa yang Aluminium Karbida (Al₄C₃) cenderung bersifat destruktif pada komposit Al-SiCp yang dibuat melalui proses padat, sedangkan fasa-fasa logam oksida seperti MgO, Al₂O₃ dan MgAl₂O₄ dapat berperan sebagai *binder* antara matrik Al dan penguat SiC pada komposit Al-SiCp.

Dari beberapa kesimpulan di atas dapat dinyatakan bahwa pelapisan permukaan partikel penguat SiC dengan menggunakan (Al+Mg) oksida secara *electroless plating* pada komposit Al/SiCp, dapat meningkatkan aspek kebasahan antara partikel penguat SiC dan matrik Al. Kajian yang lebih dalam tentang fasa-fasa antarmuka antara penguat dan matrik dengan menggunakan peralatan yang lebih tinggi tingkat akurasinya, akan sangat mendukung dalam menginterpretasi fasa-fasa mikro pada daerah antarmuka pada komposit Al-SiCp.

DAFTAR ACUAN

- [1]. **A. Urena** "Active coatings for SiC particles to reduce the degradation by liquid aluminium during processing of aluminium matrix composites: study of interfacial reactions" *Journal of Microscopy*, Vol. 201, Pt 2, February 2001, pp. 122±136
- [2]. **Libo Li** "Model of electroless Ni deposition on SiCp/Al composites and study of the interfacial interaction of coatings with substrate surface" *Applied Surface Science*/2005/ www.elsevier.com/locate/apsusc
- [3]. **Z.P. Luo** "Crystallography of SiC/MgAl₂O₄/Al interfaces in a pre-oxidized SiC reinforced SiC/Al composite" *Acta Materialia* 54 (2006) 47–58
- [4]. **J. Rams, M. Campo, and A. Urefia** "Sol-gel coatings to improve processing of aluminium matrix SiC reinforced composite materials" *J. Mater. Res.*, Vol. 19, No. 7, Jul 2004
- [5]. **N.P. Chenga** "Preparation, microstructures and deformation behavior of SiCP/6066Al composites produced by PM route" *Journal of materials processing technology* 202 (2008)
- [6]. **Min Kang**, *Simple and fast microwave-enhanced wet etching of SiC particles for electroless Ni-P plating*, *Surface and Coatings Technology* 161 (2002) 79–85
- [7]. **Karl Ulrich kainer** "Basic Of Metal Matrix Composites" *Metal matrix composites custome-mate materials for automotive and aerospace engineering 2006*, WILEY VCH & CO. KGaA, Weinheim ISBN: 3-537-31360-5.
- [8]. **G. O'Donnell** "Production of aluminium matrix composite components using conventional PM technology" *Materials Science and Engineering A303* (2001) 292–301
- [9]. **T.W.Clyne** "Metal Matrix Composites: Matrices and Processing" *Encyclopaedia of Materials: Science and Technology Elsevier*, 2001.
- [10]. **Pradeep Rohatgi** "Cast Metal Matrix Composites: Past, Present and Future" *American Foundry Society, University of Wisconsin, Milwaukee, Wisconsin*, 2001.
- [11]. **N. Chawla and K.K. Chawla**, "Metal Matrix Composites", *Kluwer Academic Publishers, Boston*, 2004.
- [12]. **Leslie Ederer**, *The effect of zinc stearate on the compaction and sintering characteristics of a Ti-6% Al-4% hydride-dehydride powder.*, Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University Montreal, Canada July, 1999
- [13]. **N. Chawla** "Mechanical behavior and microstructure characterization of sinter-forged SiC particle reinforced aluminum matrix composites" *Journal of Light Metals* 2 (2002) 215–227.
- [14]. **L.M. Tham**, "Effect of reinforcement volume fraction on the evolution of reinforcement size during the extrusion of Al-SiC composites" *Materials Science and Engineering A326* (2002) 355–363.

- [15]. Suk Joong L. Kang " Sintering Densification, Grain Growth and Microstructure," Elsevier Butterworth-Heinoman Linacre House Jordan Hill. Oxford, MA 01803 First published 2005.
- [16]. Mira Vukcevic, *The correlation between the properties and the type of reinforcement in Al-matrix powder metallurgy composites*" MATER. TEHNOL. 35(3-4)99(2001).
- [17]. Nikhilesh Chawla, and Yu-Lin Shen , *Mechanical Behavior of Particle Reinforced Metal Matrix Composites*, Advanced Engineering Materials, 2001, 3, No. 6
- [18]. Nyongesa, F.W. "Fracture Strength Of Porous Ceramics: Stress Concentration Of Porous Ceramics: Stress Concentration Vs Minimum Solid Area Models", African Journal of Science and Technology (AJST,) Vol. 5, No. 2: December, 2004
- [19]. S. N. AQIDAI, "Effects Of Porosity On Mechanical Properties On Mechanical Properties Of Metal Matrix Composite, Jurnal Teknologi, 40(A) Jun. 2004: 17-32, Universiti Teknologi Malaysia
- [20]. WILLI PABST, *Effect Elastic Properties Of Alumina-Zirconia Composite Ceramic Part 4. Tensile Modulus Of Porous Alumina dan Ceramics - Silikaty 48 (4) 165-174 (2004)*
- [21]. R. G. Munro "Analytical Representations of Elastic Moduli Data With Simultaneous Dependence on Temperature and Porosity" Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, Volume 109, Gaithersburg, MD 20899 Number 5, September-October 2004.
- [22]. A. R. Boccaccini and Z. Fan, *A New Approach for the Young's Modulus-Porosity Correlation of Ceramic Materials*, Ceram. Internat. 23, 239-245 (1997)
- [23]. A. P. Roberts and E. J. Garboczi, *Elastic Moduli of Model Random Three-Dimensional Closed-Cell Cellular Solids*, Acta Mater. 49, 189-197 (2001)
- [24]. J. M. Dewey, *The Elastic Constants of Materials Loaded with Non-Rigid Fillers*, J. Appl. Phys. 18, 578-581 (1947).
- [25]. R. M. Spriggs and T. Vasilos, *Effect of Grain Size and Porosity on the Transverse Bend Strength and Elastic Modulus of Hot Pressed Alumina and Magnesia*, J. Am. Ceram. Soc. 40, (4), 187 (1961)
- [26]. V.M. Sreekumar "A Feasibility Study On The Formation Of MgAl₂O₄/Al Insitu MMC From Silica Source" International Symposium of Research Students on Material Science and Engineering December 20-22, 2004, Chennai, India
- [27]. N. Eustathopoulos 'Interfacial bonding, wettability and reactivity in metal/oxide systems', Journal Physics. III France 4 (1994) 1865-1881
- [28]. X. B. ZHOU, *Reactive Wetting Of Liquid Metals On Ceramic Substrates*" Acta mater. Vol. 44, No.2, PP. 421-426, 1996.
- [29]. Delannay, F., Froyen, L. & Deruyttere, A. *Review: The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites*. J. Mater. Sci. 22, 1±16. (1987).
- [30]. S. Elomari", "Thermal expansion behavior of particulate metal-matrix composites" Composites Science and Technology 58 (1998) 369-376.

- [31]. S. Long "Structure and properties of SiCp/AlCuMg squeeze cast composites for structural applications" CIMTEC-World Ceramics Congress, Ceramics - Part C, Florence, Italy, 14-19. June 1998.
- [32]. Youngman Kim, "The interfacial reaction products and mechanical properties with oxidized layer thickness of SiC particle in 2014Al/SiC composites" Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 654 © 2001 Materials Research Society.
- [33]. K.M. Shorowordi "Microstructure and interface characteristics of B_4C , SiC and Al_2O_3 reinforced Al matrix composites: a comparative study" Journal of Materials Processing Technology 142 (2003) 738-743.
- [34]. L.M. Tham, M. Gupta "Effect of limited matrix-reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium-silicon carbide composites" Acta mater. 49 (2001) 3243-3253.
- [35]. Manoj K. Jain, "Processing, microstructure and properties of 2124Al-SiC composites, Engineering and technology (1993).
- [36]. G. SCHWIER, Characterization Of SiC Powder And The Influence Of Powder Properties On Sintering" Pure & Appl. Chem., Vol. 69, No. 6, pp. 1305-1316, 1997.
- [37]. R C Agarwala "Electroless alloy/composite coatings", Sadhana Vol. 28, Parts 3 & 4, June/August 2003, pp. 475-493.
- [38]. A. Urena-Fernández "Interfacial characterization using transmission electron microscopy examination of the diffusion bonding of SiC whisker-reinforced aluminum alloys" J. Mater. Res., Vol. 14, No. 3, Mar 1999.
- [39]. J.C. Lee "Methodologies to observe and characterize interfacial reaction products in $(Al_2O_3)/Al$ and SiC/Al composites-using SEM, XRD, TEM" Scripta Materialia, Vol. 35, No. 6, pp. 721-726, 1996.
- [40]. A. Urena "Electroless multilayer coatings on aluminium-silicon carbide composites for electronics packaging" Journal of the European Ceramic Society 27 (2007).
- [41]. T. Sritharan "A feature of the reaction between Al and SiC particles in an MMC" Materials Characterization 47 (2001).
- [42]. J.A. Aguilar-Martínez, Effect of particle size and Mg content on the processing parameters of Al-Si-Mg/SiCp composites processed by pressureless infiltration, Revista Mexicana De Fisica 53 (3) 205-209, 2007.
- [43]. Asthana, R. Review: Reinforced cast metals. Part II. Evolution of the interface. J. Mater. Sci. 33, 1959±1980, (1998).
- [44]. Vinu Zacharia Mathew, Characterization Of New Particulate MMCs Materials and Bolted Joints Through Applicable ASTM Standards, Thesis Masters of Science in Mechanical Engineering 2003.
- [45]. Wang, N., Wang, Z. & Weatherly, G.C. Formation of magnesium aluminate (Spinel) in cast SiC particulate-reinforced Al (A356) metal matrix composite. Metall. Trans, 23A, 1423± 1430 (1992).
- [46]. Zhong, W.M., L'Esperance, G. & Suery, M. Interfacial reactions in Al-Mg (5083) / Al_2O_3 p composites during fabrication and remelting. Metall. Mater. Trans. 26A, 2625±2635. (1995).
- [47]. Z. ZHOU "High-resolution electron microscope observation of interface microstructure of a cast Al-Mg-Si-Bi-Pb(6262)/ Al_2O_3 p composite "Journal of Microscopy, Vol. 201, Pt 2, February 2001, pp. 144±152.

- [48]. **M.Zainuri**, Eddy S. Siradj, D. Priadi, A. Zulfia, Sutopo, Darminto, *The effect of compaction variable to the modulus young of Al-SiC composites*, *International conference on Quality in Reseach (QIR) 6-8 september 2006*.
- [49]. **J.M. Molinaa** "Wettability in pressure infiltration of SiC and oxidized SiC particle compacts by molten Al and Al-12wt%Si alloy" *J. Mater. Res.*, Vol. 22, No. 8, Aug 2007
- [50]. **B. Torres**, "Thermal spray coatings of highly reinforced aluminium matrix composites with sol-gel silica coated SiC particles" *Surface & Coatings Technology* 201 (2007) 7552-7559
- [51]. **Carlos A. Leon-Patino** "Role of metal interlayers in the infiltration of metal-ceramic composites" *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 9 (2005) 211-218
- [52]. **V.V. Ganesh** "Effect of Reinforcement-Particle-Orientation Anisotropy on the Tensile and Fatigue Behavior of Metal-Matrix Composites" *Metallurgical And Materials Transactions Volume 34A*, Month
- [53]. **N. Eustathopoulos** "Interfacial bonding, wettability and reactivity in metal/oxid systems" , *Phvs. III France* 4 (1994) 1865-1881
- [54]. **Subodh K. Mita**, *Micromechanics for Particulate Reinforced Composites*, University of Toledo Toledo, Ohio, 1996
- [55]. **P. M. Bronsveld**, "Microstructural analysis of hot isostatically pressed Al-SiC" *Materials Science and Engineering, A* 135 (1991) 77-81
- [56]. **M.Zainuri**, Eddy S. Siradj, D. Priadi, A.Zulfia, *The influence surface coating of SiCp using ion solution of Al. Mg and Cu on microstructur and modulus elasticity of Al/SiCp composites*, *Proceeding on one day seminar on advance materials reseacd group. UKM*, 29-30 October 2007

LAMPIRAN A

I. Densitas teoritik

Tabel A1 : Densitas teoritik komposit Al-SiCp

V/V0 SiC %	M _m (gr)	M _f (gr)	V _m (gr ³)	V _f (gr ³)	Mc(gr)	V _c (cm ³)	P _t (gr/cm ³)
10	5,36	0,62	1,935018	0,213793	5,98	2,148811	2,782934
20	4,77	1,24	1,722022	0,427586	6,01	2,149608	2,795859
30	4,17	1,87	1,505415	0,644828	6,04	2,150243	2,808985
40	3,57	2,45	1,288809	0,844828	6,02	2,133636	2,821474

