

**REKAYASA PROSES LAMINASI KOMPOSIT
LAMINAT HIBRID Al/SiC- Al/Al₂O₃ DALAM FASA
PADAT**

DISERTASI

Oleh :
WIDYASTUTI
8405000096



**DISERTASI INI DIAJUKAN UNTUK MELENGKAPI
PERSYARATAN PROGRAM DOKTOR BIDANG
METALURGI DAN MATERIAL**

**DEPARTEMEN METALURGI DAN MATERIAL
PROGRAM PASCASARJANA BIDANG METALURGI DAN
MATERIAL
UNIVERSITAS INDONESIA
GENAP 2008/2009**

PERNYATAAN KEASLIAN DISERTASI

Saya menyatakan dengan sesungguhnya bahwa disertasi dengan judul :

REKAYASA PROSES LAMINASI KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC- Al/Al₂O₃ DALAM FASA PADAT

Yang dibuat untuk melengkapi persyaratan Doktor Bidang Metalurgi dan Material Pascasarjana Universitas Indonesia guna memperoleh gelar Doktor, sejauh yang saya ketahui bukan tiruan atau duplikasi dari disertasi yang sudah dipublikasikan dan atau pernah dipakai untuk mendapatkan gelar kesarjanaan di lingkungan Universitas Indonesia maupun Perguruan Tinggi atau Instansi manapun, kecuali bagian yang sumber informasinya dicantumkan sebagaimana mestinya.

Depok, 23 Desember 2008

Widyastuti
NPM 8405000096

PENGESAHAN

Disertasi dengan judul :

REKAYASA PROSES LAMINASI KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC- Al/Al₂O₃ DALAM FASA PADAT

Disusun untuk melengkapi persyaratan program Doktor Bidang Metalurgi dan Material Pascasarjana Universitas Indonesia guna memperoleh gelar Doktor.

Disertasi ini telah disetujui dan telah diajukan dalam sidang promosi

Depok, 23 Desember 2008

Menyetujui

Ko-Promotor,

Promotor,

Prof. Dr. Ir. Anne Zulfia Syahrial, M.Sc
NIP. 131 644 678

Prof. Dr. Ir. Eddy. S. Siradj, M.Sc(Eng)
NIP. 139 286 214

Ko-Promotor

Dr. Ir. Dedi Priadi, DEA
NIP. 131 805 214

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. Johnny 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. Prof. Dr. Ir. Sulistijono, DEA. selaku Dekan Fakultas Teknologi Industri (FTI) ITS Surabaya
4. Ir. Mochtar Karo-Karo, M.Sc selaku Ketua Jurusan Teknik Material dan Metalurgi FTI ITS
5. Prof. Kozo Obara, Departemen Advanced Material dan Nanostructure, Kagoshima University Japan, untuk diskusi dan pemanfaatan fasilitas laboratorium High resolusi SEM dan TEM
6. Yayasan SDM IPTEK The Habibie Center, yang telah membantu Basiswa S3 bagi penulis dalam menyelesaikan program doktor.

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

Widyastuti NPM 8405000096 Departemen Metalurgi dan Material	Promotor Prof. Dr. Ir. Eddy. S. Siradj, M.Eng Ko-Promotor Prof. Dr. Ir. Anne Zulfia Syahrial, M.Sc Dr. Ir. Dedi Priadi, DEA
---	---

REKAYASA PROSES LAMINASI KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC- Al/Al₂O₃ DALAM FASA PADAT

ABSTRAK

Saat ini, istilah komposit laminat pada umumnya hanya digunakan untuk menyebut komposit bermatrik polimer padahal material laminasi yang berbasis logam juga dapat disebut komposit laminasi (LMCs). Proses pembuatan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dilakukan dengan metalurgi serbuk, dimana matrik aluminium dikuatkan dengan partikel SiC dan Al₂O₃. Metode ini memungkinkan komposit laminat hibrid dibuat seolah hanya satu lapisan namun dengan 2 jenis penguat yang berbeda. Metalurgi serbuk yang digunakan untuk membuat komposit laminat Al/SiC-Al/Al₂O₃ ini memiliki kelebihan seperti hasil yang mendekati ukuran sebenarnya, kehomogenan komposisi mikroskopik dan lebih murah secara biaya dibandingkan proses konvensional dengan casting. Pendekatan komposit isotropik digunakan untuk melakukan analisa awal terhadap komposit laminat hibrid. Sebelum digunakan sebagai penguat partikel SiC dan Al₂O₃ dilapisi dengan oksida logam melalui proses elektroless plating dari larutan elektrolit HNO₃, Mg dan Al. Volum fraksi SiC dan Al₂O₃ divariasikan 10, 20, 30 dan 40%. Temperatur dan waktu tahan sintering dilakukan pada 500, 550, 600°C dan 2, 4, 6 jam untuk memperoleh kompaktibilitas komposit laminat optimum. Kompaktibilitas komposit laminat hibrid dikarakterisasi dari densitas, porositas dan modulus elastis komposit. Berdasarkan hasil pengujian HR-SEM, XRD, uji bending dan uji CTE, nilai sifat mekanik (modulus elastisitas) optimum dari komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ diperoleh pada 40% Vf SiC/40% Vf Al₂O₃ temperatur sinter 600°C waktu tahan sinter 6 jam. Fenomena kegagalan antarmuka lapisan seperti retak, delaminasi dan kerusakan terjadi dan dipicu akibat ketidaksesuaian CTE antarlapisan.

Kata kunci : Komposit laminat hibrid, metalurgi serbuk, CTE

Widyastuti
NPM 8405000096
Department of Metallurgy and
Material

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

LAMINATION ENGINEERING PROCESS Al/SiC- Al/Al₂O₃ LAMINATE HYBRID COMPOSITE IN SOLID PHASE

ABSTRACT

Recently, term of laminate composite most widely used only for polymer matrix composites. Laminated material base on metal called Laminates Matrix Composites (LMCs). The manufacturing process of Al/SiC-Al/Al₂O₃ hybrid laminated composites by powder metallurgy is reviewed. Matrix aluminum had reinforced by SiC-Al₂O₃ particulate. The methods available to form the hybrid laminated composites like a monolayer composites with different reinforcement. Powder metallurgy has been used for the fabrication of Al/SiC-Al/Al₂O₃ hybrid laminated composites and had many advantages such as near-net shaping, microscopic compositional homogeneity, and low cost compared with conventional processing using melting and casting methods. Particulate isotropic composite approach used in the formulation of cohesion elements are described initially. Before used as reinforcement, Particle SiC and Al₂O₃ coated by metal oxide obtained by electroless plating from electrolyte HNO₃, Mg and Al. Volume fraction SiC and Al₂O₃ were varied 10, 20, 30 and 40%. Temperature and holding time sintering conducted for 500, 550, 600°C and 2, 4, 6 hour to obtain optimized compactibility of composite. The compatibility of hybrid laminate composite was characterized by investigation of density, porosity and elastic moduly. Based on investigations by HR-SEM, XRD, Bending Test and CTE concluded that the optimum mechanical properties of Al/SiC-Al/Al₂O₃ was obtained since 40% Vf SiC/40% Vf Al₂O₃ temperature sinter 600°C and holding time 6 hour. Interface phenomenon interlayer as cracking, delamination and fracture was occurred and triggered by mismatch CTE interlayer.

Keywords : laminat hybrid composite, powder metallurgy, CTE

DAFTAR ISI

PERNYATAAN KEASLIAN DISERTASI	i
PENGESAHAN	ii
UCAPAN TERIMA KASIH	lii
ABSTRAK	iv
ABSTRACT	v
DAFTAR ISI	vii
DAFTAR GAMBAR	ix
DAFTAR TABEL	xv
DAFTAR SINGKATAN	xv
DAFTAR ISTILAH/ SIMBOL	xvi
DAFTAR LAMPIRAN A	xix
DAFTAR LAMPIRAN B	xx
DAFTAR LAMPIRAN C	xxi
DAFTAR LAMPIRAN D	xxii
DAFTAR LAMPIRAN E	xxii
BAB I PENDAHULUAN	1
1.1. LATAR BELAKANG	1
1.2. HIPOTESIS	2
1.3. RUMUSAN PERMASALAHAN	2
1.4. TUJUAN PENELITIAN	3
1.5. ROAD MAP PENELITIAN	3
1.6. ASPEK KEBARUAN PENELITIAN	4
BAB II TINJAUAN PUSTAKA	6
2.1. MATERIAL KOMPOSIT	6
2.1.1. Komposit Matrik Logam (MMCs)	7
2.1.2. MMCs Partikulat	8
2.1.3 MMCs serat Pendek (Short Fiber MMCs)	8
2.1.4. Komposit laminat hybrid.	9
2.2. ANALISA SIFAT MEKANIK MATERIAL	10
2.3. PROSES PEMBUATAN KOMPOSIT MMCs DAN	11
KOMPOSIT LAMINAT	
2.3.1 Proses Fasa Cair (Liquid State Processing)	12
<i>2.3.1.1 Stir Casting</i>	12
<i>2.3.1.2 Squeeze Infiltration</i>	13
<i>2.3.1.3 Spray Deposition</i>	13
<i>2.3.1.4 Reactive Processing</i>	14
2.3.2 Proses Dalam Fasa Padat (Solid State Processing)	14
<i>2.3.2.1. Diffusion Bonding</i>	14
<i>2.3.2.2. Powder Blending</i>	15
2.3.3 Vapor State Processing	16
<i>2.3.3.1 Physical Vapor Deposition (PVD)</i>	16
<i>2.3.3.2 Metode Pelapisan dan Pembuatan Komposit Laminat</i>	16
2.4. METALURGI SERBUK	19
2.4.1 Pencampuran Serbuk (mixing powder)	19
2.4.2 Penekanan / Kompaksi	20

	2.4.3 Sinter	21
	2.4.4. Pengaruh Material dan Proses Sinter	22
	2.5. SEJARAH PENGEMBANGAN KOMPOSIT LAMINAT LOGAM	24
	2.5.1. Pengembangan LMCs Dahulu	24
	2.5.2. Aplikasi dan Proses Pembuatan LMCs Saat Ini	26
	2.6. ANALISA ANTARMUKA MATRIK MATRIK-PENGUAT DAN ANTARMUKA LAPISAN LAMINAT	29
	2.6.1. Fenomena Antarmuka Matrik-Penguat Pada MMCs	32
	2.6.2. Antarmuka Antar Lapisan Pada Laminat MMCs	37
	2.7. PENGUKURAN KOEFISIEN MUAI PANJANG (CTE) KOMPOSIT	47
BAB III	METODOLOGI PENELITIAN	50
	3.1. PENDAHULUAN	50
	3.2. PERALATAN DAN BAHAN	50
	3.2.1. Alat	50
	3.2.2 Bahan	51
	3.3. PEMBUATAN BAHAN PELAPISAN Al_2O_3 DAN SiC	51
	3.3.1. Proses Pelapisan	52
	3.4. PEMBUATAN KOMPOSIT LAMINAT HIBRID $Al/Al_2O_3-Al/SiC$	53
	3.4.1. Penentuan Fraksi Volume Penguat dan Matrik	53
	3.4.2. Proses Pencampuran	57
	3.4.3. Proses Kompaksi	57
	3.4.4. Proses Sinter	58
	3.5. ANALISA SIFAT FISIS, MEKANIK, MIKROSTRUKTUR KOMPOSIT LAMINAT HIBRID $Al/SiC-Al/Al_2O_3$	59
	3.5.1. Analisa Densitas Sinter	59
	3.5.2. Analisa Mikrostruktur Komposit	59
	3.5.3. Pengamatan Fasa Pada Komposit Laminat Hibrid $Al/SiC-Al/Al_2O_3$	60
	3.5.4. Uji Bending 3 titik	60
BAB IV	ANALISA DATA DAN PEMBAHASAN	61
	4.1. PENGARUH FRAKSI VOLUME DAN DISTRIBUSI PENGUAT SiC/Al_2O_3 TERHADAP DENSITAS KOMPOSIT LAMINAT HIBRID $Al/SiC-Al/Al_2O_3$	61
	4.1.1. Hubungan Fraksi Volume SiC dan Al_2O_3 dengan Distribusi Penguat dalam Matrik Aluminium	62
	4.1.2. Hubungan Fraksi Volume Penguat Terhadap Densitas komposit	68
	4.1.3. Pengaruh Temperatur dan Waktu Tahan Sinter Terhadap Densitas Komposit	75
	4.2. POROSITAS KOMPOSIT LAMINAT HIBRID $Al/SiC-Al/Al_2O_3$	84
	4.2.1. Pengaruh Fraksi Volume Penguat terhadap Porositas Komposit	85
	4.2.2. Pengaruh Temperatur dan Waktu Tahan Sinter	92

	terhadap Porositas Komposit	
4.3.	MODULUS ELASTISITAS KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃	99
4.3.1.	Pengaruh Fraksi Volume terhadap Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ .	100
4.3.2.	Pengaruh Temperatur Sinter Terhadap Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ .	106
4.3.3.	Pengaruh Waktu Tahan Sinter terhadap Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ .	112
4.3.4.	Analisa Kuantitatif Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	117
4.4.	ANALISA ANTARMUKA DAERAH LAMINASI KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃	119
4.4.1.	Pengaruh fraksi volume terhadap Interfasial daerah laminasi Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	121
4.4.2.	Pengaruh Temperatur dan Waktu Tahan Sinter terhadap Interfasial daerah laminasi Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	129
4.4.3.	Mikrosotruktur Interfasial daerah laminasi Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	139
BAB V	KESIMPULAN	142
	DAFTAR ACUAN	146
	LAMPIRAN	152