II. Densitas Sintering dan Porositas

Tabel A2 : Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600^oC

Waktu Tahan	Fraksi volume SiC (%)	Mg (0,02 gr)			Mg (0,25 gr)		
		ρ _t (gr/cm ³)	ρ _t (gr/cm ³)	P	ρ _t (gr/cm ³)	ρ _t (gr/cm ³)	P
2 jam	10	2,782934	2,198518	0,21	2,782934	2,170689	0,22
	20	2,795859	2,264646	0,19	2,795859	2,236687	0,2
	30	2,808985	2,471907	0,12	2,808985	2,387637	0,15
	40	2,821474	2,511112	0,11	2,821474	2,426468	0,14
4 jam	10	2,782934	2,282006	0,18	2,782934	2,226347	0,2
	20	2,795859	2,320563	0,17	2,795859	2,320563	0,17
	30	2,808985	2,443817	0,13	2,808985	2,443817	0,13
	40	2,821474	2,595756	0,08	2,821474	2,511112	0,11
6 jam	10	2,782934	2,421153	0,13	2,782934	2,337665	0,16
	20	2,795859	2,460356	0,12	2,795859	2,37648	0,15
	30	2,808985	2,556176	0,09	2,808985	2,499997	0,11
	40	2,821474	2,601399	0,078	2,821474	2,567541	0,09

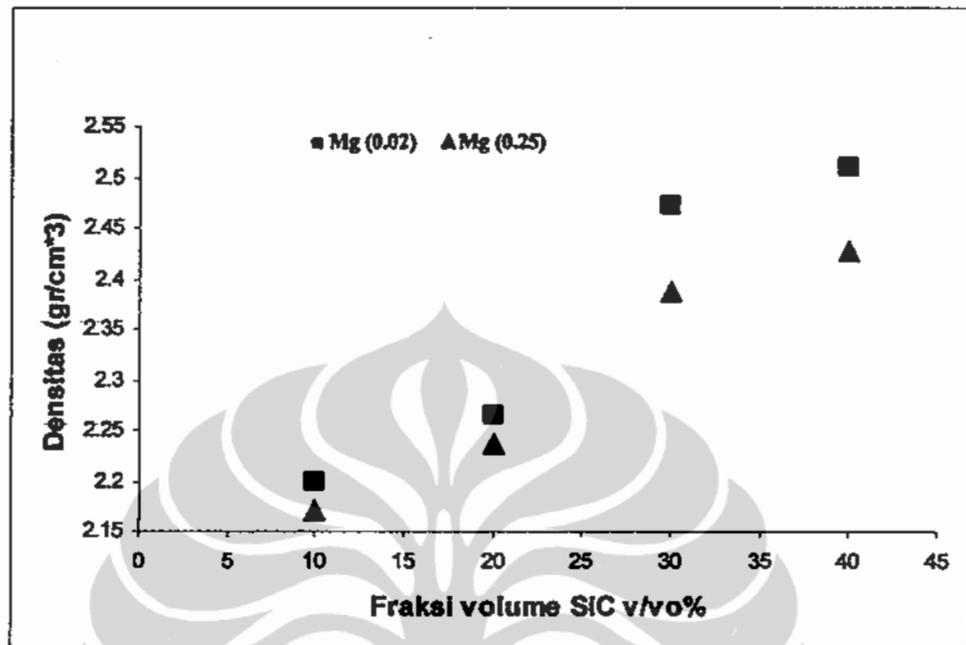
Tabel A3 : Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temepartur sinter 550°C

Waktu Tahan	Fraksi volume SiC (%)	Mg (0,02 gr)			Mg (0,25 gr)		
		ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P	ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P
2 jam	10	2,782934	2,142859	0,23	2,782934	2,087201	0,25
	20	2,795859	2,208729	0,21	2,795859	2,152811	0,23
	30	2,808985	2,247188	0,2	2,808985	2,191008	0,22
	40	2,821474	2,398253	0,15	2,821474	2,313609	0,18
4 jam	10	2,782934	2,226347	0,2	2,782934	2,142859	0,23
	20	2,795859	2,292604	0,18	2,795859	2,18077	0,22
	30	2,808985	2,443817	0,13	2,808985	2,387637	0,15
	40	2,821474	2,511112	0,11	2,821474	2,398253	0,15
6 jam	10	2,782934	2,337665	0,16	2,782934	2,142859	0,23
	20	2,795859	2,432397	0,13	2,795859	2,348522	0,16
	30	2,808985	2,556176	0,09	2,808985	2,415727	0,14
	40	2,821474	2,581649	0,085	2,821474	2,561898	0,092

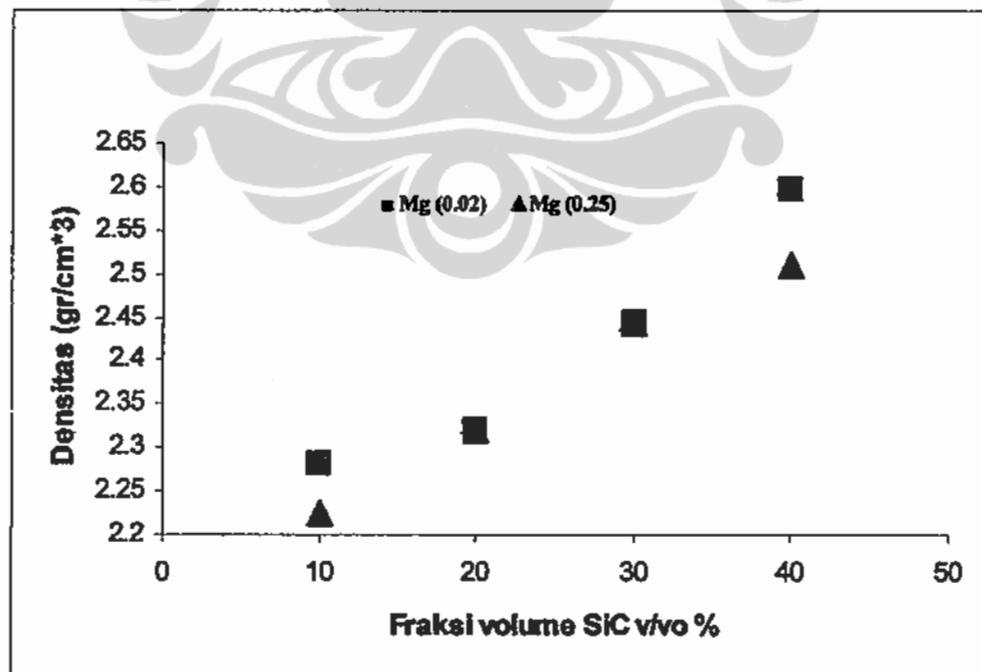
Tabel A4 : Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temepartur sinter 500°C

Waktu Tahan	Fraksi volume SiC (%)	Mg (0,02 gr)			Mg (0,25 gr)		
		ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P	ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P
2 jam	10	2,782934	2,031542	0,27	2,782934	2,003712	0,28
	20	2,795859	2,124853	0,24	2,795859	2,096894	0,25
	30	2,808985	2,247188	0,2	2,808985	2,134829	0,24
	40	2,821474	2,370038	0,16	2,821474	2,228964	0,21
4 jam	10	2,782934	2,11503	0,24	2,782934	2,087201	0,25
	20	2,795859	2,208729	0,21	2,795859	2,18077	0,22
	30	2,808985	2,247188	0,2	2,808985	2,191008	0,22
	40	2,821474	2,370038	0,16	2,821474	2,313609	0,18
6 jam	10	2,782934	2,337665	0,16	2,782934	2,282006	0,18
	20	2,795859	2,432397	0,13	2,795859	2,320563	0,17
	30	2,808985	2,499997	0,11	2,808985	2,387637	0,15
	40	2,821474	2,567541	0,09	2,821474	2,454682	0,13

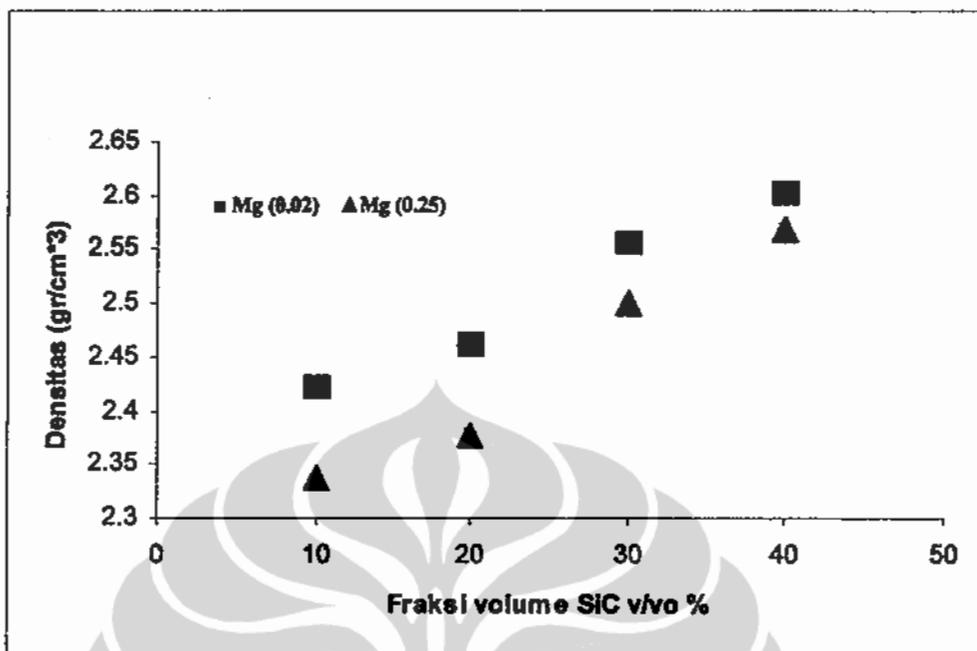
III. Grafik densitas



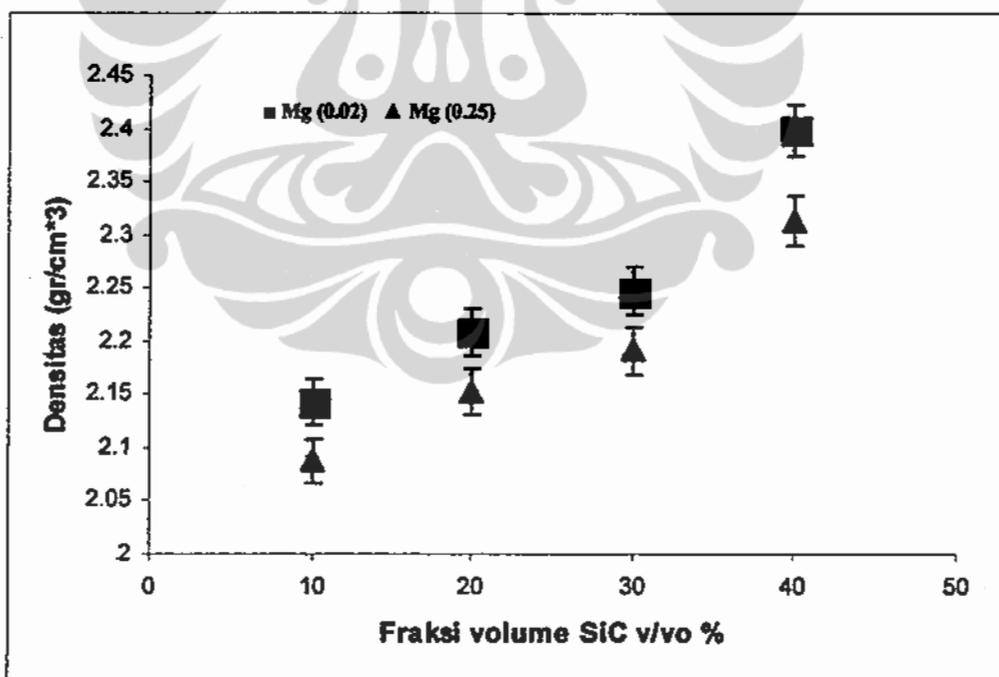
Gambar A1 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 2 jam