DAFTAR GAMBAR

Gambar 2.1.	Pembagian komposit berdasarkan jenis penguat[27]	6
Gambar 2.2	Klasifikasi MMCs berdasarkan bentuk penguat[27].	8
Gambar 2.3.	Grafik Upper-Lower Bound [28]	11
Gambar 2.4	Skematis proses MMCs [27]	12
Gambar 2.5.	Berbagai metode pelapisan pada material[30]	17
Gambar 2.6.	Mikrosotruktur komposit lapisan banyak(multilayer) Al/SiC yang dibuat dengan metode PVD. Ketebalan lapisan meningkat dengan bertambahnya jarak terhadap substrat Si [74]	18
Gambar 2.7.	Ketebalan lapisan berbagai dari metode pelapisan[30]	18
Gambar 2.8.	Mekanisme penekanan dingin	20
Gambar 2.9	Ilustrasi tipe sintering [31]	21
Gambar 2.10	Ilustrasi tahap awal dan medium Sintering	22
Gambar 2.11.	Hubungan antara waktu tahan sintering dengan densitas realtif komposit [31]	23
Gambar 2.12	Jenis Hanom [34]	26
Gambar 2.13.	Permukaan adhesive[30]	31
Gambar 2.14.	Mekanisme pelapisan $MgAl_2O_4$ pada permukaan penguat SiC[42]	36
Gambar 2.15.	Ilustrasi permukaan penguat SiC yang telah terlapis $MgAl_2O_4$ (<i>spinel</i>)[42]	36
Gambar 2.16.	Penjalaran retak pada MMC sepanjang fraktur [7]	37
Gambar 2.17.	Retak pada komposit Al/SiC akibat retak defleksi [47]	38
Gambar 2.18	SEM permukaan spesimen $Al_2O_3/MoSi_2+Mo_2B_5$ MLC yang mengalami fraktur pada berbagai temperatur ((a) temperatur ruang; (b) $1300^\circ C$, terlihat adanya beberapa retak didekat retak utama; (c) $1300^\circ C$, terlihat retak yang terhubung pada lapisan superplastis; (d) $1300^\circ C$, penyerapan oleh lapisan superplastis; (e) $1400^\circ C$, retak utama yang terhubung pada lapisan superplastis), (f) perbesaran pada daerah retak[12]	39
Gambar 2.19	Tahap analisa daerah antarmuka dengan metode OOF[18]	40
Gambar 2.20	Skema proses mikrostruktur daerah antarmuka dengan stress. Diawali dengan mikrostruktur awal, segmentasi gambar, pemetaan gambar dan kondisi stress[18]	40
Gambar 2.21	Perbandingan fraktur makroskopik pada $-79^\circ C$ untuk LMCs UHCS/mild steel 12-lapis. (Atas)hasil roll (ikatan antarmuka lemah), (bawah) dibuat dengan perlakuan panas(ikatan antarmuka kuat)[38]	41
Gambar 2.22	Material LMCs yang terdelaminasi setelah uji impak baja 400 m/s. lapisan gelap adalah 6090-SiC(25p)-T6 dan lapisan terang adalah 5182; dalam skala mm[39]	42
Gambar 2.23	Mekanisme Defleksi retak[2]	42
Gambar 2.24	Mekanisme retak kasart[2]	43
Gambar 2.25	Mekanisme jembatan retak[2]	43
Gambar 2.26	Mekanisme penyebaran tegangan [2]	44

Gambar 2.27	Mekanisme retak dengan kekusutan [2]	44
Gambar 2.28	Mekanisme deformasi tegangan pada bidang local[2]	45
Gambar 2.29	SEM buckling local dan delaminasi pada permukaan glare 2-3/2-0.3 setelah pengujian bending 3 titik [75]	46
Gambar 2.30	Mekanisme kegagalan geser, diawali retak mikro intra-laminar menjadi retak makro [56]	46
Gambar 2.31	CTE versus Temperatur pada komposit terinfiltrasi[67].	47
Gambar 3.1.	Pembuatan larutan oksida logam pelapisan partikel SiC dan Al ₂ O ₃	52
Gambar 3.2.	Diagram alir penelitian komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	50
Gambar 3.3	Ilustrasi komposit laminat hybrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	59
Gambar 4.1.	Distribusi penguat pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan 2 jam, 40% Vf SiC (a) 10% Vf Al ₂ O ₃ , (b) 20% Vf Al ₂ O ₃ , (c) 30% Vf Al ₂ O ₃ , (d) 40% Vf Al ₂ O ₃	64
Gambar 4.2.	Distribusi penguat SiC dan Al ₂ O ₃ dalam matrik Al pada komposit laminat hibrid (a) 10% Vf SiC, 30% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 Jam, terjadi agglomerasi Al ₂ O ₃ dan SiC (b) 10% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, distribusi SiC dan Al ₂ O ₃ homogen pada matrik.	65
Gambar 4.3	Distribusi penguat SiC dan Al ₂ O ₃ dalam matrik Al pada komposit laminat hibrid 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 Jam (a) terjadi agglomerasi SiC akibat ketidakhomogenan distribusi penguat (b) Distribusi SiC dan Al ₂ O ₃ yang homogen pada bagian lain daerah laminasi	66
Gambar 4.4.	Agglomerasi Al ₂ O ₃ dari satu partikel bulk Al ₂ O ₃ yang berukuran sekitar 65µm menjadi partikel kecil Al ₂ O ₃ dengan ukuran 5-7µm pada 10% VfSiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 4 jam.	67
Gambar 4.5	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , 10% Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al ₂ O ₃ dan Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , 40% Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al ₂ O ₃	69
Gambar 4.6.	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ dengan 10% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf Al ₂ O ₃ , T 600°C, waktu tahan 6 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC	71
Gambar 4.7.	Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hibrid 10% Vf SiC konstan, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 Jam dan (a)10%, (b) 20%, (c) 30%, (d) 40% Vf Al ₂ O ₃ . Kerapatan mikrostrukturnya meningkat dengan peningkatan fraksi volume Al ₂ O ₃	72
Gambar 4.8.	Daerah antarmuka antara penguat Al ₂ O ₃ dengan matrik	73

	aluminum. Lapisan oksida logam pada permukaan Al_2O_3 yang memiliki ketebalan sekitar 0,5-1 μm menjadi penguat ikatan antarmuka partikel Al_2O_3 dengan matrik aluminium.	
Gambar 4.9	Fasa baru MgAl_2O_4 terbentuk pada daerah antarmuka aluminium dengan SiC yang berfungsi sebagai penguat.	74
Gambar 4.10.	(a)Mikrostruktur microlaminated composit 100 μm Ni/100 μm Al (b) <i>multiple cracking</i> 100 μm Ni/25 μm Al [17]	76
Gambar 4.11.	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , 2 Jam, T 500, 550 dan 600 $^\circ\text{C}$; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , 6 Jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600 $^\circ\text{C}$.	79
Gambar 4.12	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 500 $^\circ\text{C}$, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam, Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600 $^\circ\text{C}$, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam	81
Gambar 4.13.	Komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 setelah proses sinter dengan variabel temperatur sinter dan waktu tahan sintering, (a) temperatur sinter 500 $^\circ\text{C}$, (b) 550 $^\circ\text{C}$, (c) temperatur sinter 600 $^\circ\text{C}$	83
Gambar 4.14.	Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , 10% Vf SiC, temperature sinter 500 $^\circ\text{C}$, waktu tahan 2 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al_2O_3 dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , 40% Vf SiC, T 600 $^\circ\text{C}$, waktu tahan 6 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al_2O_3	86
Gambar 4.15	Porositas terbuka yang terjadi pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 500 $^\circ\text{C}$, waktu tahan sinter 2 Jam	87
Gambar 4.16.	(a) Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid dengan variasi fraksi volume SiC, (b, c,d) komposit laminat hibrid Al/SiC	89
Gambar 4.17.	Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 dengan 10% Vf Al_2O_3 temperatur sinter 500 $^\circ\text{C}$, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600 $^\circ\text{C}$, waktu tahan 6 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC	91
Gambar 4.18	Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan Vf SiC 10%, Vf Al_2O_3 10%, 2 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600 $^\circ\text{C}$; Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600 $^\circ\text{C}$.	93
Gambar 4.19.	Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 Vf SiC 40%, Vf Al_2O_3 40%, waktu tahan sinter 2 jam, (a)temperatur sinter 500 $^\circ\text{C}$, (b)temperatur sinter 550 $^\circ\text{C}$, (c) temperatur sinter 600 $^\circ\text{C}$	94
Gambar 4.20.	Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 ,	95

	dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam	
Gambar 4.21.	Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , T 600°C, waktu tahan sinter (a) 2 jam, (b) 4 jam, dan (c) 6 jam. Porositas daerah laminasi menurun dengan penambahan waktu tahan sinter.	96
Gambar 4.22	XRD komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2 jam, 4 jam, dan 6 jam.	98
Gambar 4.23.	Pengujian bending pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	100
Gambar 4.24	Retak pada daerah laminasi 10% Vf SiC, 30% Vf Al ₂ O ₃ , 500°C, 6 jam	101
Gambar 4.25.	Delaminasi pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 30%, 550°C, 6 Jam	101
Gambar 4.26	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 10% Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al ₂ O ₃ dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al ₂ O ₃	103
Gambar 4.27.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ dengan 10% Vf Al ₂ O ₃ Temperatur Sinter 500°C, waktu tahan 2 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf Al ₂ O ₃ , T 600°C, waktu tahan 6 Jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC	105
Gambar 4.28.	Terbentuk lelehan aluminium pada daerah antarmuka bulk partikel Al ₂ O ₃ dengan matrik aluminium, yang membentuk fasa baru dengan elemen Al, Mg, O dan C	107
Gambar 4.29.	Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ dengan fraksi volume Al ₂ O ₃ dibuat konstan 10, 20, 30, dan 40%	109
Gambar 4.30.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , 2 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , 6 Jam, T 500, 550 dan 600°C.	110
Gambar 4.31.	Pengaruh fraksi volume penguat Al ₂ O ₃ dan temperatur sinter terhadap modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al-SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada (a) 10% Vf SiC, waktu tahan sinter 2 Jam, (b) 40% Vf SiC, waktu tahan sinter 6 jam	111
Gambar 4.32.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam, Nilai modulus elastisitas	113

	komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam	
Gambar 4.33.	Peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ (Vf SiC dibuat tetap 10 % dan 40%, 10%-40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C dan 600°C) seiring peningkatan waktu tahan sinter 2, 4 dan 6 jam	114
Gambar 4.34.	(a)Gambar TEM Blunting pada daerah laminasi komposit laminat pada pelapisan Cr ₂ O ₃ pada baja (SAF2205), (C) lapisan (Fe, Cr)	116
Gambar 4.35.	Retak pada komposit laminat hibrid Al/SiC	116
Gambar 4.36	Nilai modulus elastisitas komposit laminat isotropik Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 10, 20, 30, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500, 550, 600°C, waktu tahan sinter 2,4,6 jam, (a) 10% Vf SiC, (b) 20% Vf SiC, (c) 30% Vf SiC dan (d) 40% Vf SiC.	118
Gambar 4.37.	Peningkatan kualitas ikatan antar laminasi yang semakin rapat dengan peningkatan fraksi volume penguat pada komposit laminatt hibrid Vf SiC 10%, temperatur sinter 550°C, waktu tahan sinter 2 jam, dengan fraksi volume Al ₂ O ₃ (a)10%, (b)20%, (c)30%, (d)40%	122
Gambar 4.38	SEM/EDAX pada daerah laminasi komposit laminat hibrid dengan V _f SiC 10%, V _f Al ₂ O ₃ 40%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam	124
Gambar 4.39.	Delaminasi pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al ₂ O ₃ dan pengaruh fraksi volume SiC terhadap terjadinya delaminasi.	125
Gambar 4.40.	Pola mekanisme cracking dan delaminasi pada komposit laminat [19]	126
Gambar 4.41.	SEM/EDAX daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2 Jam	127
Gambar 4.42.	XRD komposit laminat hibrid pada 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam	128
Gambar 4.43.	Peningkatan nilai modulus elastisitas komposit seiring dengan kenaikan temperatur sinter pada komposit laminat hibrid pada 40% Vf SiC, waktu tahan 2, 4 dan 6 jam pada temperatur sinter (a) 500°C, (b) 550°C dan (d) 600°C.	131
Gambar 4.44.	SEM/EDAX komposit laminat hibrid pada 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 500°C	132
Gambar 4.45.	Mikrostruktur <i>intermetallic/metal microlaminate</i> (initial tNi = 100 lm) Ni/tAl = 1:1. insert menunjukkan <i>monolithic intermetallic</i> (initial tNi = 20 lm).	134
Gambar 4.46.	SEM/EDAX komposit laminat hibrid pada 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 550°C	134
Gambar 4.47.	SEM/EDAX komposit laminat hibrid pada 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 600°C	135

Gambar 4.48.	Retak kasar pada daerah laminasi komposit laminat hibrid 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , 550°C, 2 Jam	136
Gambar 4.49.	Daerah laminasi 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2 jam	137
Gambar 4.50.	Daerah laminasi 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam	138
Gambar 4.51	Daerah laminasi 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C,	139
Gambar 4.52.	EDAX lapisan antarmuka akibat kelebihan HNO ₃ pada komposit laminat hibrid 30% Vf SiC, 30% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 4 jam	140
Gambar 4.53.	Retak kasar pada daerah laminasi komposit laminat hibrid A/Sic-Al/Al ₂ O ₃ pada 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 550°C, waktu tahan sinter 2 jam	141



DAFTAR TABEL

Tabel II.1	Perbandingan Pengukuran Modulus Young Komposit[28]	10
Tabel II.2.	Artifak LMCs [2]	25
Tabel II.3	Pengembangan LMCs dahulu[2]	25
Tabel II.4.	Pengembangan LMCs saat ini[2]	28
Tabel II.5.	Reaktivitas penguat terhadap Al dan Mg Pada $T < 800^{\circ}\text{C}$ pada proses MMCs	33
Tabel III.1.	Fraksi Volume penguat komposit lamina hibrid	53
Tabel III.2	Komposisi Massa Al/ Al_2O_3 -Al/SiC	55
Tabel III.3	Fraksi Volume Penguat SiC dan Al_2O_3 Pada komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3	56
Tabel IV.1.	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , 10% Vf SiC, temperatur sinter 500°C , waktu tahan sinter 2 jam, 10, 20, 30, 40% Vf Al_2O_3 dan Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , 40% Vf SiC, temperatur sinter 600°C , waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30, dan 40% Vf Al_2O_3	69
Tabel IV.2.	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 dengan 10% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 500°C , waktu tahan sinter 2 jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 dengan 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600°C , waktu tahan 6 Jam, 10, 20, 30, dan 40% Vf SiC.	70
Tabel IV.3.	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , 2 jam, $500, 550$ dan 600°C ; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , waktu tahan sinter 6 Jam, temperatur sinter $500, 550^{\circ}\text{C}$ dan 600°C	78
Tabel IV.4.	Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 500°C , waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam dan Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600°C , waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam	80
Tabel IV.5.	Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC	85
Tabel IV.6.	Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid Al/SiC	88
Tabel IV.7.	Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 dengan 10% Vf Al_2O_3 temperatur sinter 500°C , waktu tahan sinter 2 jam, 10, 20, 30, 40% Vf SiC dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf Al_2O_3 , Ts 600°C , waktu tahan 6 Jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC	91
Tabel IV.8.	Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , 2 Jam, Ts $500, 550$ dan	93

	600°C dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , 6 jam, Ts 500, 550 dan 600°C.	
Tabel IV.9.	Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , Ts 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , Ts 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam	95
Tabel IV.10.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , Vf SiC 10%, Ts 500°C, waktu tahan 2 Jam, Vf Al ₂ O ₃ 10, 20, 30, 40% dan Nilai modulus elastisitas komposit laminatt hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , Vf SiC 40%, Ts 600°C, waktu tahan 6 Jam, Vf Al ₂ O ₃ 10, 20, 30, 40%	102
Tabel IV.11.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ dengan 10% Vf Al ₂ O ₃ Ts 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf Al ₂ O ₃ , Ts 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC	104
Tabel IV.12.	Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid Al/SiC	109
Tabel IV.13.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC	110
Tabel IV.14.	Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃ , Ts 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , Ts 600°C, waktu tahan 2, 4, 6 jam	112

DAFTAR SINGKATAN

MMCs	Metal Matrix Composites
Al/SiC-Al/Al₂O₃	Komposit laminat hibrid bermatrik aluminium dengan penguat SiC dan Al ₂ O ₃ partikulit
Al-SiCp Al/Al₂O₃	Aluminium-Silikon karbida (partikulit) Aluminum-Alumina (partikulit)
Ts	Temperatur sintering
Ht	Holding time (waktu tahan sinter)
40%Vf SiC/40% Vf Al₂O₃ /Ts 600/ht 4 jam	Komposit laminat hibrid dngan fraksi volume silikon karbida 40 % / fraksi volume Al ₂ O ₃ 40%/ temperatur sintering 600 ⁰ C/ waktu tahan sinter 4 jam .
X-RD	X-Ray Diffraction
SEM	Scanning Electrone Microscope
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy

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 sintering	gr/cm ³
σ	Stress	N/m ² atau GPa
ϵ	Srtrain	
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

A.1	Densitas Teoritikal Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	152
A.2	Densitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	153
A.3	Densitas Sintering Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 500°C	154
A.4	Densitas Sintering Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 550°C	155
A.5	Densitas Sintering Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 600°C	156
A.6	Densitas Sintering Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 500°C	157
A.7	Densitas Sintering Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 550°C	158
A.8	Densitas Sintering Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 600°C	159
A.9	Porositas Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	160
A.10	Porositas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 500°C	161
A.11	Porositas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 550°C	162
A.12	Porositas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 600°C	163
A.13	Porositas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 500°C	164
A.14	Porositas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 550°C	165
A.15	Porositas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada temperatur sinter 600°C	166
A.16	Defleksi Eksperimental Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 500°C	167
A.17	Defleksi Eksperimental Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 550°C	168
A.18	Defleksi Eksperimental Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 600°C	169
A.19	Modulus Elastisitas Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃	170
A.20	Modulus Elastisitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 500°C	171
A.21	Modulus Elastisitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 550°C	172
A.22	Modulus Elastisitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 600°C	173
A.23	Modulus Elastisitas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 500°C	174
A.24	Modulus Elastisitas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat	175

	Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 550°C	
A.25	Modulus Elastisitas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Pada temperatur sinter 600°C	176

DAFTAR LAMPIRAN B

B.1	Distribusi Penguat pada komposit laminat hibrid pada Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 10%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 Jam	177
B.2	Distribusi penguat pada Vf SiC 40%, Vf Al ₂ O ₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 Jam	177
B.3	Komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 10%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 Jam	178
B.4	Mikrostruktur daerah laminasi komposit lamina hybrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan Vf SiC 40%, Vf Al ₂ O ₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 4jam	178
B.5	Mikrostruktur daerah laminasi komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan Vf SiC 40%, Vf Al ₂ O ₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 Jam.	179
B.6	Retak pada daerah laminasi Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 30%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 6 jam	179
B.7	Delaminasi pada daerah laminasi komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 30%, temperatur sinter 550°C, waktu tahan 6 jam	180
B.8	Retak pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Vf SiC 10%, Vf Al ₂ O ₃ 10%, temperatur sinter 550°C, waktu tahan 2 jam	180
B.9	Mikrostruktur komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ Vf SiC 30%, 30% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 500°C, Ht 4 Jam	181
B.10	Mikrostruktur komposit laminat hibrid 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan 2 jam	181

DAFTAR LAMPIRAN C

C.1	XRD Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada 10% Vf SiC konstan, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam Vf Al ₂ O ₃ 10, 20, 30 dan 40%	183
C.2	XRD Pada komposit laminat hybrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ pada Vf SiC 40% konstan, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, Vf Al ₂ O ₃ 10, 20, 30 dan 40%	183
C.3	XRD komposit lamina hibrid pada 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam	184
C.4	XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃ , temperature sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, dan 6 jam.	184
C.5	XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 40% Vf SiC, 10% Vf Al ₂ O ₃	185
C.6	XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 40% Vf SiC, 20% Vf Al ₂ O ₃ ,	185
C.7	XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam , 40% Vf SiC, 30% Vf Al ₂ O ₃	186
C.8	XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al ₂ O ₃ , pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam , 40% Vf SiC, 40% Vf Al ₂ O ₃	186

DAFTAR LAMPIRAN D

D.1	Hasil pengujian CTE Fraksi Volume SiC Konstan	187
D.2	Hasil pengujian CTE Fraksi Volume Al ₂ O ₃ Konstan	188

DAFTAR LAMPIRAN E

E.1	X-Ray Diffraction	189
E.2	Thermal Dilatometer Analyzer Merk : Harrop Model TA-700 Seri 5712 (LIPI Fisika Serpong)	189
E.3	Carbolite Barnstead Thermolyne Furnace	190
E.4	Scanning Electron Microscopy-Energy Dispersive Analysis-X Ray (SEM-EDAX) LEO tipe 420, Departemen Metalurgi dan Material FTUI)	190
E.5	High Resolusi Scanning Electron Microscopy (HR-SEM) Philips 2000, Departemen of Nanostructure and Advanced Material Kagoshima University, Jepang	191

BAB I

PENDAHULUAN

1.1. LATAR BELAKANG

Seiring dengan perkembangan kehidupan manusia maka kebutuhan akan material juga semakin meningkat dan bervariasi dalam berbagai aplikasi. Keberadaan material konvensional yang kuantitas dan kualitasnya terbatas memunculkan pemikiran bagi pengembangan material dengan rekayasa sifat internal material baik secara atomik, penambahan material lain maupun rekayasa strukturalnya[1]. Salah satu material yang dikembangkan adalah material komposit laminasi yang tersusun dari beberapa lapisan yang bertujuan untuk meningkatkan kualitas mekanik, fisik maupun kimiawi material. Material laminasi telah dikembangkan sejak beberapa abad sebelum masehi diberbagai wilayah didunia seperti Mesir, Jepang hingga Eropa bahkan Indonesia. Pada umumnya material laminasi ini dikembangkan khususnya untuk meningkatkan kualitas persenjataan yang berbasis material logam. Material ini selanjutnya disebut LMCs (*Laminated Matrix Composites*) [2].

Saat ini masih terdapat kontroversi apakah LMCs dapat dikategorikan sebagai bagian yang tersendiri dari material atukah akan dikategorikan berdasarkan proses pembuatannya. LMCs yang dibuat dengan metode pengelasan terkategori material las, ataupun LMCs yang dibuat dengan metode *carburizing* terkategori sebagai material *carburizing*. LMCs berbasis logam yang dikembangkan saat ini lebih terkenal sebagai bagian dari *metal forming*. Selain itu, saat ini definisi material laminat/laminasi juga terbatas pada pengembangan komposit matrik polimer (PMCs)[2], sehingga ketika berbicara orientasi penguatan, metode laminasi dan pengujian sifat komposit seluruhnya berorientasi pada PMCs. Terlepas dari semua ini, pengembangan material lamina dengan proses metalurgi serbuk menjadi suatu hal yang menarik.

Dalam pengembangan industri logam, penggunaan metode metalurgi serbuk mengalami peningkatan pesat, sekitar 29%, dibandingkan metode deposisi, stir casting, *diffusion bonding* dan infiltrasi. Dalam aplikasi aerospace mencapai 43% dan dalam aplikasi otomotif mencapai 57%[3]

1.2. HIPOTESIS

LMCs mungkin dikembangkan dengan metode metalurgi serbuk. Hipotesis mendasar dari pengembangan LMCs dengan metode metalurgi serbuk ini adalah bahwa jika matrik yang digunakan berjenis sama serta diberikan penguat dengan jenis material yang berbeda maka akan terjadi penguatan material dengan tingkat penguatan yang berbeda. Pemikiran awal pengembangan LMCs dengan metode metalurgi serbuk ini diawali dari komposit hibrid yang dibuat dengan penguatan dari dua jenis penguat yang berbeda yang dicampurkan secara homogen dalam matrik. Pada LMCs ini, dua jenis penguat (SiC dan Al_2O_3) tidak dicampurkan secara langsung dan didistribusikan secara bersamaan dalam matrik aluminium namun dibuat sebagai penguat dalam lapisan yang berbeda yang selanjutnya dilaminasikan, sehingga menghasilkan penguatan yang berbeda. Selanjutnya LMCs yang dibuat dengan metode metalurgi serbuk ini disebut komposit hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 .