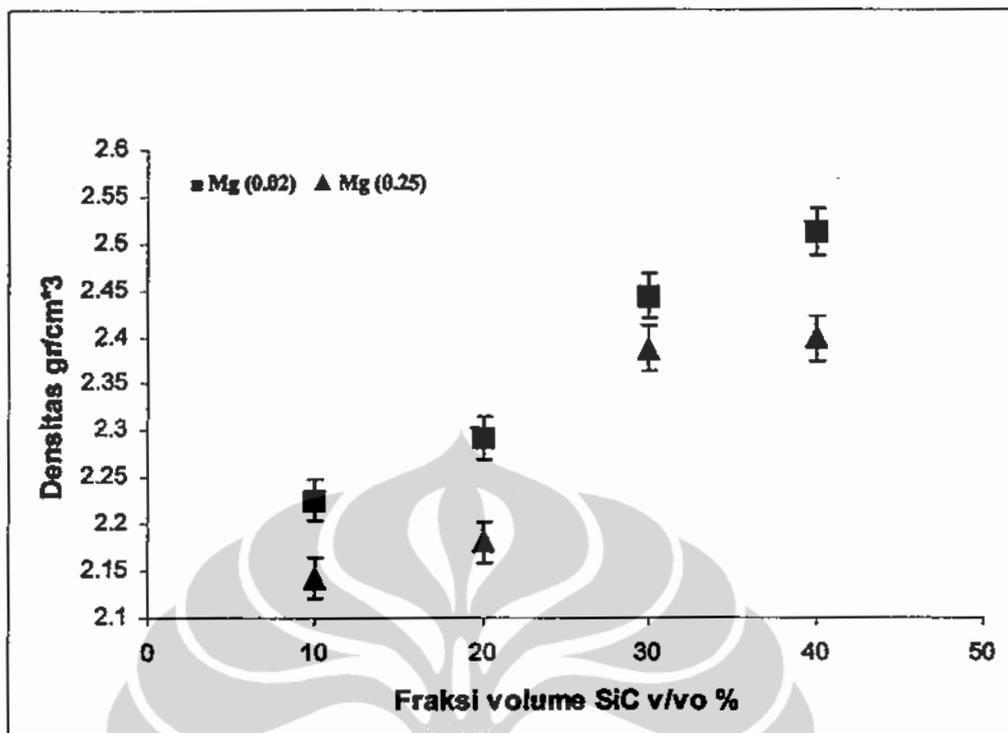
Gambar A2 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinte 600 C, Ht 4 jam



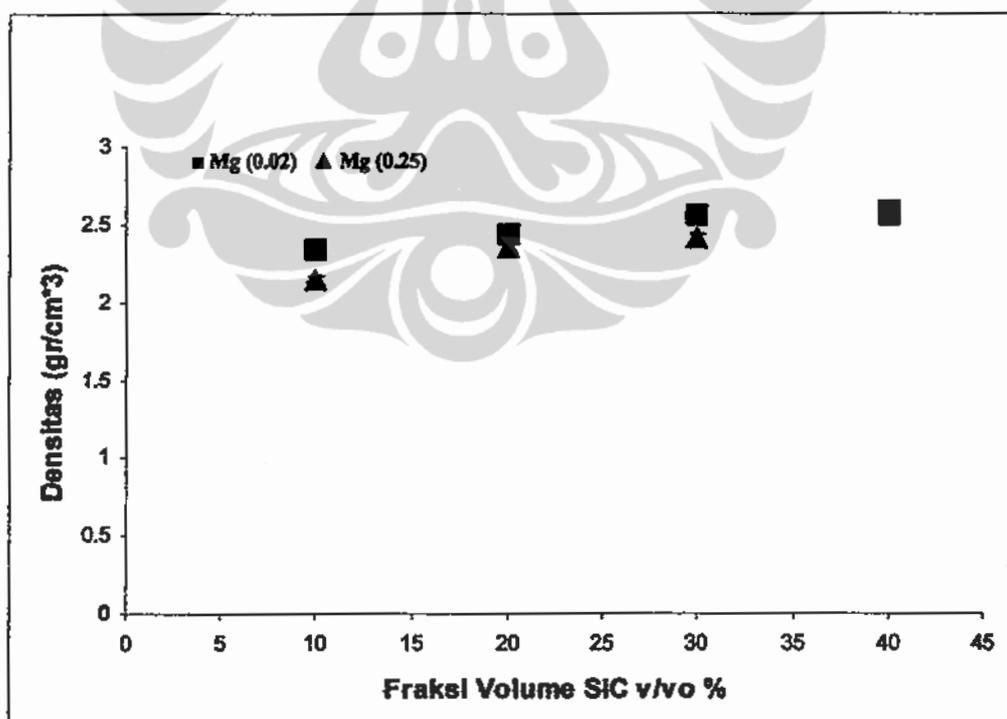
Gambar A3 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 600 C, Ht 6 jam



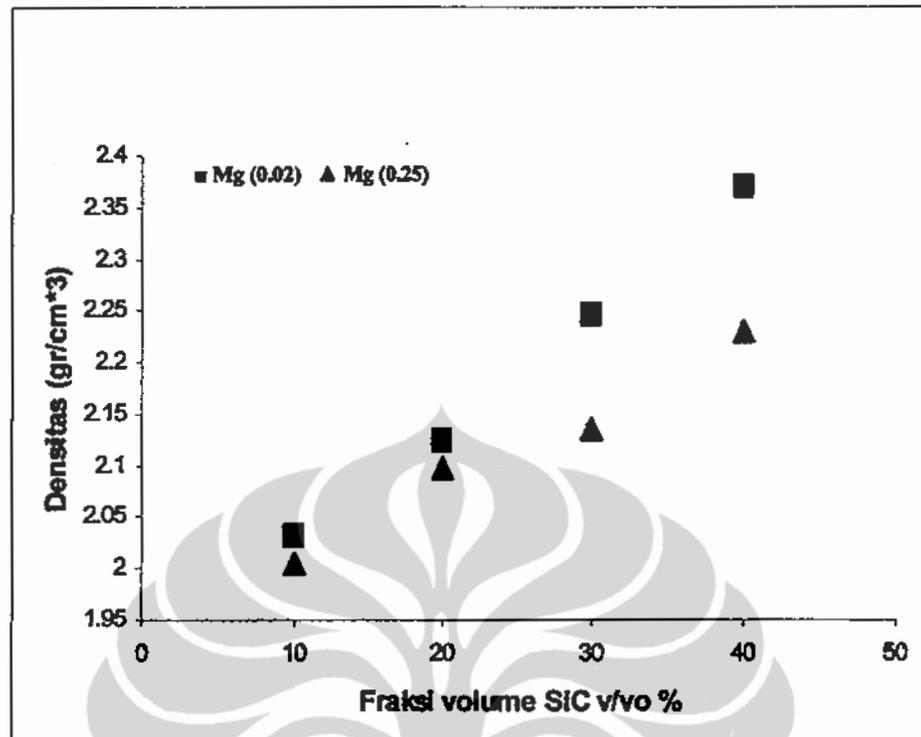
Gambar A4 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550°C, Ht 2jam



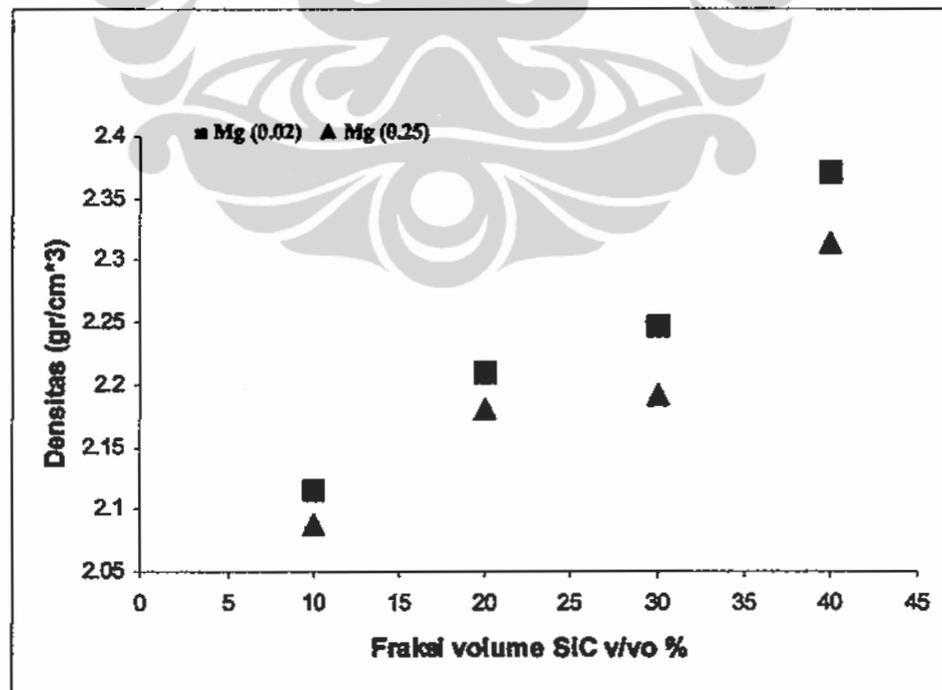
Gambar A5 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550°C, Ht 4jam



Gambar A6 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550°C, Ht 6jam



Gambar A7 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500 C, Ht 2jam



Gambar A8 : Grafik korelasi antara fraksi volume terhadap densitas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 500°C, Ht 4jam

IV. Tabel Modulus elastisitas komposit Al-SiCp

**Tabel A.5 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 600 C/Ht 2jam**

Temperatur sintering 600 ^o C waktu tahan 2 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ϵ	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ϵ	E (Gpa)
10	153,86	64	0,416	0,005	83,2	10	153,86	61,7	0,401	0,005	80,2
20	153,86	71	0,4615	0,005	92,3	20	153,86	80,1	0,5208	0,006	86,8
30	153,86	127,8	0,8309	0,007	118,7	30	153,86	88,6	0,576	0,006	96
40	153,86	101,5	0,66	0,005	132	40	153,86	143,2	0,9312	0,008	116,4

**Tabel A.6 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 600 C/Ht 4jam**

Temperatur sintering 600 ^o C / waktu tahan 4 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ϵ	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ϵ	E (Gpa)
10	153,86	78,2	0,5082	0,006	84,7	10	153,86	62,8	0,4085	0,005	81,7
20	153,86	75,8	0,493	0,005	98,6	20	153,86	67,1	0,4365	0,005	87,3
30	153,86	92,4	0,601	0,005	120,2	30	153,86	107,5	0,6986	0,007	99,8
40	153,86	112,5	0,7315	0,005	146,3	40	153,86	150,1	0,976	0,008	122

**Tabel A.7 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 600 C/Ht 6jam**

Temperatur sintering 600 ^o C / waktu tahan 6 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ϵ	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ϵ	E (Gpa)
10	153,86	66,9	0,435	0,005	87	10	153,86	64,3	0,418	0,005	83,6
20	153,86	78,7	0,512	0,005	102,4	20	153,86	86	0,5592	0,006	93,2
30	153,86	95,1	0,6185	0,005	123,7	30	153,86	112,2	0,7294	0,007	104,2
40	153,86	115	0,7475	0,005	149,5	40	153,86	138	0,8974	0,007	128,2

**Tabel A.8 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 550 C/Ht 2jam**

Temperatur sintering 550 ^o C / waktu tahan 2 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)
10	153,86	63,5	0,413	0,005	82,6	10	153,86	59,6	0,3875	0,005	77,5
20	153,86	80,7	0,525	0,006	87,5	20	153,86	78,1	0,5076	0,006	84,6
30	153,86	105,3	0,6846	0,007	97,8	30	153,86	101,4	0,6594	0,007	94,2
40	153,86	91,5	0,595	0,005	119	40	153,86	126,5	0,8224	0,008	102,8

**Tabel A.9 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 550 C/Ht 4jam**

Temperatur sintering 550 ^o C / waktu tahan 4 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)
10	153,86	76,6	0,498	0,006	83	10	153,86	61,1	0,397	0,005	79,4
20	153,86	69,8	0,454	0,005	90,8	20	153,86	65,5	0,426	0,005	85,2
30	153,86	98	0,6372	0,006	106,2	30	153,86	88,6	0,576	0,006	96
40	153,86	95,9	0,6235	0,005	124,7	40	153,86	143,2	0,9312	0,008	116,4

**Tabel A.10 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 550 C/Ht 6jam**

Temperatur sintering 550 ^o C / waktu tahan 6 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)
10	153,86	66	0,4295	0,005	85,9	10	153,86	63	0,41	0,005	82
20	153,86	74,1	0,482	0,005	96,4	20	153,86	80,7	0,5244	0,006	87,4
30	153,86	120,6	0,784	0,007	112	30	153,86	75,7	0,4925	0,005	98,5
40	153,86	161,5	1,0496	0,008	131,2	40	153,86	131	0,8519	0,007	121,7

**Tabel A.11 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 500 C/Ht 2 jam**

Temperatur sintering 500°C / waktu tahan 2 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)
10	153,86	61	0,397	0,005	79,4	10	153,86	51,9	0,3375	0,005	67,5
20	153,86	77,7	0,5052	0,006	84,2	20	153,86	84,2	0,5474	0,007	78,2
30	153,86	96,7	0,6286	0,007	89,8	30	153,86	89,1	0,5796	0,007	82,8
40	153,86	120,4	0,7826	0,007	111,8	40	153,86	106,2	0,6902	0,007	98,6