1.3. RUMUSAN PERMASALAHAN

Ada beberapa variabel kesulitan yang diperkirakan muncul dari pembuatan LMCs dengan penggunaan metode ini khususnya jika LMCs yang dibuat berbasis logam atau merupakan bagian MMCs. *Pertama* perbedaan CTE antar lapisan yang dikontribusi oleh penguat dengan jenis yang berbeda akan memicu terjadinya retak maupun delaminasi antar lapisan. *Kedua* dibutuhkan penentuan metode yang tepat untuk proses laminasi dari serbuk karena komposit yang dibuat dengan menggunakan metode metalurgi serbuk pada umumnya cenderung porus. Maka penentuan apakah campuran serbuk untuk lapisan pertama dan kedua langsung dimasukkan secara bersamaan dalam cetakan, ataukah proses laminasinya dilakukan antara bakalan semipadat ataukah antara bakalan semipadat dan serbuk harus diamati. *Ketiga* apakah dibutuhkan penambahan *wetting agent* sebagai material tambahan untuk meningkatkan derajat laminasi antar lapisan LMCs ini, jenis apa saja yang mungkin dan bagaimana mekanisme kerja *wetting agent* ini serta sejauhmana keberadaannya memberikan pengaruh terhadap terhadap sifat material LMCs secara keseluruhan. *Keempat*, variabel-variabel yang saja yang berpengaruh terhadap kualitas ikatan antar lapisan pada LMCs yang dibuat

dengan metode metalurgi serbuk ini, apakah sama dengan variabel yang mempengaruhi kualitas komposit isotropik lapisan tunggal seperti fraksi volume penguat (V_f), temperatur sinter (T_s) dan waktu tahan sinter (*Holding Time, Ht*). *Kelima* penambahan larutan korosif HNO_3 pada daerah laminasi apakah dapat dianggap sebagai kondisi konstan dan bukan variabel baik dalam kuantitas maupun jenisnya.

1.4. TUJUAN PENELITIAN

Penelitian ini bertujuan untuk membuat metode baru dalam pembuatan LMCs atau komposit laminat hibrid berbasis logam aluminium dengan penguat material keramik (SiC dan Al_2O_3) serta menentukan variabel-variabel yang berpengaruh terhadap kualitas LMCs yang dihasilkan

1.5. ROAD MAP PENELITIAN

Berbagai penelitian tentang komposit berbasis Aluminium dengan penguat keramik SiC dan Al_2O_3 , maupun berbasis metode metalurgi serbuk serta laminasi MMCs banyak diteliti secara nasional maupun internasional. G. Tursun[4] mengamati tentang perbedaan sifat elastis-plastis fasa pembentuk MMCs pada Al/SiC dan Al/Al_2O_3 . V.M. Sreekumar[5] mengamati reaksi pembentukan fasa transisi spinel $MgAl_2O_4$ pada MMCs. Pengaruh homogenitas distribusi penguat Al_2O_3 dalam matrik $Al6061$ juga diamati oleh Z.Zhao[6]. Pengelompokan penguat berakibat pada konsentrasi stress pada matrik dan memicu kegagalan MMCs. Penelitian tentang distribusi penguat dan pengaruhnya terhadap mikrostruktur juga diamati oleh H.X.Peng [7], sedangkan Joshua pelleg[8] mengamati pengaruh ukuran partikel penguat terhadap ketahanan aus MMCs.

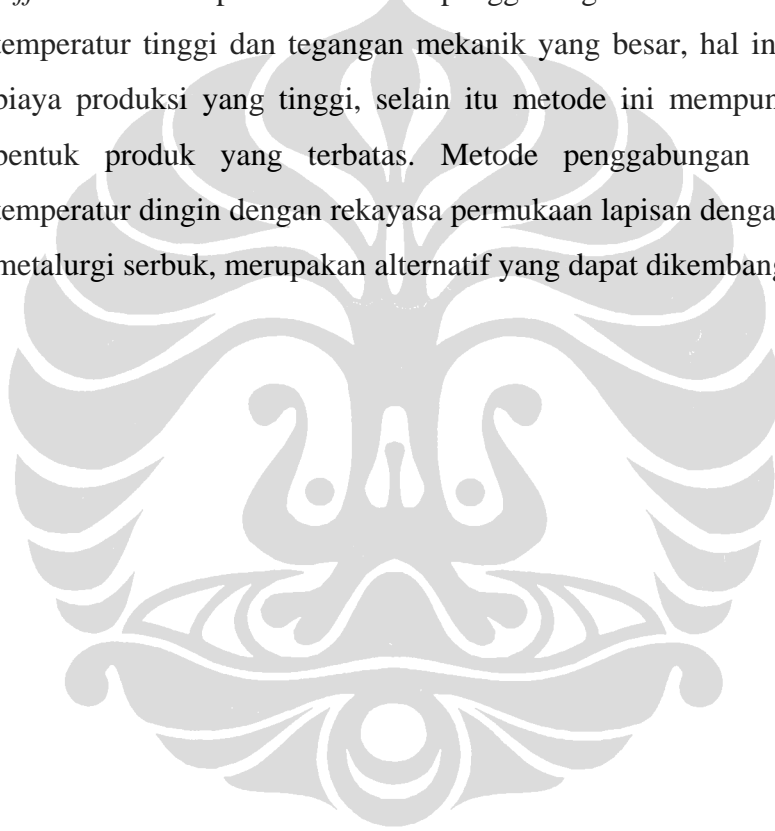
Untuk proses laminasi dan sifat komposit laminat beberapa peneliti memfokuskan pada fenomena antarmuka daerah laminasi. P.P.Camanho[9] mengamati mekanisme fraktur pada daerah laminasi yang melibatkan kerusakan interlaminar/delaminasi. A. Rohatgi[10] mengamati tentang evolusi kerusakan dan pemodelan tegangan sisa dan ketangguhan fraktur pada komposit intermetalik(MIL) $Ti-Al_3Ti$. Srinivasa Rao Boddapati[11] meneliti tentang pengaruh residual stress akibat perbedaan CTE terhadap shrinkage. Penelitian konsentrasi stress pada komposit laminat juga dilakukan oleh Guo jun Zhang[12].

Pengamatan daerah laminasi juga menunjukkan terbentuknya substrat baru akibat perlakuan panas sebelumnya. Hal ini terjadi pada komposit dua lapis (bi-layer) Al/Al/SiCp yang diteliti oleh Mancang Gui[13]. Penjalaran retak pada daerah laminasi juga diamati oleh Enoki[14], sedangkan mikrosotruktur dan sifat mekanik diteliti oleh D.S. Chung[15]. Ismar[16], mengamati kerusakan pada komposit lamina Al/SiC akibat perlakuan termomekanikal siklik. H.Y.Kim[17] mengembangkan komposit laminat antara logam dan intermetalik untuk menghasilkan material yang tahan pada pemakaian temperature tinggi. N. Chawla[18] mengamati mikrostruktur material komposit dari perilaku termomekanikal dengan *object-oriented finite element* (OOF). Suiker A.S[19] mengamati tentang penjalaran retak (*crack tunneling*) dan delaminasi bidang akibat regangan. Tegangan dan bidang tegangan pada daerah laminasi secara spesifik diteliti oleh Cao dan Evan [20]. Pengaruh termal terhadap kualitas laminasi diamati oleh Chia-Wen Hsu[21]. J. C. Remmers[22] mengamati tentang delaminasi buckling pada lamina serat-logam dan S. Long[23] mengamati sifat struktur komposit daerah anarmuka pada komposit SiCp/AlCuMg. Yusuf Ozcatalbas[24] mengamati perilaku Aluminiumkarbida (Al_4C_3) yang bersifat getas dan terbentuk akibat pengaruh perlakuan panas terhadap sifat mekanik MMCs berbasis aluminium. Aluminium karbida ini juga terbentuk pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 . Perlakuan pelapisan partikel SiC untuk meningkatkan kebasahan dengan matrik Aluminium diteliti oleh Zainuri M[25]. Penelitian lain berkaitan dengan komposit laminat maupun isotropik dengan matrik Aluminium dan penguat keramik juga masih banyak dikembangkan hingga saat ini.

1.6. ASPEK KEBARUAN PENELITIAN

Saat ini, komposit matrik aluminium (AMCs) banyak dikembangkan sebagai material dasar berbagai komponen otomotif. Rekayasa jenis maupun ukuran partikel penguat seperti SiC, Al_2O_3 , WC, TiC dan berbagai jenis oksida lain dilakukan untuk meningkatkan kualitas mekanik AMCs sesuai performa dan karakteristik sifat mekanik yang dipersyaratkan. Rekayasa struktural dari aspek disain komposit juga menjadi bagian lain yang dikembangkan. Komposit laminat

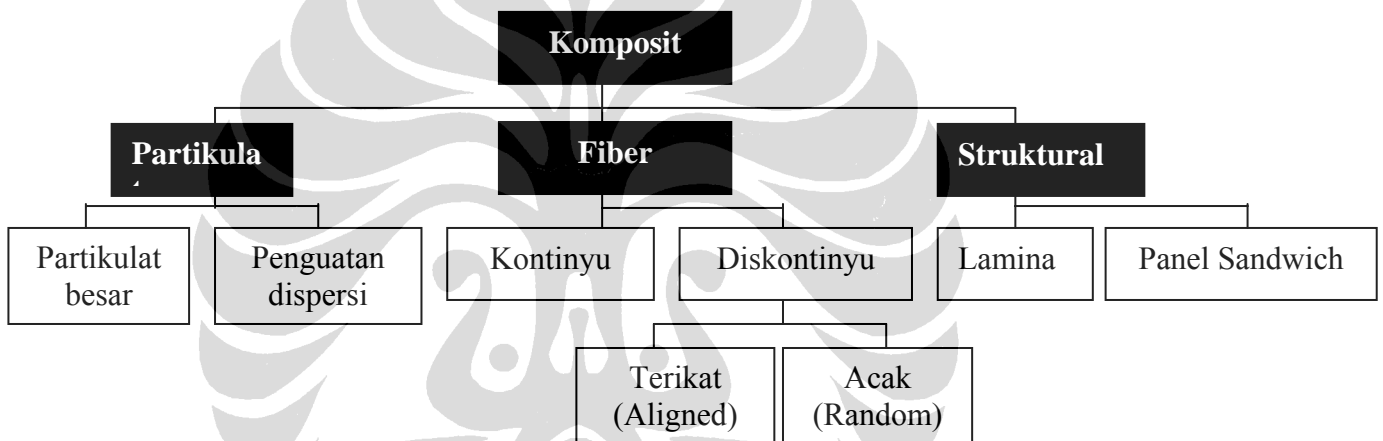
hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dibuat dari dua lapis komposit dengan jenis penguat yang berbeda. Peran dari model struktur tersebut biasanya dirancang untuk memperoleh sifat ketahanan pada permukaan seperti ketahanan terhadap keausan, impact dan korosi. Model penumpukan lamina dengan jenis yang berbeda merupakan pengembangan dari perlakuan permukaan pada material dasar, yang biasanya dilakukan dengan rekayasa permukaan dengan perlakuan panas dan pelapisan permukaan (*coating surface*). Teknologi penggabungan dua lapisan komposit yang berbeda karakteristiknya ini selama ini dilakukan dengan metode *bonding diffusion*. Pada proses tersebut penggabungan dilakukan dengan pemanasan temperatur tinggi dan tegangan mekanik yang besar, hal ini tentu menyebabkan biaya produksi yang tinggi, selain itu metode ini mempunyai kelemahan yaitu bentuk produk yang terbatas. Metode penggabungan dua lamina dengan temperatur dingin dengan rekayasa permukaan lapisan dengan proses manufaktur metalurgi serbuk, merupakan alternatif yang dapat dikembangkan.



BAB II TINJAUAN PUSTAKA

2.1. MATERIAL KOMPOSIT

Komposit merupakan gabungan material multifasa yang memiliki interface makroskopis yang dapat dibedakan secara makro dan memiliki sifat-sifat yang merupakan penggabungan sifat positif material penyusunnya. Komposit berdasarkan jenis penguatnya dibagi menjadi 3 macam yaitu komposit partikulat, komposit fiber dan komposit struktural[27], sebagaimana dinyatakan pada Gambar 2.1 berikut :



Gambar 2.1. Pembagian komposit berdasarkan jenis penguat[27]

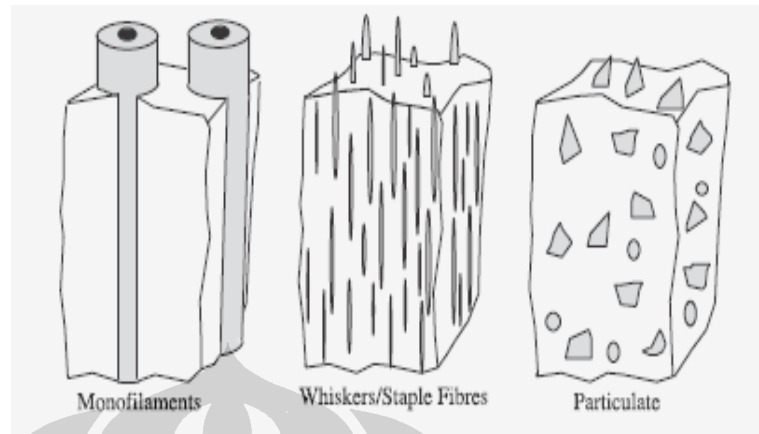
Jika berdasarkan sifat penguatnya, maka komposit dibagi menjadi dua yaitu komposit isotropik dan anisotropik. Komposit isotropik adalah komposit yang penguatnya memberikan penguatan yang sama untuk berbagai arah (baik dalam arah transversal maupun longitudinal) sehingga segala pengaruh tegangan atau regangan dari luar akan mempunyai nilai kekuatan yang sama. Sebaliknya komposit anisotropik adalah komposit yang penguatnya memberikan penguatan tidak sama terhadap arah yang berbeda, sehingga segala pengaruh tegangan atau regangan dari luar akan mempunyai nilai kekuatan yang tidak sama (baik arah transversal maupun longitudinal).

Salah satu contoh komposit isotropik adalah komposit dengan penguat partikel atau lebih dikenal dengan sebutan "komposit partikulit", partikel dikategorikan sebagai partikulit bila tidak mempunyai dimensi panjang (*nonfibrous*). Bahan komposit partikulit pada umumnya lebih lemah ketahanan terhadap kerusakan dibanding komposit berserat panjang. Tetapi dari segi yang lain, bahan ini sering lebih unggul, seperti dalam hal ketahanan terhadap aus. Bahan komposit partikulit terdiri dari partikel-partikel yang diikat matrik. Bentuk partikel ini dapat bermacam-macam seperti bulat, kubik tetragonal atau bahkan bentuk-bentuk yang tidak beraturan secara acak, tetapi secara rata-rata berdimensi sama. Partikel-partikel ini pada umumnya digunakan sebagai pengisi dan penguat bahan komposit bermatrik keramik. Pada jenis ini keramik merupakan bahan yang keras dan getas, juga mudah retak dan pecah. Disinilah fungsi partikel tersebut berada. Dengan mekanisme penguatan tertentu, partikel ini berguna untuk mencegah perambatan retak yang terjadi, dengan demikian akan menaikkan keuletannya.

2.1.1. Komposit Matrik Logam (MMCs)

Istilah MMCs mencakup berbagai jenis sistem, skala dan mikrostruktur yang luas dari komposit berbasis logam. Komposit MMCs berbasis logam dan biasanya berpenguat keramik, meskipun kadang berpenguat dengan material yang lebih ulet seperti grafit ataupun timbal. Kadang menggunakan logam refraktori, intermetalik atau semikonduktor disamping keramik yang sebenarnya. MMCs pada umumnya termasuk dalam jenis komposit partikulit. Berdasarkan bentuk partikel penguatnya MMCs dibagi menjadi 3 yaitu 1) partikel, jika perbandingan panjang dan lebarnya mendekati satu, 2) short fiber, 3) fiber[28]. MMCs memiliki beberapa keuntungan yaitu memiliki konduktivitas panas yang baik, tahan terhadap tegangan geser dan tahan terhadap temperatur tinggi sedangkan kerugiannya yaitu biaya mahal dan densitas yang tinggi. Contoh material MMCs adalah komposit isotropik Al/SiC dan Al/Al₂O₃. Pilihan dalam mengkombinasikan matrik dan penguat, menjadi salah satu yang menentukan kespesifikan komposit dalam proses sintesis dan bagain dari isu teknologi

komposit. Gambar 2.1 menunjukkan klasifikasi MMCs berdasarkan bentuk penguat.



Gambar 2.2 Klasifikasi MMCs berdasarkan bentuk penguat[27].

2.1.2. MMCs Partikulat

Partikel MMCs sudah mulai dikembangkan dalam aplikasi industri, dengan difokuskan dalam AL, Ti-, Fe dan Mg sebagai matriknya. Partikel yang paling umum adalah SiC atau Al_2O_3 , tetapi TiB_2 , SiO_2 , TiC, WC, BN, ZrO_2 dan B_4C juga sering digunakan. Reaksi kimia dapat terjadi sepanjang proses, misalnya, silicon karbida dapat menjadi masalah dalam MMCs Al- dan Ti-. Reaksi terjadi antara SiC dan Al yang meleleh dan SiC bereaksi dengan Ti sebelum terjadi solid state. Al_2O_3 (alumina) kurang reaktif daripada SiC, tetapi alumina bereaksi kuat terhadap Ti-. Kestabilan alumina lebih tinggi daripada SiC terhadap matrik Al maupun Mg.

Partikel MMCs secara umum dimanufaktur dengan teknik casting, pencampuran serbuk maupun pelelehan pada pabrik manufaktur. Selain itu dapat dengan *spray co-deposition*. Kontrol kualitas partikel MMCs dapat dengan mengeliminasi kelebihan reaksi antar muka sebelum terjadi proses, dan juga menghindari cacat mikrostruktur seperti ikatan antar muka yang lemah dan kekosongan butir. Partikel MMCs memiliki ukuran diameter 10-20 μm dan mengandung 10-30 % volume penguat.

2.1.3 MMCs serat Pendek (Short Fiber MMCs)

MMCs serat pendek mulai dikembangkan secara luas pada tengah tahun 1980 untuk pengembangan piston aluminium mesin disel dengan penguat

alumina pendek(yang disebut saffil), juga digunakan aluminosilikat. Fiber jenis ini memiliki struktur polikristalin yang halus dan diameter yang hanya beberapa mikron dengan panjang hanya ratusan mikron. Komponen dengan material MMCs serat pendek ini biasanya dibuat dengan proses *melt infiltration*. Karakteristik antarmukanya tergantung pada tingkat reaksi sepanjang proses yang berpengaruh terhadap permukaan kimia fiber, misalnya Saffil memiliki permukaan tipis yang mudah bereaksi dengan aluminium apalagi jika ada Mg. Komposit jenis ini memiliki keuntungan yaitu ketahanan yang baik terhadap pemuluran dan aus. Sifat mekanik terbaik dapat diperoleh jika penguat memiliki struktur ghrasin yang halus dan kristal tunggal, yang kadang hal ini disebut *whiskers*. Whisker dikembangkan mulai tahun 1960an dan biasanya memiliki diameter = 1 μm , dengan aspek pebedaan hanya beberapa ratus. Tensile strengthnya kadang sangat tinggi, namun pada awalnya membutuhkan proses manufaktur yang mahal, baru setelah whisker SiC dikembangkan dengan murah.

2.1.4. Komposit Laminat Hibrid.

Komposit laminat ialah komposit yang terdiri dari lembaran-lembaran (*lamina*) atau panel-panel 2 dimensi yang membentuk elemen struktur secara integral. Lamina biasanya berkaitan dengan penyusunan struktural secara *unidirectional* serat dalam matrik. Perubahan penyusunan struktur menjadi sangat penting karena serat berfungsi sebagai agen pembawa beban sedangkan matrik berfungsi mendukung dan melindungi serat serta mentransfer beban antara serat yang rusak. Komposit laminasi terbentuk dari lapisan-lapisan yang bervariasi. Komposit laminat hibrid ada komposit laminasi yang membentuk komposit lapis tunggal. Komposit laminat hibrid ini dibuat dengan penambahan 2 jenis penguat yang berbeda. Penguat yang digunakan dapat berupa pastikulat, whisker maupun serat. Penguat komposit laminat hibrid dikontribusi oleh penguatan dua jenis penguat yang berbeda maupun penyusunan strukturalnya. Sifat yang dikembangkan dari material komposit laminat dibandingkan material pembentuknya adalah kekuatan, kekakuan, berat, ketahanan fatik, ketahanan aus, kemampuan Isolasi panas, konduktifitas termal, ketahanan korosi, Isolasi akustik dll.

2.2. ANALISA SIFAT MEKANIK KOMPOSIT

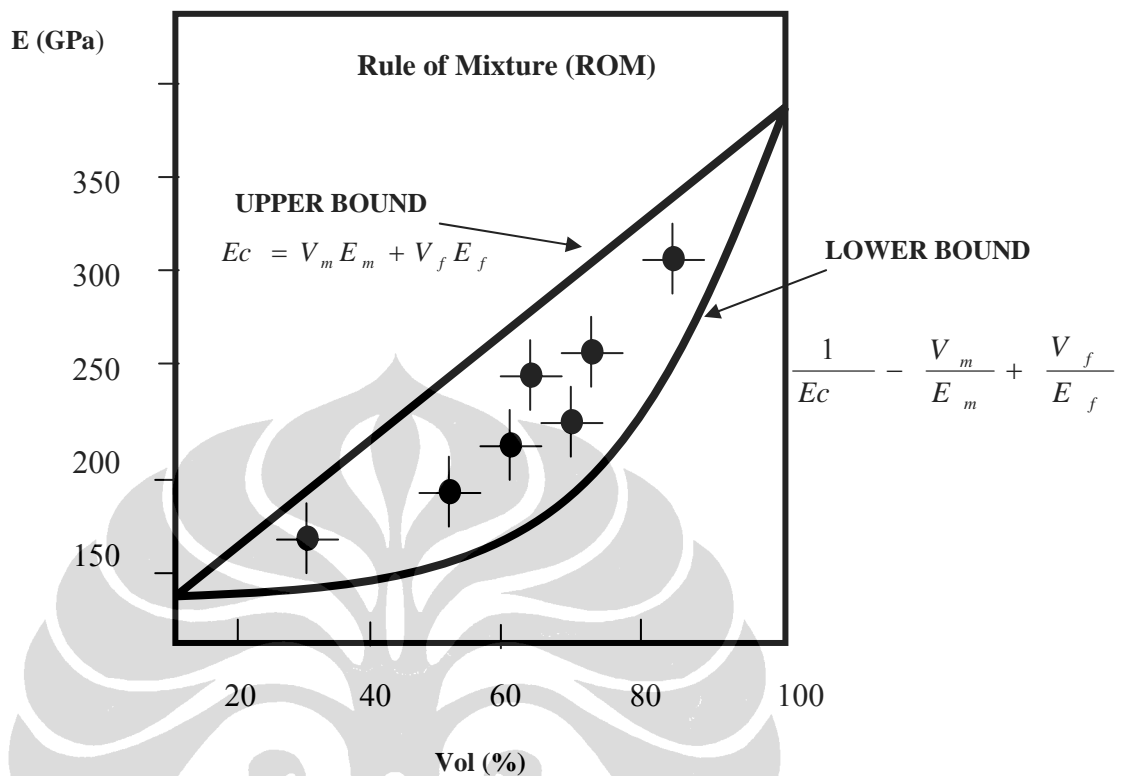
Peningkatan sifat mekanik MMCs dapat diprediksi secara linier dari konsep *Rule Of Mixture* (ROM) atau dengan Voigt model dan inversnya yaitu Reuss model. Model Voigt hanya dapat diterapkan pada komposit dengan penguat fiber, dengan tegangan searah dengan penguatnya (*longitudinal stress*), sedangkan Reuss model digunakan untuk arah tegangam tegaklurus pada penguatnya (*transvers stress*). Untuk kasus komposit serat pendek dapat digunakan konsep Tsai Halpin. Dengan mempertimbangkan faktor bentuk, yang mana dapat ditentukan dari struktur material komposit sebagai fungsi arah beban. Komposit yang diukur diasumsikan memiliki karakteristik struktur optimal, yaitu tanpa porus dan tidak terjadi pengelompokan pada partikel penguat.

Tabel II.1. Perbandingan Pengukuran Modulus Young Komposit[28]

Model Iso-strain (Voigt Model) Upper Bound	Model Iso-Stress (Reuss model) Lower bound	Halpin-Tsai Equation
Untuk Penguat Kontinyu(fiber)		Untuk Penguat Diskontinyu
$E_c = V_f E_f + V_m E_m$	$1/E_c = V_f/E_f + V_m/E_m$	$E_c = \frac{E_m (1 + 2SqV_f)}{1 - qV_f}$
		$q = \frac{(E_f / E_m) - 1}{(E_f / E_m) + 2S}$

E_c = Modulus Young Komposit, E_f = Modulus Young Filler, E_m = Modulus Young Matrik, V_m = Fraksi Volume Matrik, V_f = Fraksi Volume Filler, S = Rasio aspek partikel (factor geometri partikel) atau fiber ($1/d$).