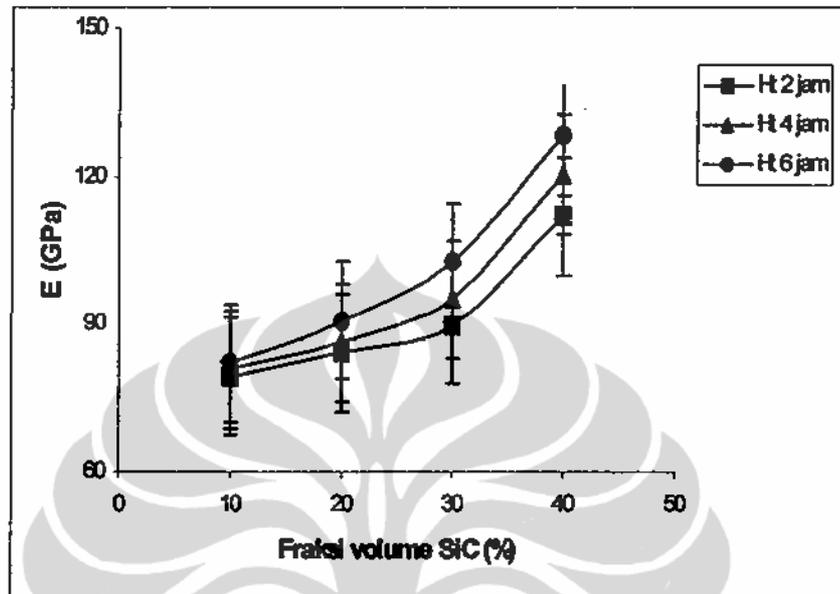
**Tabel A.12 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 500 C/Ht 4 jam**

Temperatur sintering 500°C / waktu tahan 4 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)
10	153,86	74,6	0,4848	0,006	80,8	10	153,86	54,4	0,354	0,005	70,8
20	153,86	66,3	0,431	0,005	86,2	20	153,86	74,8	0,4866	0,006	81,1
30	153,86	102,3	0,665	0,007	95	30	153,86	93,7	0,609	0,007	87
40	153,86	92,5	0,6015	0,005	120,3	40	153,86	127,6	0,8296	0,008	103,7

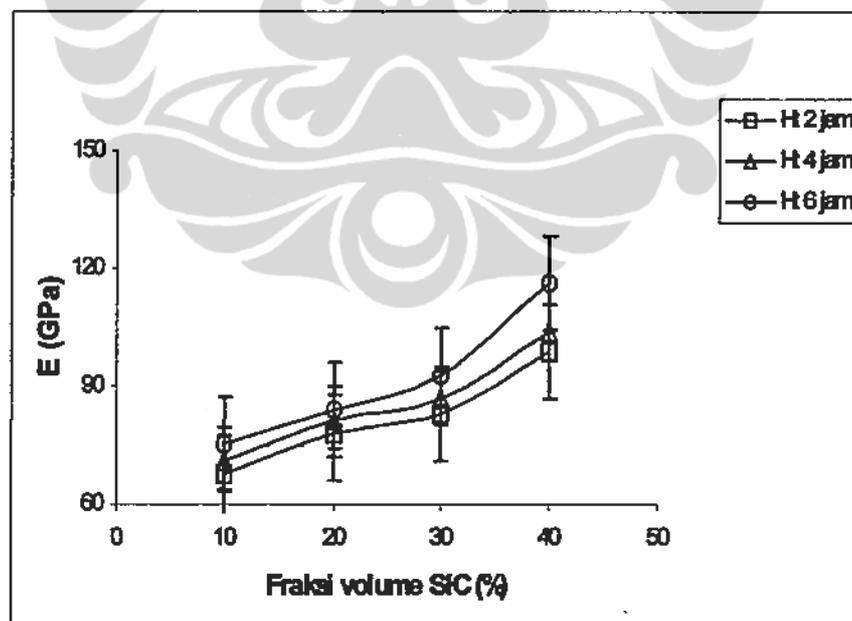
**Tabel A.13 : Tabel pengukuran uji Compression test pada komposit Al-SiCp
T 500 C/Ht 6 jam**

Temperatur sintering 500°C / waktu tahan 6 jam											
Mg(0,02)						Mg(0,25)					
Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)	Vf (%)	A x10 ⁻⁶ (m ²)	F (kN)	σ (Gpa)	ε	E (Gpa)
10	153,86	75,8	0,4926	0,006	82,1	10	153,86	58	0,377	0,005	75,4
20	153,86	69,7	0,4535	0,005	90,7	20	153,86	77,7	0,5052	0,006	84,2
30	153,86	110,5	0,7182	0,007	102,6	30	153,86	71,2	0,463	0,005	92,6
40	153,86	157,8	1,0256	0,008	128,2	40	153,86	142,8	0,928	0,008	116

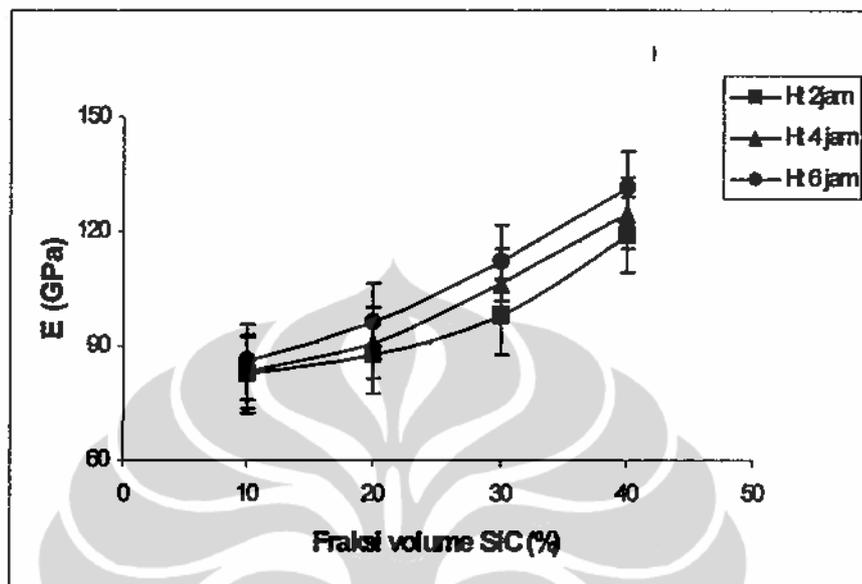
V. Grafik modulus elastisitas terhadap fraksi volume SiC komposit Al-SiCp



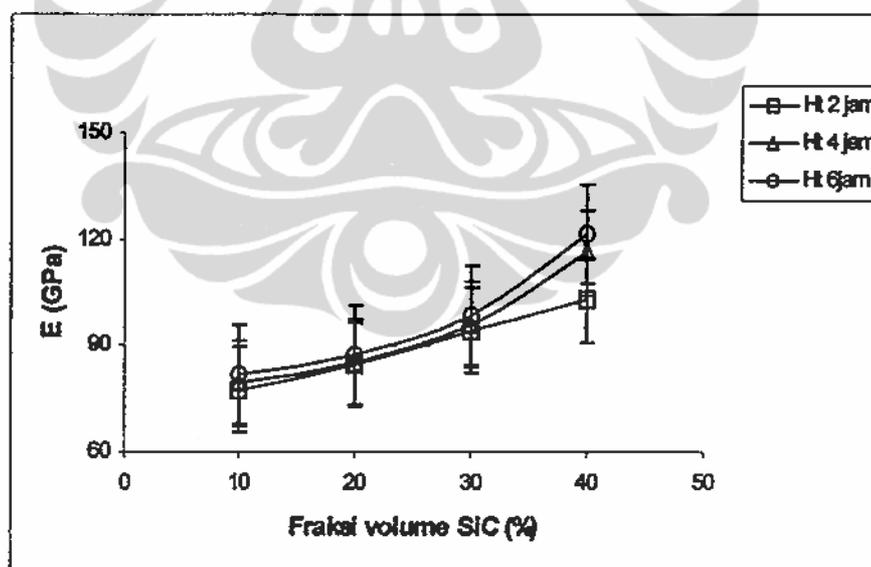
Gambar A 10 : Modulus elastisitas Al-SiC variable fraksi volume penguat SiC pada T 500 C Mg (0.02)



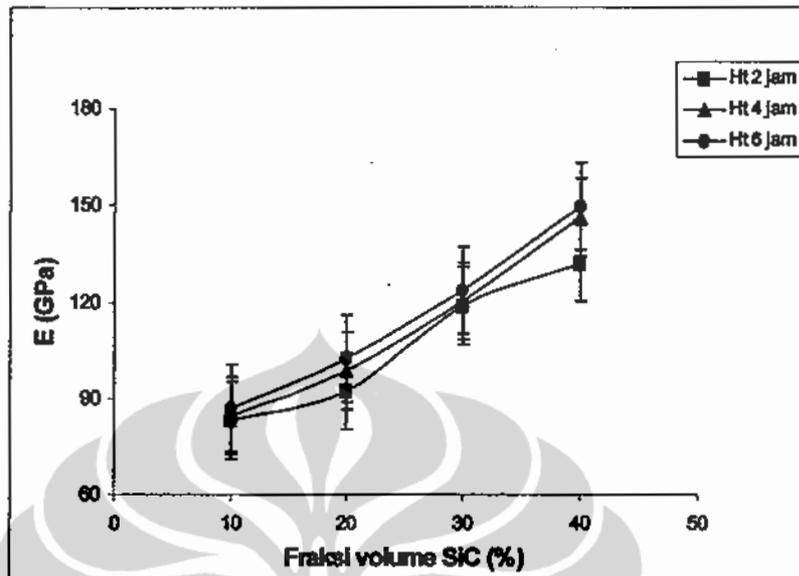
Gambar A 11 : Modulus elastisitas Al-SiC variable fraksi volume penguat SiC pada T 500 C Mg (0.25)



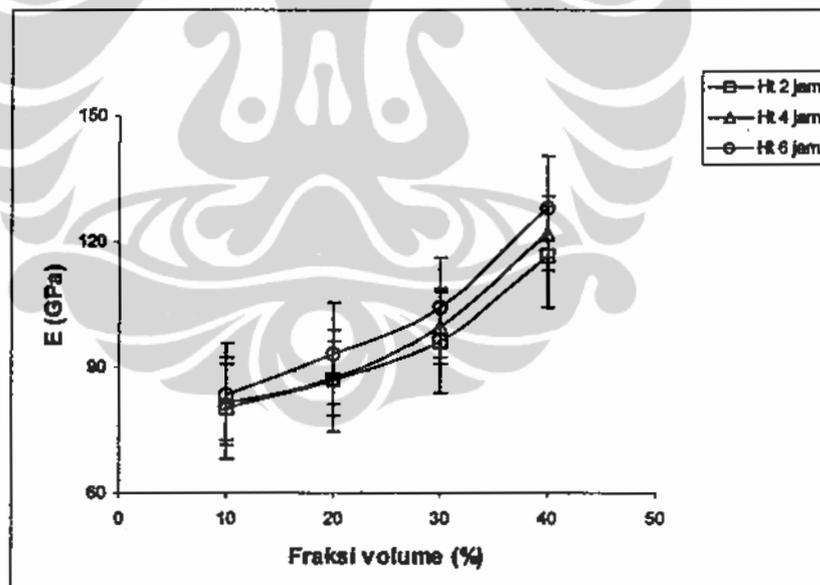
Gambar A 12 : Modulus elastisitas Al-SiC variable fraksi volume penguat SiC pada T 550 °C Mg (0.02)



Gambar A 13 : Modulus elastisitas Al-SiC variable fraksi volume penguat SiC pada T 550 °C Mg (0.25)

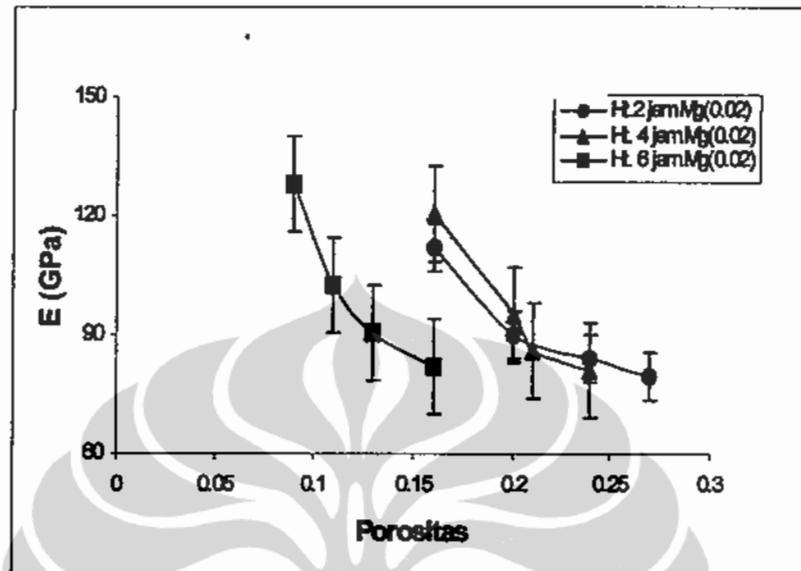


Gambar A 14 : Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 600 C Mg (0,02)

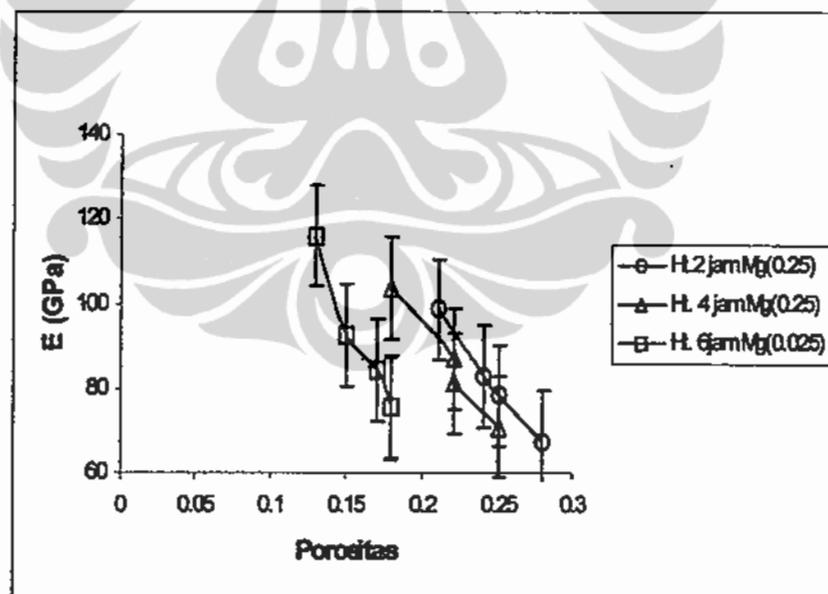


Gambar A 15 : Modulus elastisitas Al-SiC variabel fraksi volume penguat SiC pada T 600 C Mg (0,25)

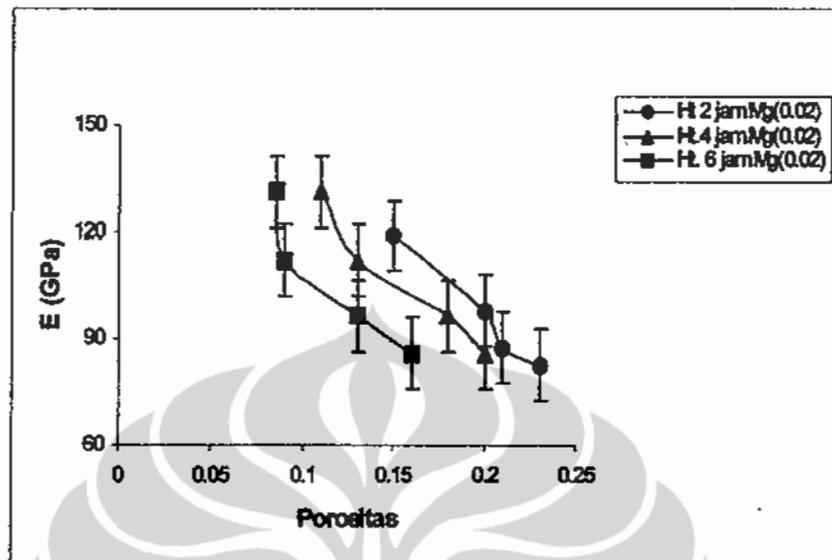
V. Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp



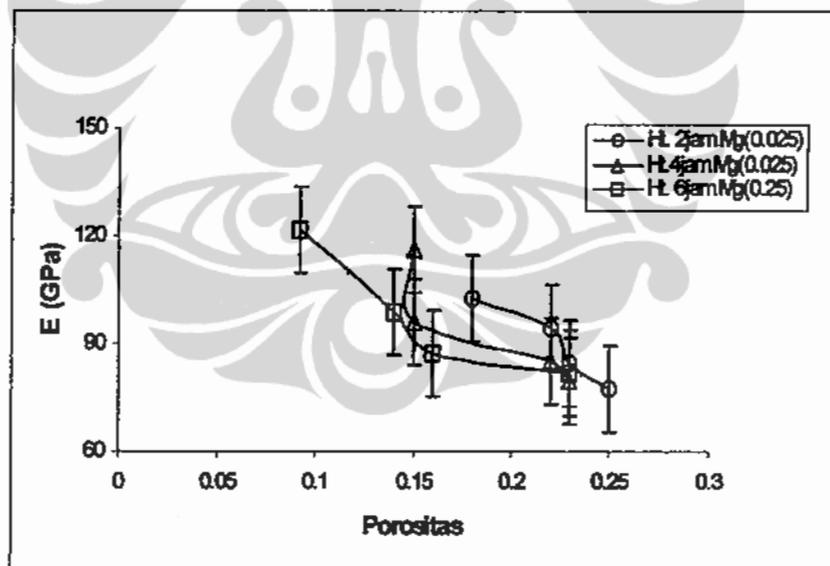
Gambar A16 : Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp. Pada temperatur sinter 500°C, Mg(0.02)



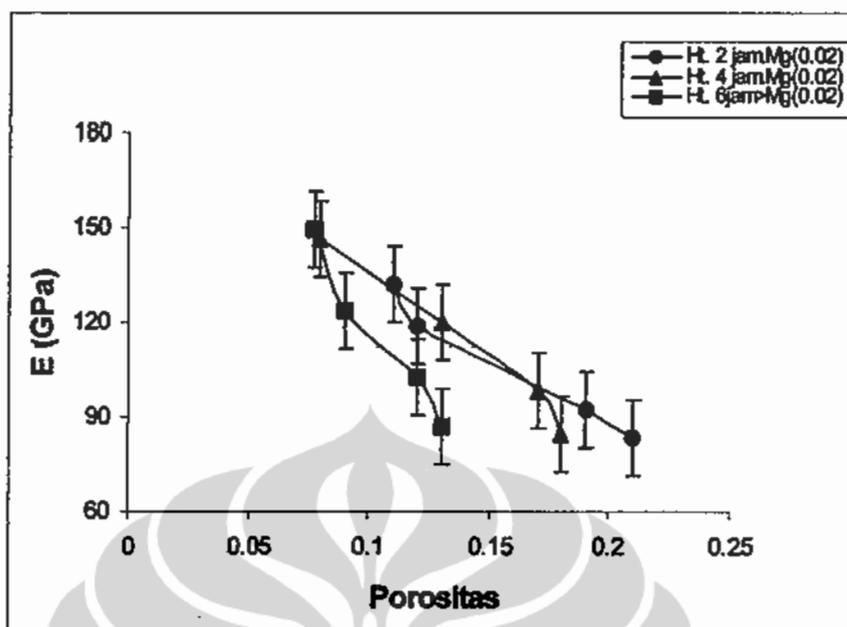
Gambar A17 : Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp. Pada temperatur sinter 500°C, Mg(0.25)



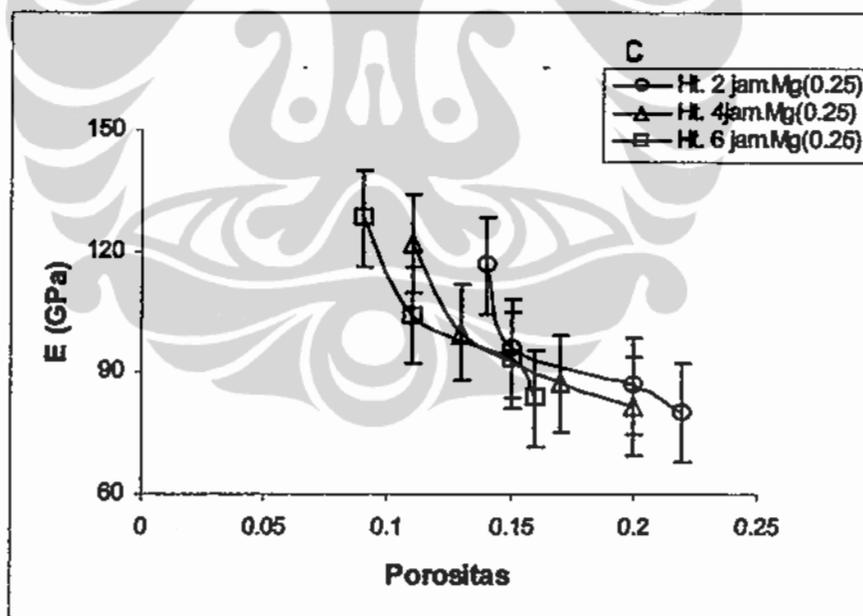
Gambar A18 : Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp. Pada temperature sinter 550 °C, Mg(0.02)



Gambar A19 : Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp. Pada temperatur sinter 550 °C, Mg(0.25)



Gambar A20 : Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al SiCp. Pada temperature sintering 600 °C dan Mg(0,02)



Gambar A21 : Grafik modulus elastisitas terhadap porositas komposit Al-SiCp. Pada temperatur sinter 600 °C dan Mg(0.25)

LAMPIRAN B

Tabel B1 : Densitas teoritik komposit Al-SiCp

V/V0 SiC %	M _m (gr)	M _r (gr)	V _m (gr ³)	V _f (gr ³)	Mc(gr)	V _c (cm ³)	ρ _t (gr/cm ³)
10	5,36	0,62	1,935018	0,213793	5,98	2,148811	2,782934
20	4,77	1,24	1,722022	0,427586	6,01	2,149608	2,795859
30	4,17	1,87	1,505415	0,644828	6,04	2,150243	2,808985
40	3,57	2,45	1,288809	0,844828	6,02	2,133636	2,821474

Tabel B2 : Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temepatur sinter 600^oC

Waktu Tahan	Fraksi volume SiC (%)	Mg (0,02 gr)			Mg (0,25 gr)		
		ρ _t (gr/cm ³)	ρ _s (gr/cm ³)	P	ρ _t (gr/cm ³)	ρ _s (gr/cm ³)	P
2 jam	10	2,782934	2,198518	0,21	2,782934	2,170689	0,22
	20	2,795859	2,264646	0,19	2,795859	2,236687	0,2
	30	2,808985	2,471907	0,12	2,808985	2,387637	0,15
	40	2,821474	2,511112	0,11	2,821474	2,426468	0,14
4 jam	10	2,782934	2,282006	0,18	2,782934	2,226347	0,2
	20	2,795859	2,320563	0,17	2,795859	2,320563	0,17
	30	2,808985	2,443817	0,13	2,808985	2,443817	0,13
	40	2,821474	2,595756	0,08	2,821474	2,511112	0,11
6 jam	10	2,782934	2,421153	0,13	2,782934	2,337665	0,16
	20	2,795859	2,460356	0,12	2,795859	2,37648	0,15
	30	2,808985	2,556176	0,09	2,808985	2,499997	0,11
	40	2,821474	2,601399	0,078	2,821474	2,567541	0,09

Tabel B3 : Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temperatur sinter 550⁰C

Waktu Tahan	Fraksi volume SiC (%)	Mg (0,02 gr)			Mg (0,25 gr)		
		ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P	ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P
2 jam	10	2,782934	2,142859	0,23	2,782934	2,087201	0,25
	20	2,795859	2,208729	0,21	2,795859	2,152811	0,23
	30	2,808985	2,247188	0,2	2,808985	2,191008	0,22
	40	2,821474	2,398253	0,15	2,821474	2,313609	0,18
4 jam	10	2,782934	2,226347	0,2	2,782934	2,142859	0,23
	20	2,795859	2,292604	0,18	2,795859	2,18077	0,22
	30	2,808985	2,443817	0,13	2,808985	2,387637	0,15
	40	2,821474	2,511112	0,11	2,821474	2,398253	0,15
6 jam	10	2,782934	2,337665	0,16	2,782934	2,142859	0,23
	20	2,795859	2,432397	0,13	2,795859	2,348522	0,16
	30	2,808985	2,556176	0,09	2,808985	2,415727	0,14
	40	2,821474	2,581649	0,085	2,821474	2,561898	0,092

Tabel B4 : Densitas dan porositas komposit Al-SiCp pada temepartur sinter 500⁰C

Waktu Tahan	Fraksi volume SiC (%)	Mg (0,02 gr)			Mg (0,25 gr)		
		ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P	ρ_t (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	P
2 jam	10	2,782934	2,031542	0,27	2,782934	2,003712	0,28
	20	2,795859	2,124853	0,24	2,795859	2,096894	0,25
	30	2,808985	2,247188	0,2	2,808985	2,134829	0,24
	40	2,821474	2,370038	0,16	2,821474	2,228964	0,21
4 jam	10	2,782934	2,11503	0,24	2,782934	2,087201	0,25
	20	2,795859	2,208729	0,21	2,795859	2,18077	0,22
	30	2,808985	2,247188	0,2	2,808985	2,191008	0,22
	40	2,821474	2,370038	0,16	2,821474	2,313609	0,18
6 jam	10	2,782934	2,337665	0,16	2,782934	2,282006	0,18
	20	2,795859	2,432397	0,13	2,795859	2,320563	0,17
	30	2,808985	2,499997	0,11	2,808985	2,387637	0,15
	40	2,821474	2,567541	0,09	2,821474	2,454682	0,13