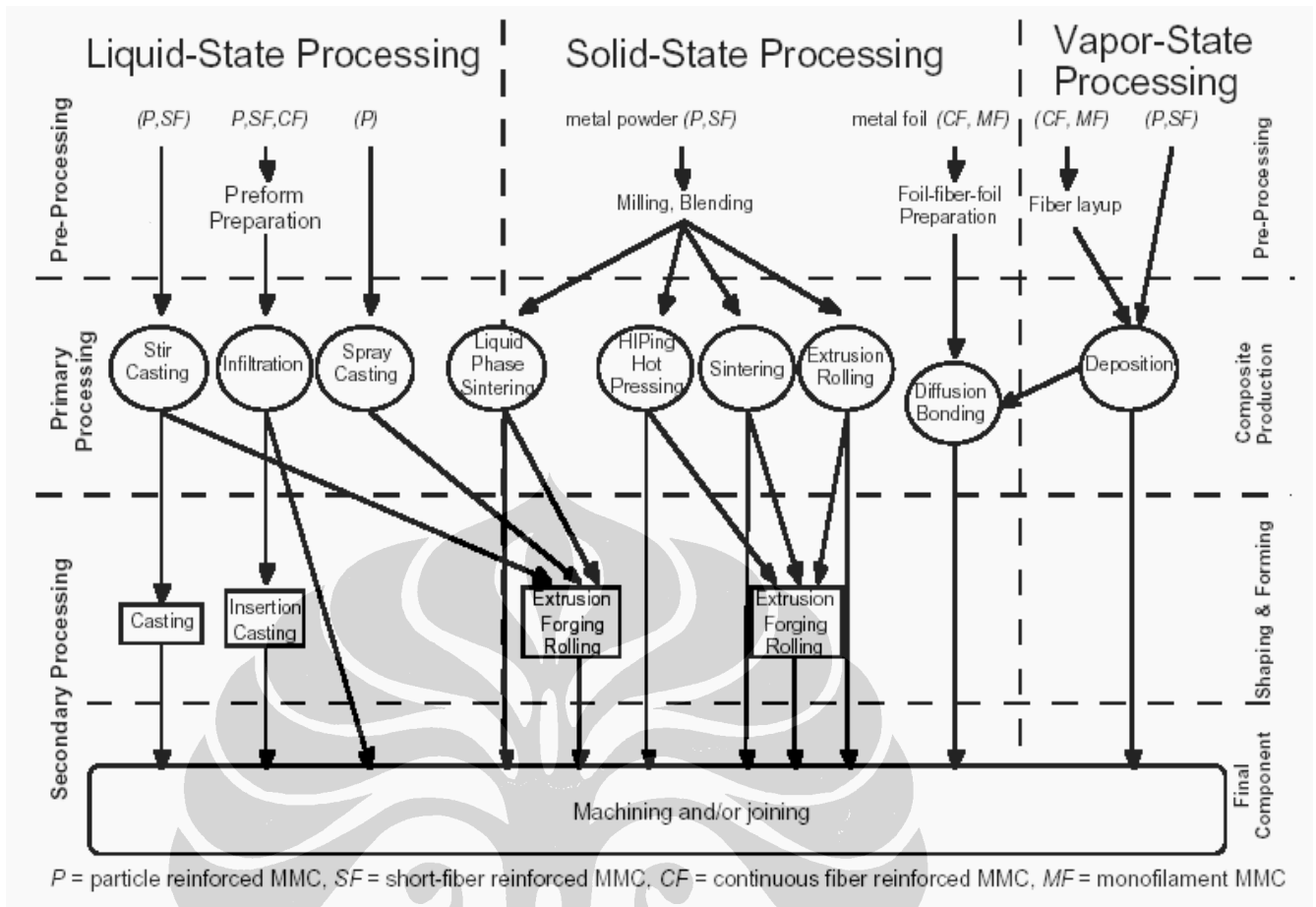
Kualitas komposit yang dihasilkan dapat diindikasikan dari nilai modulus elastisitas komposit yang secara grafis dapat diuji dengan membandingkan pada nilai modulus elastisitas pada *Upper-Lower Bound*. Nilai modulus elastisitas komposit yang dihasilkan harus berada diantara nilai upper dan lowernya, jika tidak maka dapat dipastikan bahwa kualitas ikatan antara matrik dan penguatnya kurang baik.



Gambar 2.3. Grafik Upper-Lower Bound [28]

2.3. PROSES PEMBUATAN KOMPOSIT MMCs DAN KOMPOSIT LAMINAT

MMCs menunjukkan aplikasi yang luas dalam berbagai bidang baik serat pendek, partikulit maupun laminat. Teknik yang digunakan untuk membuat komposit MMCs ini tergantung dari jenis matrik dan penguat; diklasifikasikan berdasarkan jenis matrik apakah berada pada fasa cair, padat ataukah gas sebelum dikuatkan dengan penguat. Setiap proses memiliki kelebihan dan kekurangan sendiri, termasuk perhitungan biaya produksi. Proses paling murah adalah pembuatan komposit dengan lelehan logam dan *stir casting*. Teknik yang lain dikembangkan untuk kepentingan komersial seperti, teknik *melt infiltration* untuk membuat komponen otomotif, elektronik dan *aerospace*. Saat ini aplikasi MMCs dan metodenya terus dikembangkan dalam spektrum yang luas. Ada beberapa model pembuatan komposit sebagaimana dinyatakan dalam gambar berikut :



Gambar 2.4. Skematis proses MMCs [27]

2.3.1. Proses Fasa Cair (Liquid State Processing)

2.3.1.1 Stir Casting

Pada metode ini lelehan logam dicampur dengan partikel serbuk keramik padat dan dilakukan proses pengadukan. Proses ini biasanya dilakukan dengan peralatan konvensional. Hasil yang diharapkan adalah terjadinya proses pembasahan antar partikel. Kesulitan yang muncul adalah kenaikan viskositas akibat penambahan partikel. Kenaikan ini terjadi jika penambahan mencapai 20 vol.% partikulit, yang dihasilkan dari penyebaran partikel. Viskositas berkaitan dengan ketidakhomogenan mikrostruktural, agglomerasi dan sedimentasi. Penyebaran kembali sebagai hasil dari *particle pushing*. Hal ini dapat direduksi ketika solidifikasi berjalan cepat, terjadi penghalusan struktur karena terjadi kecepatan kritis pertumbuhan akibat solidifikasi yang terjadi dibawah tekanan. Stir casting biasanya dilakukan untuk meningkatkan kontak liquid-keramik yang

dapat memicu reaksi permukaan yang substansial. Tingkat akhir dari proses dengan metode ini adalah meningkatnya viskositas slurry, sehingga casting menjadi sulit.

2.3.1.2 Squeeze Infiltration

Logam cair yang diinjeksikan kedalam *interstice* dan disusun dari serat pendek, biasanya disebut *preform*. Biasanya, *preform* didesain dengan bentuk spesifik untuk membentuk komponen akhir dengan metode casting. *Preforms* biasanya difabrikasi dengan sedimentasi serat pendek dari suspensi cairan. Proses dapat disesuaikan untuk produk MMCs partikulit. Untuk memperoleh bentuk yang utuh biasanya ditambahkan pengikat. Berbagai variasi campuran berbasis Silika dan Alumina pada umumnya populer digunakan sebagai pengikat. Agen pengikat biasanya dibuat dalam bentuk larutan suspensi, sehingga akan mengendap atau melapisi serat penguat. Tekanan yang dipersyaratkan untuk dapat terjadinya proses infiltrasi dapat dihitung berbasis kurvatur meniskus pembasahan. Dalam banyak kasus serat tidak dapat menjadi pusat pengintian dalam proses solidifikasi. Salah satu konsekwensi akibat larutan yang diperkaya dengan penambahan elemen lain. Kontak antara penguat dan lelehan matrik seringkali terjadi dibawah tekanan hidrostatik tinggi untuk membentuk ikatan antarmuka yang kuat.

2.3.1.3 Spray Deposition

Teknik *spray deposition* dibagi menjadi dua bagian tergantung aliran tetes yang dihasilkan dari lelehan logam atau *continuous feeding* logam dingin dengan injeksi panas dalam kecepatan tinggi. Proses ini dikembangkan untuk membangun *bulk* logam dengan aliran atomisasi langsung dari tetes keatas subsrat. Adaptasi MMCs partikulat dihasilkan dengan menginjeksikan serbuk keramik dengan spray. Kecepatan droplet berkisar antara 20-40 m s⁻¹. Ketebalan lapisan, atau semi-solid, sering direpresentasikan dari bagian atas terbentuknya. Material MMCs yang dibuat dengan metode ini sering menunjukkan ketidakhomogenan distribusi partikel keramik. Lapisan yang kaya keramik dapat terlihat, hal ini disebabkan ketidakstabilan hidrodinamik dari kekuatan injeksi serbuk. Porositas

dari kondisi terspray ini berkisar 5-10%. *Thermal spraying* adalah proses atomisasi dalam keadaan meleleh. Kecepatan deposisi lebih lambat, namun kecepatan partikel ($\sim 50\text{-}400\text{ m s}^{-1}$) lebih tinggi. Kecepatan pendinginan untuk setiap reaksi biasanya sangat tinggi ($\sim 10^6\text{ K s}^{-1}$). Untuk MMCs berbasis Ti sangat sulit menghasilkan porositas yang rendah dan juga terjadi ketidakhomogenan distribusi fiber.

2. 3.1.4 Reactive Processing

Beberapa proses dikembangkan agar matrik dan penguat dapat saling berikatan dan reaksi kimia terjadi dengan baik. Dalam beberapa proses kelelehan logam teroksidasi. Misalnya, *directional oxidation* pada aluminium dalam proses "DIMOX. Proses yang lain adalah dengan menambahkan beberapa elemen pepadu dan melakukan pemanasan untuk pembentukan fasa cair, misalnya pencampuran Al, Ti dan B untuk membuat komposit Al + TiB₂. Pada waktu pembuatan densitas bakalan, logam cair diinfiltrasikan dengan *preform*, membentuk komponen mendekati bentuk aslinya. Produk yang dihasilkan sering mengandung logam sisa yang tidak bereaksi. Pada komposit yang dibuat dari lelehan aluminium, diharapkan terjadi infiltrasi lelehan sehingga pembasahan dapat dilakukan secara spontan tanpa bantuan tekanan luar. Cara ini cukup bagus untuk membuat komponen dengan bentuk mendekati bentuk aslinya, asalkan kandungan keramik cukup tinggi. Salah satu contoh adalah meningkatkan pembasahan Al dengan penambahan Mg kedalam lelehan dan nitrogen disekelilingnya, yang disebut dengan proses PRIMEX.

2.3.2 Proses Dalam Fasa Padat (*Solid State Processing*)

2.3.2.1 Diffusion Bonding

Monofilament-penguat MMCs dibuat dari rute foil-fiber-foil (*diffusion bonding*) dengan evaporasi dalam ketebalan relatif material matrik terhadap penguat. Komposit jenis ini biasanya berorientasi pada matrik Titanium. Untungnya, ikatan difusi cukup baik karena dapat larut pada permukaan oksida pada temperatur tinggi. Titanium yang dikuatkan dengan serat dibuat secara komersil dengan menempatkan susunan serat antara foil logam dan dilakukan

filament winding yang diikuti dengan penekanan panas. Satu problem utama yang harus dihadapi adalah menghilangkan efek reaksi kimia pada permukaan antara penguat dan matrik logam. Al, Mo atau V, secara kinetik menyebabkan proses rolling foil sulit dilakukan. Desain *fiber coating* dilakukan untuk menyelesaikan masalah ini. Secara umum, Untuk memperoleh jalur proses dan mengontrol fraksi volume penguat serta distribusi penguat yang homogen sangat sulit. Apalagi jika komponen yang dibuat memiliki bentuk yang kompleks. Ikatan difusi juga digunakan untuk memfabrikasi komposit lamina yang terdiri dari beberapa lapisan logam dan keramik.

2.3.2.2. Powder Blending

Pemrosesan fasa padat adalah salah satu metoda pengolahan logam yang memungkinkan adanya kontrol terhadap setiap variabel prosesnya. Ketepatan dan ketelitian dalam kontrol dan rekayasa variabel proses inilah yang menjadi penentu kualitas produk yang akan dihasilkan. Metode ini diawali dengan penyampuran serbuk logam dengan partikulit keramik untuk membuat MMCs. Setelah proses pencampuran ini biasanya diikuti dengan *cold compaction*, *degassing* dan perlakuan panas seperti Hot Isostatic Pressing (HIP) maupun sitering. Proses ini, biasanya memunculkan oksida 0.05-0.5vol%, khususnya untuk Al-MMCs. Oksida ini memberikan penguatan yang terdispersi dan mempengaruhi secara kuat sifat matrik. MMCs yang dibuat dengan pencampuran biasanya diekstrusi namun arah ekstrusinya harus paralel dengan arah serat penguat untuk mencegah terjadinya fragmentasi pada serat. Tingkat kerusakan fraktur fiber akan menurun dengan naiknya temperatur dan menurunnya kecepatan regangan lokal. Proses casting untuk pembuatan MMCs dapat mereduksi tingkat pengelompokan dan ketidakhomogenan material. Mikrostruktural akan sepanjang proses pembuatan akibat pengaruh temperatur lokal, tegangan, kecepatan regangan. Metode *Hot Isostatic Pressing* (HIPing) dapat memicu cacat mikrostruktural, meskipun merupakan metode yang atraktif untuk membuang porositas sisa, termasuk porositas yang tersambung pada permukaan.