Tabel B5 : Porositas komposit Al-SiCp dengan fungsi temperature sintering dan fraksi volume 10 % dan 40 %

Fraksi volume SiC v/v _o	Temperatur sintering	Porositas					
		Holding time					
		2 jam		4 jam		6 jam	
		Mg(0,02)	Mg(0,25)	Mg(0,02)	Mg(0,25)	Mg(0,02)	Mg(0,25)
10%	500	0,27	0,28	0,24	0,25	0,16	0,18
	550	0,23	0,25	0,2	0,23	0,16	0,23
	600	0,21	0,22	0,18	0,2	0,13	0,16
40%	500	0,16	0,21	0,16	0,18	0,09	0,13
	550	0,15	0,18	0,11	0,15	0,085	0,092
	600	0,11	0,14	0,08	0,11	0,078	0,09

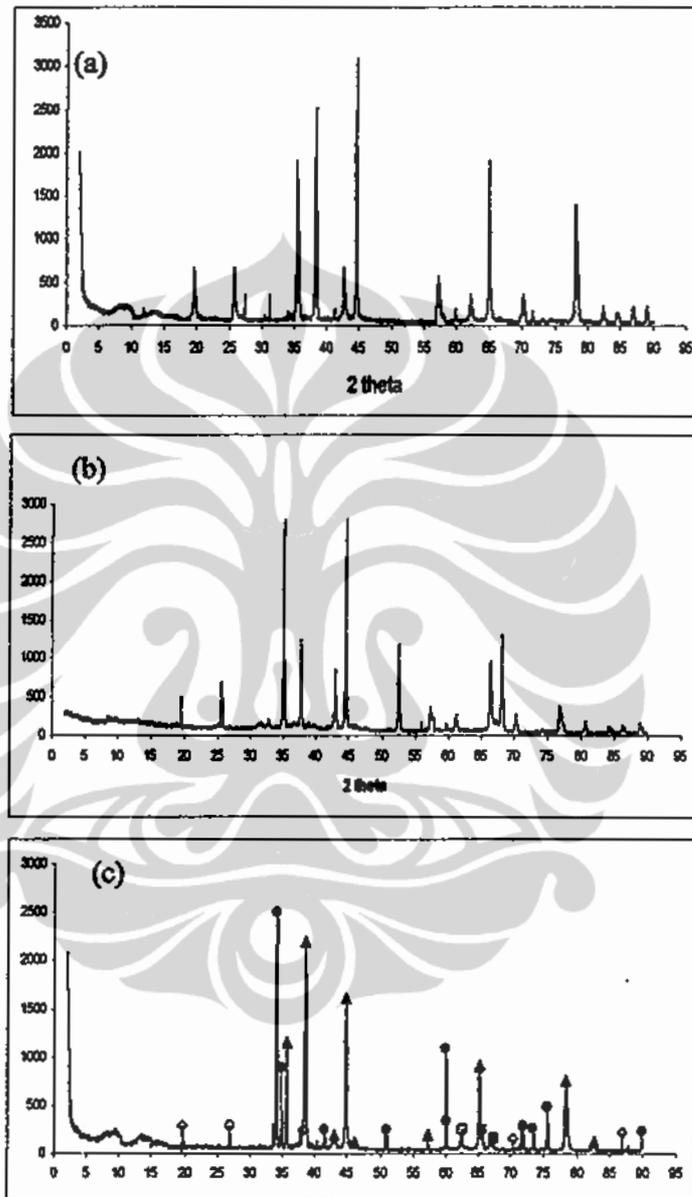
Tabel B 6 : Porositas komposit Al-SiCp dengan Holding time sintering dan fraksi volume 10 % dan 40 %

Fraksi volume SiC v/v _o	Waktu Tahan	Porositas					
		Temperatur sintering (°C)					
		500		550		600	
		Mg(0,02)	Mg(0,25)	Mg(0,02)	Mg(0,25)	Mg(0,02)	Mg(0,25)
10 %	2	0,27	0,28	0,23	0,25	0,21	0,22
	4	0,24	0,25	0,2	0,23	0,18	0,2
	6	0,16	0,18	0,16	0,23	0,13	0,16
40%	2	0,16	0,21	0,15	0,18	0,11	0,14
	4	0,16	0,18	0,11	0,15	0,08	0,11
	6	0,09	0,13	0,085	0,092	0,078	0,09
	2	0,16	0,21	0,15	0,18	0,11	0,14

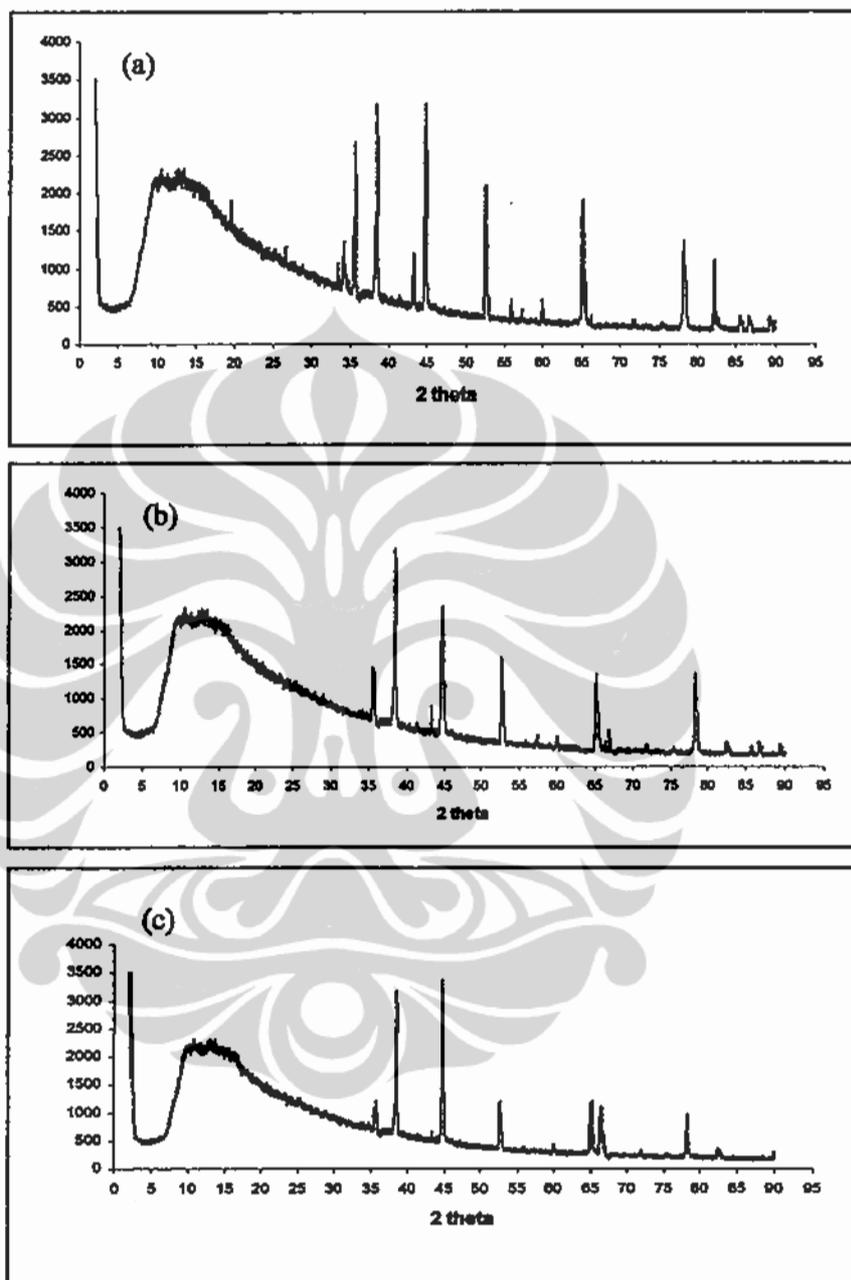
Tabel B7 : Densitas komposit Al-SiCp variabel dari temperatur sinter dan waktu tahan dan fraksi volume penguat SiC

Waktu Tahan (jam)	Temperatur sinter	DENSITAS (gr/cm ³)							
		Mg (0,02 gr)				Mg (0,25 gr)			
		Fraksi volume SiC				Fraksi volume SiC			
		10%	20%	30%	40%	10%	20%	30%	40%
2	500	2,03	2,12	2,25	2,37	2	2,01	2,13	2,23
	550	2,14	2,21	2,25	2,4	2,09	2,15	2,19	2,31
	600	2,2	2,26	2,47	2,51	2,17	2,24	2,39	2,43
4	500	2,12	2,21	2,25	2,37	2,09	2,18	2,19	2,31
	550	2,23	2,29	2,44	2,51	2,14	2,18	2,39	2,4
	600	2,28	2,32	2,44	2,59	2,23	2,32	2,44	2,51
6	500	2,34	2,43	2,5	2,57	2,28	2,32	2,39	2,45
	550	2,34	2,43	2,56	2,58	2,14	2,35	2,42	2,56
	600	2,42	2,46	2,56	2,6	2,34	2,38	2,5	2,57

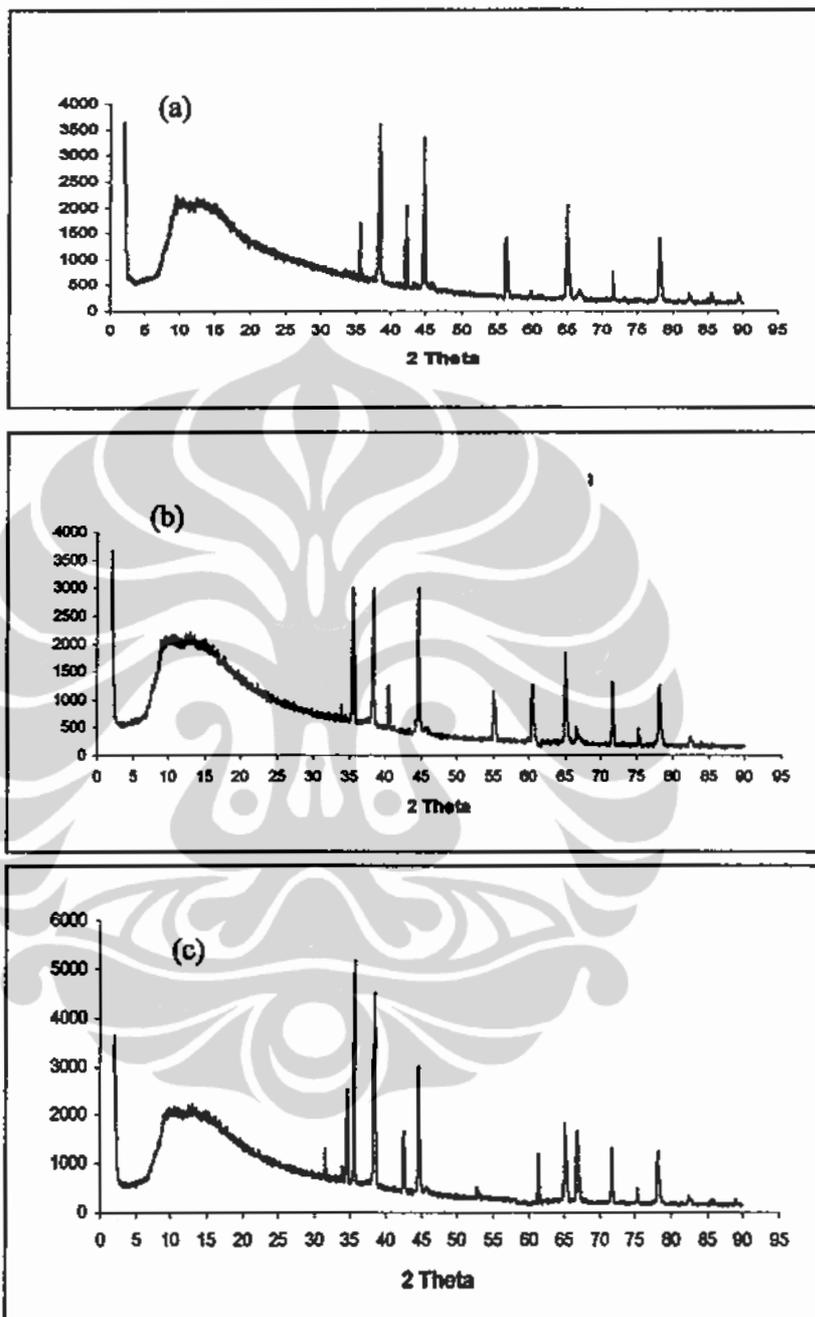
LAMPIRAN C



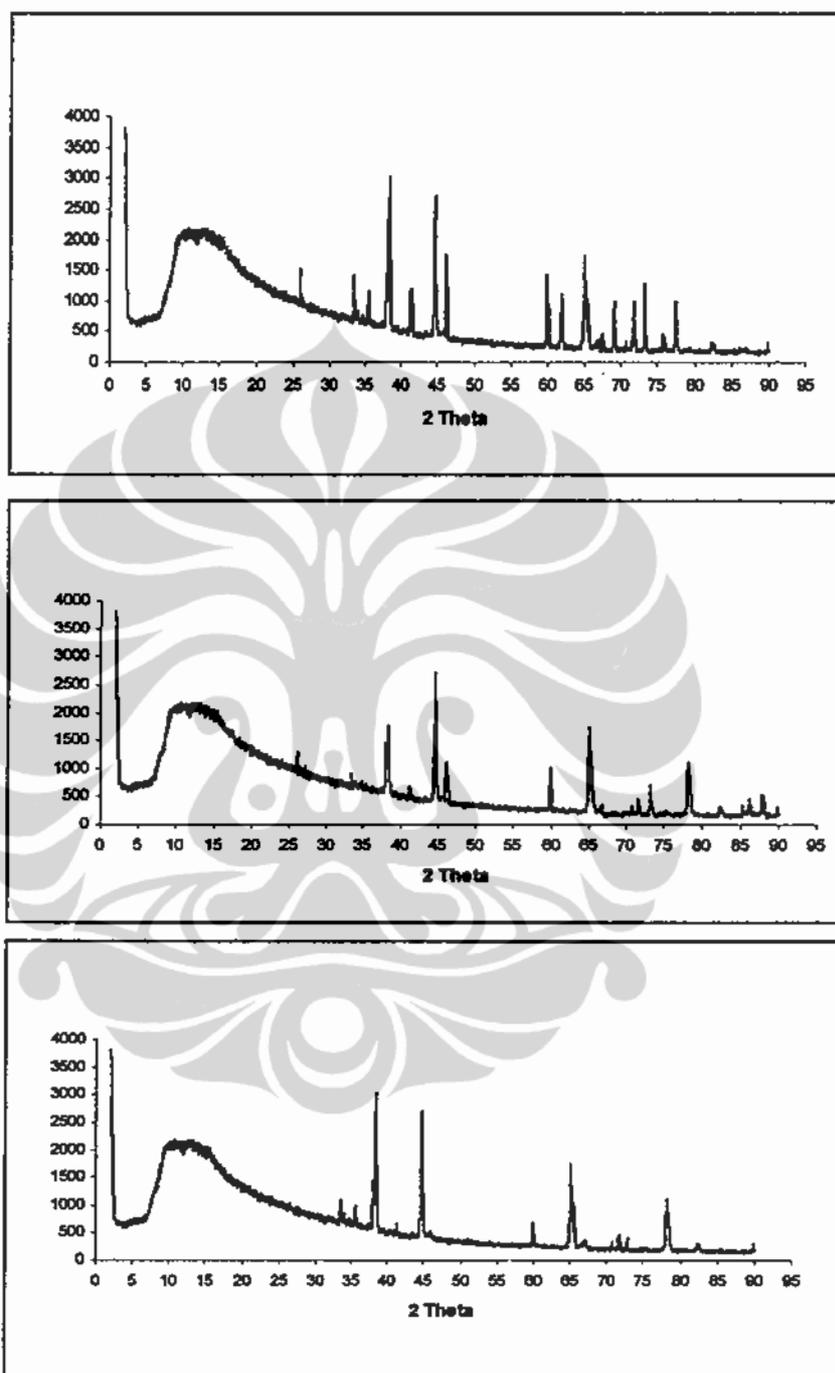
Gambar C1 : X-RD Al-SiCp /Mg = 0,02 Gr - v/vo 40 % - Ht = 4 jam, Temperatur sinter (a) 600^o C (b) 500^o C (c) 500^o C



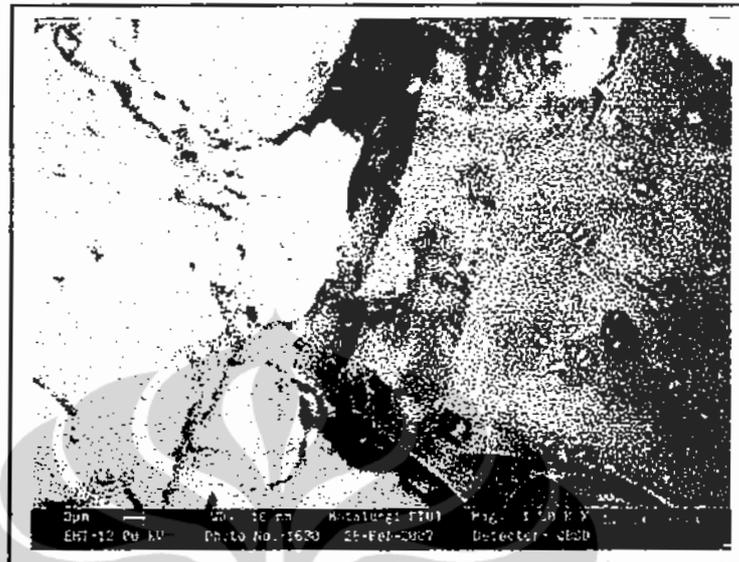
Gambar C2 : X-RD Al-SiCp /Mg = 0,02 Gr - v/vo 30 % - temperatur sinter 600^o C, waktu tahan (a) 6 jam (b) 4 jam (c) 2 jam



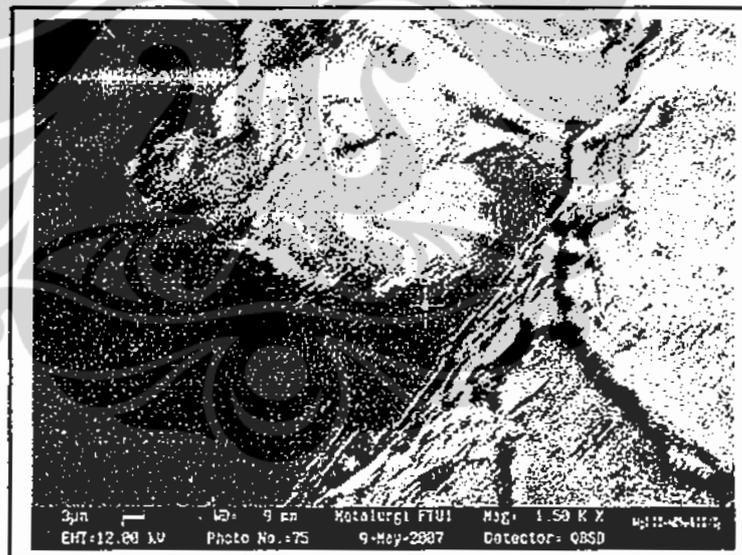
Gambar C3 : X-RD Al-SiCp /Mg = 0,25 Gr – v/vo 40 % - temperatur sinter 600^o C, waktu tahan (a) 2 jam (b) 4 jam (c) 6 jam



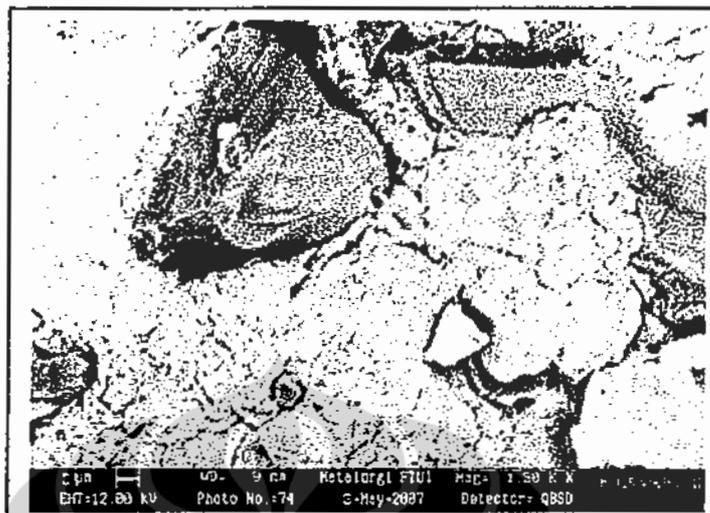
Gambar C4 : X-RDAI-SiCp /Mg = 0,25 Gr – v/vo 40 % - Ht = 4 jam, Temperatur sinter (a) 600° C (b) 500° C (c) 500° C



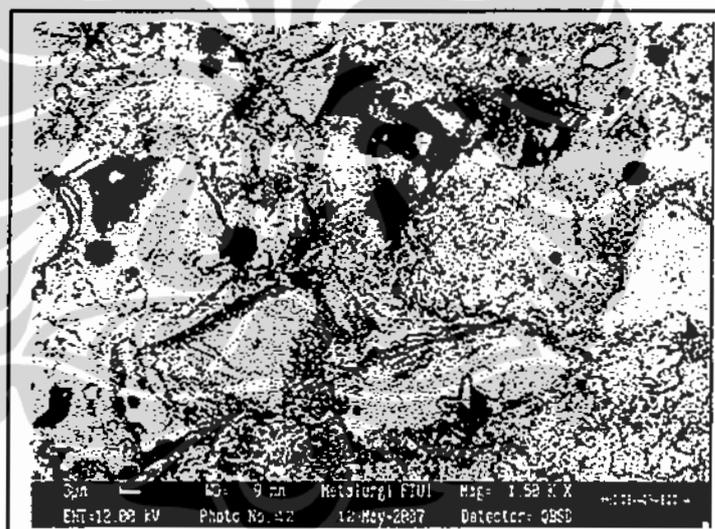
Gambar D3 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T600/Ht 4 jam



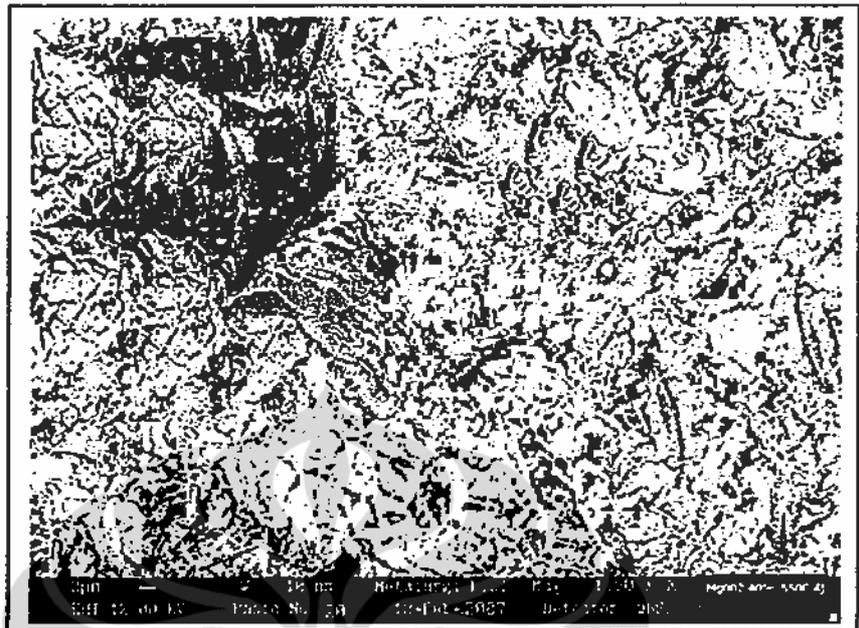
Gambar D4 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-40%-T600/Ht 6 jam



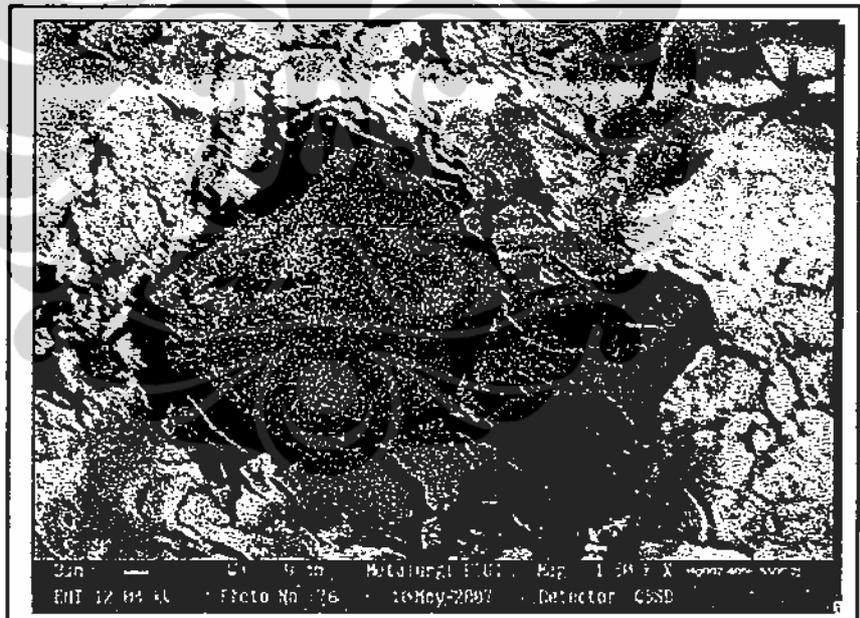
Gambar D5 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,25)-40%-T600/Ht 2jam