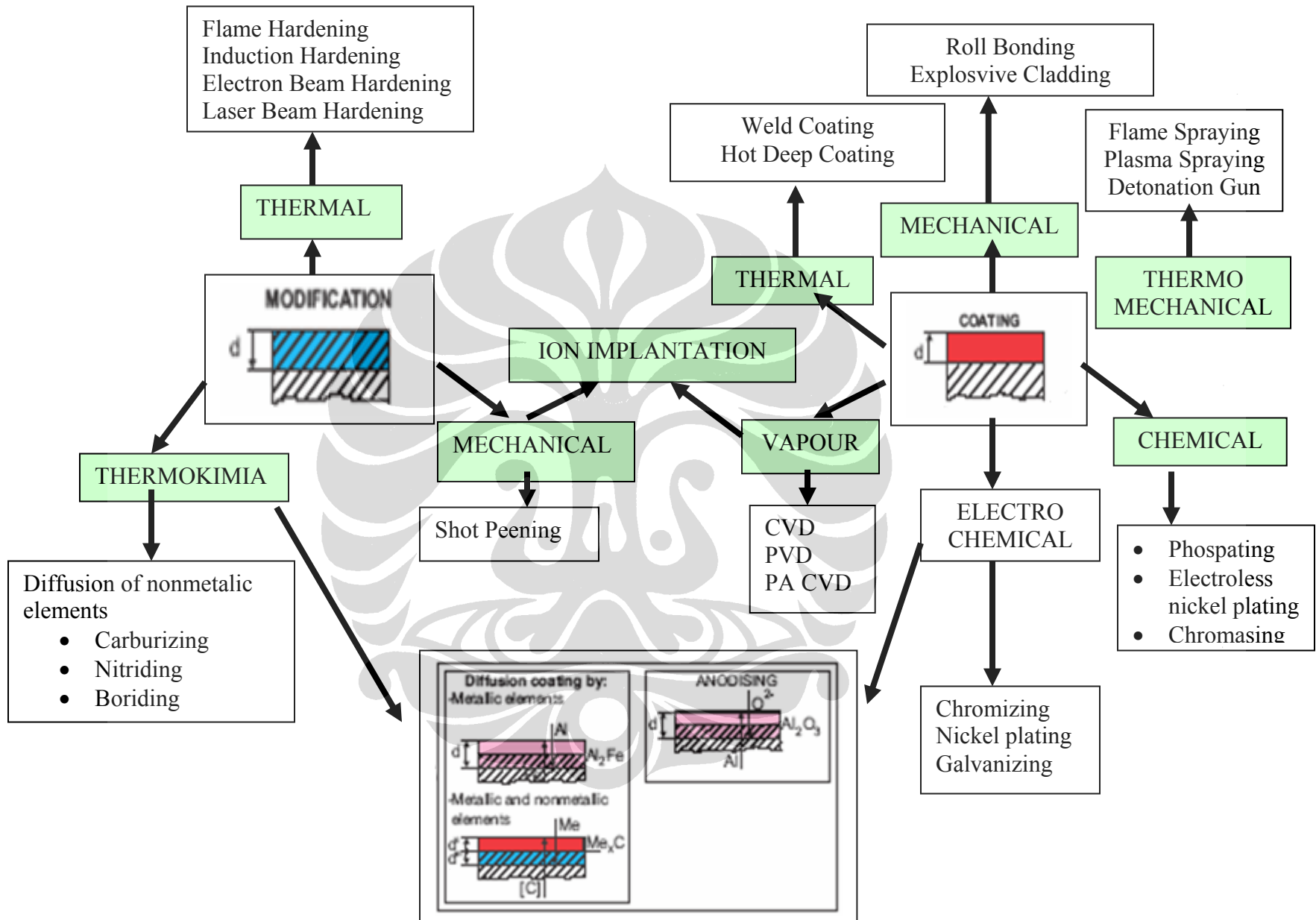
2.3.3 Vapor State Processing

2.3.3.1 Physical Vapor Deposition (PVD)

Semua proses PVD biasanya berjalan lebih lambat, namun lebih cepat dari proses evaporasi–menaikkan thermal vaporasi khususnya dalam kondisi vakum. Proses evaporasi digunakan untuk fabrikasi monofilament untuk penguat Ti maka membutuhkan tekanan tinggi untuk menghasilkan deposisi lapisan tipis. Uap dihasilkan dari tegangan tinggi (~10 kW) diujung batang *feedstock*. Komposisi Paduan dapat dibuat, dengan menggunakan kecepatan evaporasi dari larutan yang berbeda sehingga berakibat pada perubahan komposisi. Tidak ada pengaruh yang signifikan terhadap sifat mekanik kecuali setelah terbentuk penghalang difusi pada penguat berupa lapisan tipis hasil reaksi kimia. Jenis kecepatan deposisinya adalah ~5-10 $\mu\text{m min}^{-1}$. Komposit dengan metode ini kemudian fabrikasinya dilengkapi dengan dengan HIP. Distribusi penguat yang homogen dapat dilakukan dengan fraksi volume penguat mencapai 80%. Volume fraksi penguat yang dilapisi dapat dikontrol lewat ketebalan deposit lapisan.

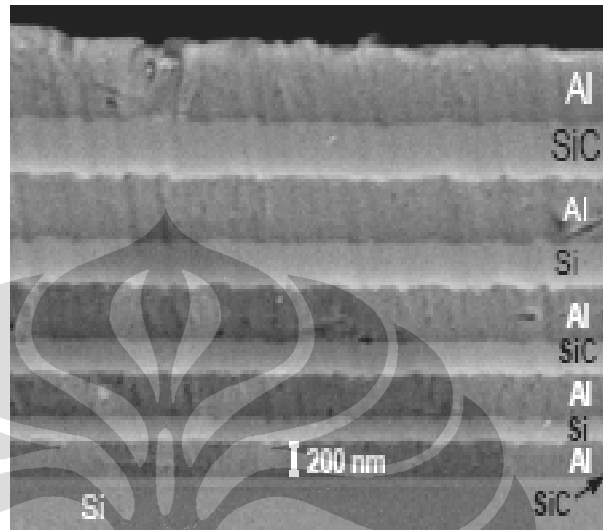
2.3.3 Metode Pelapisan dan Pembuatan Komposit Laminat

Komposit lamina yang banyak dikembangkan saat ini umumnya berbasis material polimer (Polimer Matrix Composite/PMC) sedangkan lamina berbasis logam yang biasanya berupa penggabungan lembaran logam, lebih sering masuk dalam bahasan *metal forming* bukan pada komposit laminat. Namun beberapa peneliti menyebutkan proses pelapisan tipis, pengelasan maupun anodizing dan carburizing sebagai metode pembuatan komposit laminat. Teknologi pelapisan adalah sebuah bidang baru yang dikembangkan dalam skala industri maupun skala riset. Teknologi pelapisan mungkin diterapkan dalam berbagai aplikasi baik untuk logam, keramik (karbida, nitrida dan oksida) hingga dikembangkan untuk material baru dengan satu atau banyak lapisan pada substrat logam maupun non logam (komposit laminat). Aplikasi material coating pada Gambar 2.5 berikut:



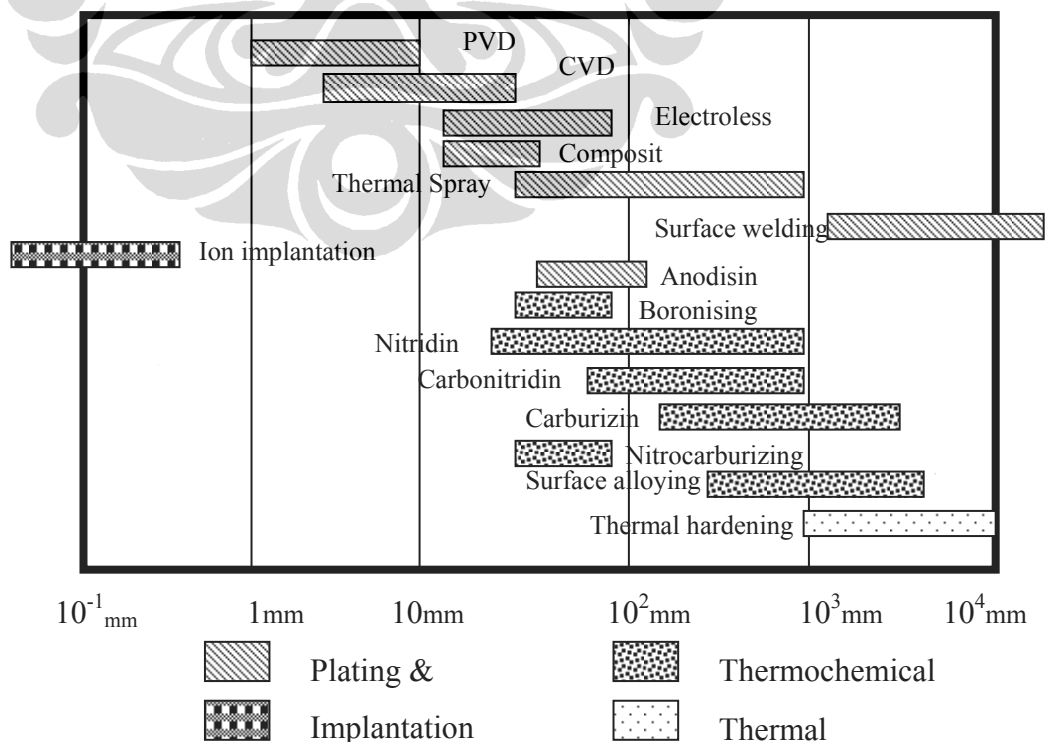
Gambar 2.5. Berbagai metode pelapisan pada material[30]

Pelapisan yang paling banyak digunakan untuk lapisan tipis adalah PVD (*Physical Vapour Deposition*) hingga mencapai 50% pemakaian dan selanjutnya adalah CVD. Teknologi pelapisan yang juga berkembang adalah modifikasi plasma dan implan ion.



Gambar 2.6. Mikrosstruktur komposit lapisan banyak(multilayer) Al/SiC yang dibuat dengan metode PVD. Ketebalan lapisan meningkat dengan bertambahnya jarak terhadap substrat

Tingkat ketebalan lapisan dari berbagai metode pelapisan yang ada dinyatakan dalam Gambar 2.7 berikut :



Gambar 2.7. Ketebalan lapisan berbagai dari metode pelapisan[30]

2.4. METALURGI SERBUK

Metalurgi serbuk adalah metode yang terus dikembangkan dari proses manufaktur yang dapat mencapai bentuk komponen akhir dengan mencampurkan serbuk secara bersamaan, dikompaksi dalam cetakan, dan dilanjutkan dengan proses sintering. Metode metalurgi serbuk memberikan kontrol yang teliti terhadap komposisi dan penggunaan campuran yang tidak dapat difabrikasi dengan proses lain. Proses metalurgi serbuk merupakan bagian dari proses fabrikasi yang sangat efektif dari segi biaya (*cost effective*) dan proses produksi sederhana. Proses metalurgi serbuk memiliki banyak keuntungan antara lain efisiensi pemakaian bahan yang sangat tinggi dan hampir mencapai 100%, tingkat terjadinya cacat seperti segregasi dan kontaminasi sangat rendah, kemudahan dalam proses standarisasi dan otomatisasi, kecepatan produksi tinggi, mudah dalam pembuatan produk beberapa paduan khusus yang susah didapatkan dengan proses pengecoran (*casting*), cocok untuk digunakan pada material / serbuk dengan kemurnian tinggi, cocok untuk pembuatan material komposit dengan matriks logam dan ketahanan aus yang baik

Akan tetapi metalurgi serbuk juga memiliki kekurangan yaitu sulitnya untuk mendapatkan produk homogen dengan kepadatan yang merata, dimensi yang sulit tidak memungkinkan karena selama penekanan serbuk logam tidak mampu mengalir keruang cetakan, biaya pembuatan yang mahal dan terkadang serbuk sulit penyimpanannya, kemurnian kurang. Meskipun serbuk yang digunakan murni, namun karena luas permukaan serbuk relatif tinggi dibanding berat serbuk sehingga mudah teroksidasi, dalam hal ini oksidasi dapat dianggap kontaminasi juga cenderung korosif. Serbuk lebih peka terhadap oksidasi dibandingkan benda pejal, karena serbuk memiliki porositas dan ukuran panjang maksimal 15 cm dengan luas $0,2 \text{ m}^2$, berat $< 10 \text{ kg}$. Hal ini dikarenakan mesin tekan, susunan cetakan dan proses sinter.