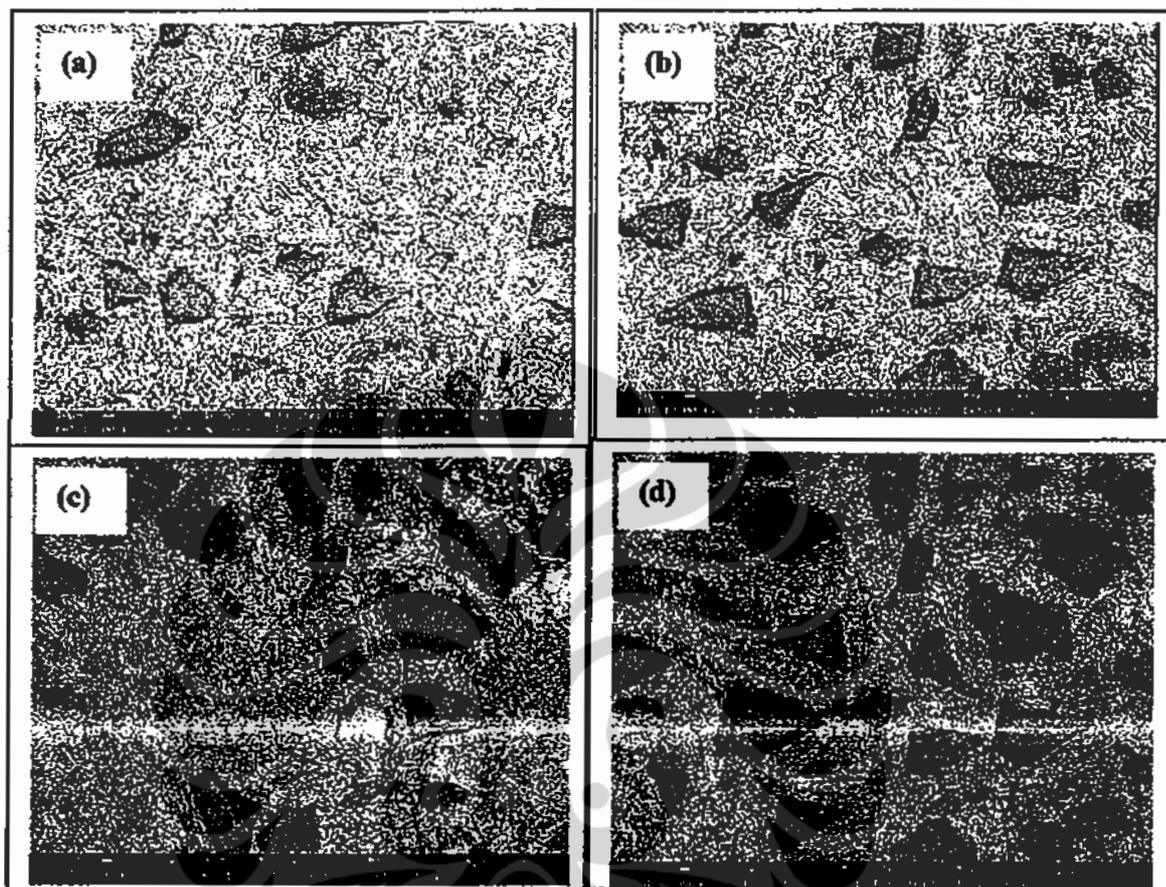
Gambar D6 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,25)-40%-T600/Ht 4jam



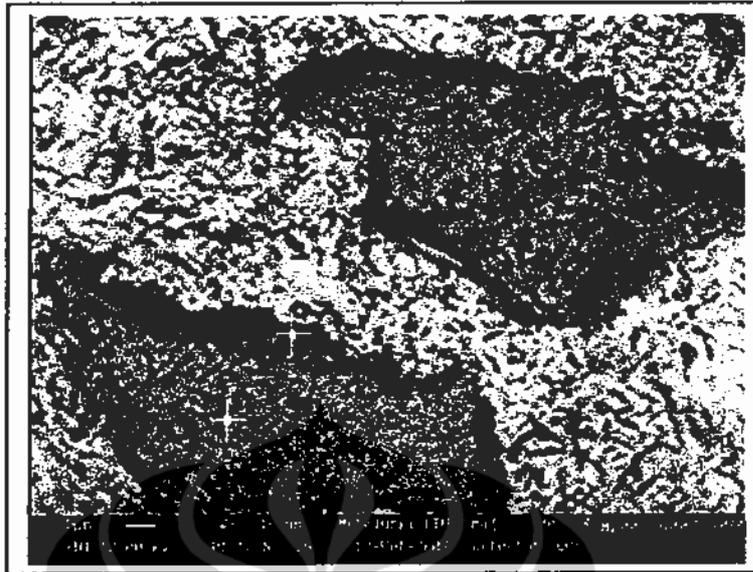
Gambar D9 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0.02)-40%-T550/Ht 4jam



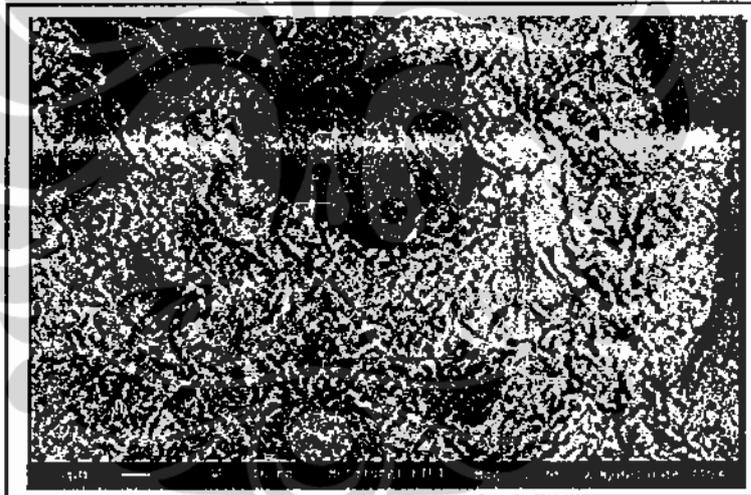
Gambar D10 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0.02)-40%-T550/Ht 2jam



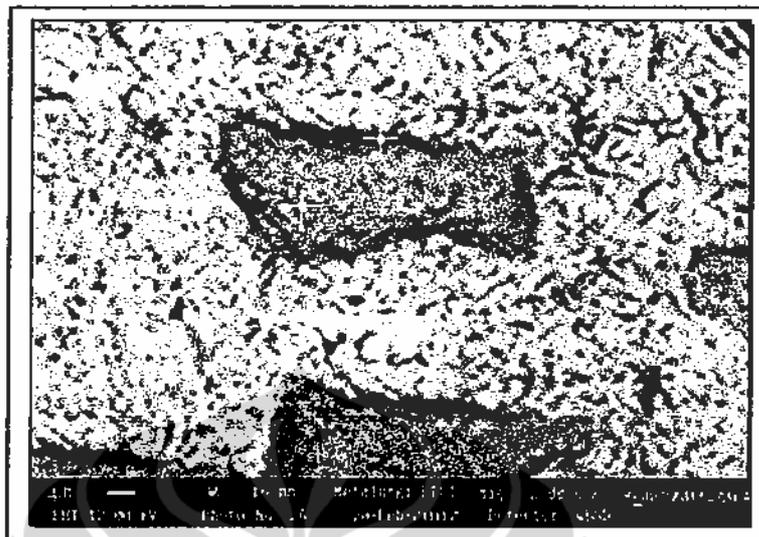
Gambar D11 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4 jam, dengan fraksi volume SiC (a) 10 % (b) 20 % (c) 30 % dan (d) 40 %



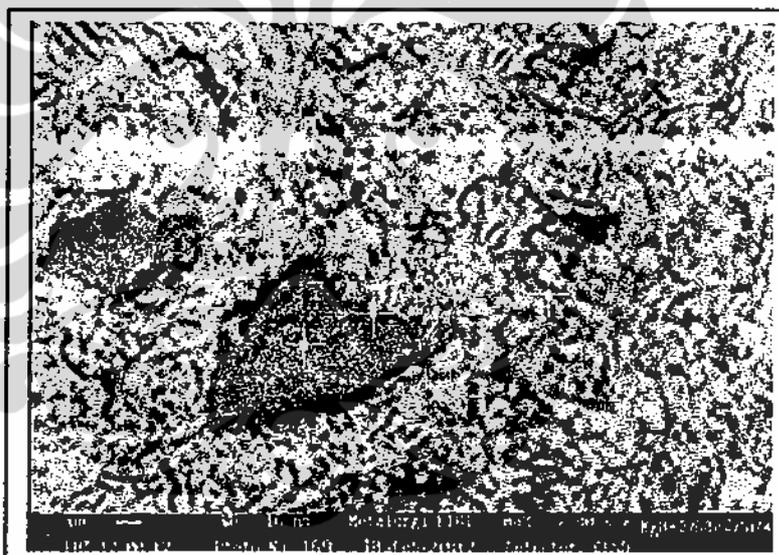
Gambar D12 : Al-SiCp (Mg 0.02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 40% (2000 X)



Gambar D13 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 30% (2000 X)



Gambar D14 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam, dengan fraksi volume SiC 20% (2000 X)



Gambar D15 : Mikrostruktur Al-SiCp (Mg 0,02)-T600/Ht 4jam , dengan fraksi volume SiC 10% (2000 X)

LAMPIRAN E



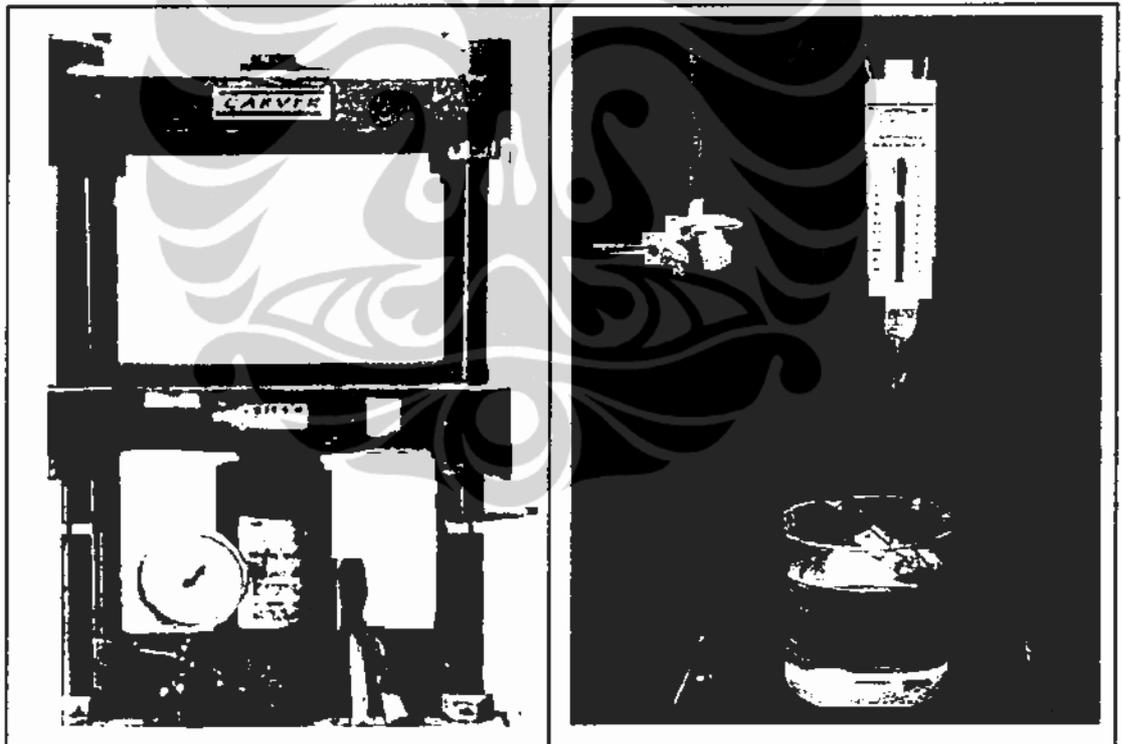
Gambar E1: Preparasi sampel dengan pemotong mikro "Isomet BUEHLER Low speed Saw"



Gambar E2 : Analisa elemen dengan menggunakan EDX DIGITAL CONTROLLER PHILIPS



Gambar E 3 : Analisa mikrostruktur dengan menggunakan HRSEM



Gambar E 4 : Kompaksi tunggal satu arah

Gambar E 5 : Pengujian Densitas Komposit



Gambar E 6 : Scanning Electrone Microscopy LEO