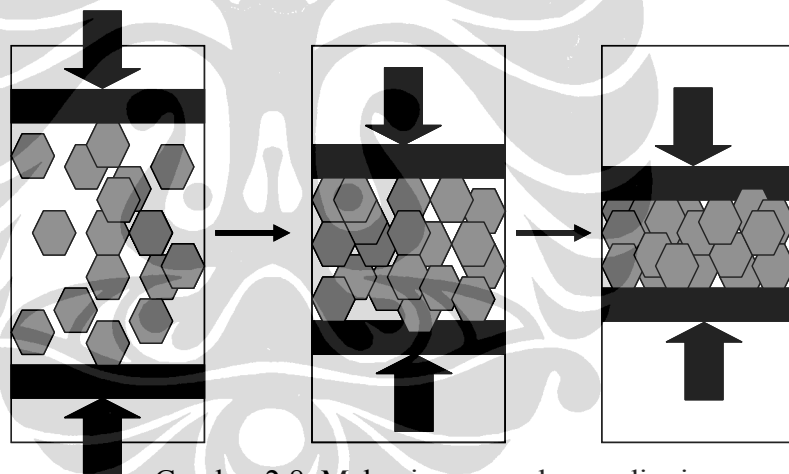
2.4.1 Pencampuran serbuk (*mixing powder*)

Pencampuran adalah menggabungkan 2 bahan serbuk atau lebih agar menjadi homogen. Metode yang digunakan dalam pencampuran ini ada dua macam yaitu pencampuran kering (*dry mixing*) tanpa menggunakan pelarut untuk

melarutkan dan dilakukan diudara terbuka. Metode ini pada umumnya digunakan pada serbuk yang tidak mudah teroksidasi. Pencampuran basah (*wet mixing*) adalah pencampuran matrik dan penguat dengan menggunakan pelarut polar. Lamanya waktu dan kecepatan pencampuran dan ukuran partikel serbuk sangat menentukan tingkat homogenisasi distribusi partikel.

2.4.2 Penekanan / Kompaksi

Penekanan adalah salah satu cara untuk memadatkan serbuk menjadi bentuk bakalan. Kompaksi atau penekanan dari serbuk berfungsi untuk konsolidasi dari serbuk kedalam bentuk yang diinginkan, memperoleh dimensi yang presisi sesuai dengan yang diinginkan, untuk memperoleh tingkat dan tipe porositas yang diinginkan serta agar material tidak mudah hancur, apabila dipindahkan selama proses.



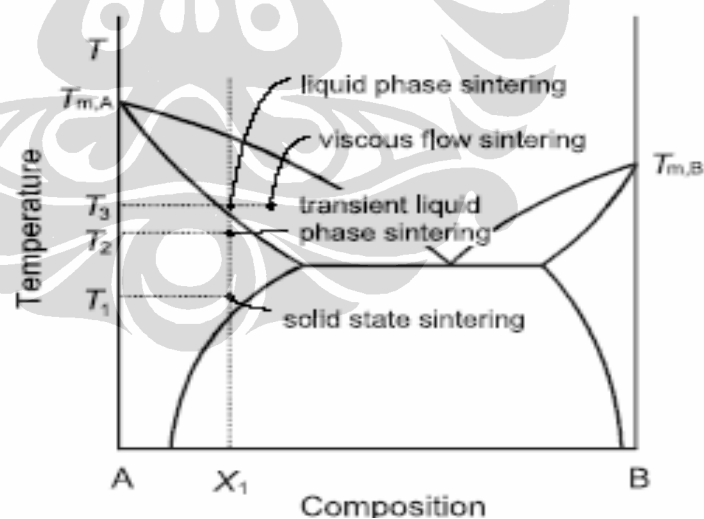
Gambar 2.8. Mekanisme penekanan dingin

Pada proses penekanan, gaya gesek yang terjadi antara partikel serbuk yang digunakan dengan partikel dinding cetakan dapat mengakibatkan perbedaan kerapatan di daerah tengah dan dipinggir cetakan. Untuk menghindari hal tersebut, maka menggunakan pelumas(*lubricant*). Pelumas yang digunakan harus memiliki sifat tidak reaktif terhadap serbuk yang digunakan dan memiliki titik leleh rendah, sehingga lubricant dapat menguap pada presintering. Pemberian pelumas pada proses penekanan, dapat menggunakan *Internal lubricant*, yaitu

pelumas dicampur dengan serbuk yang akan ditekan maupun *Die wall lubricant*, adalah pelumas diberikan pada dinding cetakan.

2.4.3 Sinter

Sinter merupakan teknik untuk memproduksi material dengan densitas yang terkontrol dari komponen logam atau serbuk keramik dengan aplikasi termal. Selain itu sinter dapat mendesain kontrol mikrostruktural yaitu kontrol ukuran butir (*grain size*), densitas pasca sinter (*sinter density*), ukuran dan distribusi fase lain termasuk pori (*pores*). Sinter secara esensial dikatakan sebagai suatu pergerakan pori dan atau partikel yang disertai dengan tumbuhnya butiran partikel dan bertambahnya kekuatan partikel yang berdekatan. Sintering secara umum dibagi 2 jenis yaitu *Liquid-phase sintering* dan *solid state sintering*. *Liquid-phase sintering* terjadi jika temperatur sinter terlalu tinggi dimana terjadi peleburan, sedangkan *solidstate sintering* terjadi pada temperatur yang rendah. Gambar 2.6 dapat diketahui bahwa pada saat T_3 terjadi *liquid phase sintering* dan saat T_1 terjadi *solid state sintering* dengan komposisi X_1 paduan A-B.

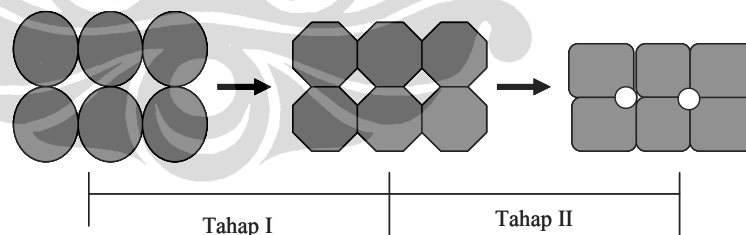


Gambar 2.9 Ilustrasi tipe sintering [30]

Sinter diawali dengan prasinter dimana dilakukan dengan pemanasan 1/3 dari titik leleh, sedangkan untuk proses sinter dipanaskan pada 2/3 titik leleh. Untuk menghindari reaksi oksida dengan material, maka proses sinter dilakukan pada lingkungan gas inert atau lingkungan vakum. Sinter umumnya dilakukan pada

temperatur konstan dengan waktu yang bervariasi untuk mendapatkan hasil tertentu, sehingga tahapan sinter dikaitkan dengan waktunya. Hal ini dilakukan secara kualitatif sebab peristiwanya terjadi lebih secara simultan dibanding secara berurutan. Tahapan sinter dapat dibedakan menjadi 3 yaitu awal (*initial stage*), medium (*intermediate stage*) dan akhir (*final stage*).

Tahapan awal adalah tahapan pengaturan kembali (*rearrangement*). Partikel akan mengalami pengaturan kembali posisinya sehingga bidang kontak antar partikel menjadi lebih baik. Pertumbuhan leher mulai terjadi pada daerah kontak antar partikel sehingga memungkinkan fase baru. Pada tahapan ini, *shrinkage* yang terjadi mencapai 4-5% dan densitas relatif antara 0,5-0,6. Tahapan medium, pertumbuhan butir. Pada tahap ini struktur porositas menjadi lebih halus, tetapi tetap saling berhubungan hingga akhir sinter. Pertumbuhan butir yang terjadi pada tahapan ini akan menghasilkan porositas yang mengecil sebanding dengan pembesaran butir. Pada tahapan akhir sinter adalah pengecilan porositas sebagai hasil dari proses difusi dan memungkinkan terjadinya transformasi fase. Peristiwa tersebut akan mengakibatkan material komposit mengalami penyusutan[32]. Proses densifikasi telah berakhir. Densitas relatif telah diatas 0,95. Ilustrasi tahapan awal dan medium dapat dilihat pada Gambar 2.10 berikut ini.

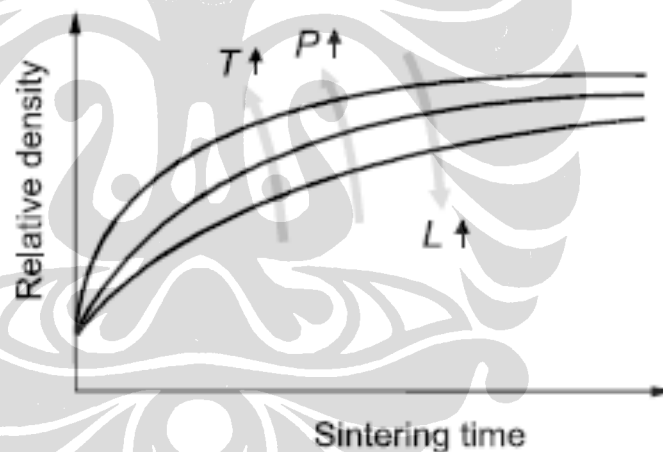


Gambar 2.10 Ilustrasi tahap awal dan medium sinter

2.4.4. Pengaruh Material dan Proses Sinter

Ada beberapa hal yang mempengaruhi proses sinter yaitu ukuran partikel, bentuk dan topografi partikel. Topografi partikel dapat meningkatkan kontak fisik antar partikel sehingga dapat meningkatkan area *internal surface*. Semakin kecil ukuran partikel maka total luas permukaan partikel juga semakin besar dan energi

panas yang dibutuhkan untuk mencapai densifikasi tertentu menjadi lebih sedikit. Hal ini sesuai dengan hukum Herring scaling[34]. Faktor lain yang berpengaruh adalah struktur butir. Struktur yang halus dapat meningkatkan sinter yaitu pada mekanisme transpor materialnya. Komposisi partikel juga berpengaruh karena daya dorong sinter dipengaruhi oleh impuritas maupun penambahan paduan. Semakin tinggi temperatur sinter dan semakin lama waktu tahan sinter maka energi difusi akan semakin besar[33]. Hubungan antara waktu tahan sinter terhadap densitas komposit dinyatakan pada Gambar 2.8. Pada gambar ini terlihat bahwa semakin lama waktu tahan sinter maka akan semakin tinggi densitas komposit yang diperoleh. Porositas adalah bagian yang tidak koheren dari sinter, berupa kekosongan berisi gas atau pelumas. Porositas bahan dapat ditentukan dengan pengukuran densitas bahan. Densitas teoritis adalah densitas bahan yang mengalami pemadatan sempurna tanpa pori.



Gambar 2.11. Hubungan antara waktu tahan sintering dengan densitas relatif komposit[30]

Mekanisme sinter meliputi difusi kisi dari batas butir ke leher, difusi batas butir dari batas butir ke leher, difusi kibat aliran viscous dari permukaan partikel ke leher, evaporasi-kondensasi dari permukaan partikel dan difusi gas.

2.5. SEJARAH PENGEMBANGAN KOMPOSIT LAMINAT LOGAM

Komposit logam lamina dari baja yang dibuat kira-kira tahun 2750 SM telah ditemukan di piramid besar di Gizeh Mesir tahun 1837 dan diperkirakan merupakan komposit lamina logam yang pertama kali dibuat. Juga pisau *Adze* tertanggal 400 SM. Pedang-pedang jepang jaman kekaisaran dan shogun adalah komposit lamina dengan berbagai level kualitas. Pedang Merovingian merupakan komposit lamina baja. Juga berbagai senjata yang ditemukan di China, Thailand, Indonesia, Germany, Britain, Belgium, Prancis, dan Persia. Komposit lamina logam disebut Laminated Metal Composites (LMCs) yaitu penggabungan 2 lapis atau lebih dari lapisan logam atau lapisan yang mengandung bahan logam. Konsep utama dari proses laminasi adalah meningkatkan sifat material, seperti ketahanan terhadap fraktur, perilaku fatik, aus, korosi dan kapasitas redam maupun meningkatkan mampu bentuk dan keuletannya. Keuntungan yang lain adalah adanya variasi struktural laminasi seperti fraksi volume material dan ketebalannya.

2.5.1. Pengembangan LMCs Dahulu

Dahulu pengembangannya untuk membuat senjata, biasanya berbahan besi karbon/baja dengan perlakuan carburizing. Peningkatan sifat mekanik yang direkayasa adalah mengoptimalkan kombinasi antara kekuatan, ketangguhan dan ketajaman. salah satu proses laminasi yang menarik adalah melaminasikan lapisan rendah karbon dengan lapisan tinggi karbon. Perisai atau tameng Achilles ditemukan 800 SM di Yunani. Dibuat dari 5 lapis logam : 2 bronze, 2 perak, 1 emas dan bronze yang menghasilkan perisai yang tidak dapat ditembus. Bajak dan alat pertanian, ditemukan 400 SM di Al Mina Turki dekat siria. Dibuat dari baja karborizing dan baja karbon rendah. Pedang damaskus yang dipakai Salahuddin al Ayyubi dalam perang salib berasal dari baja. Pedang cina yang dibuat 900SM dengan seratus kali penghalusan berkualitas sama dengan pengolahan logam abad kedua masehi. Pedang Viking 600M dari baja martensitik. Pedang jepang dikembangkan dengan perubahan kadar karbon.

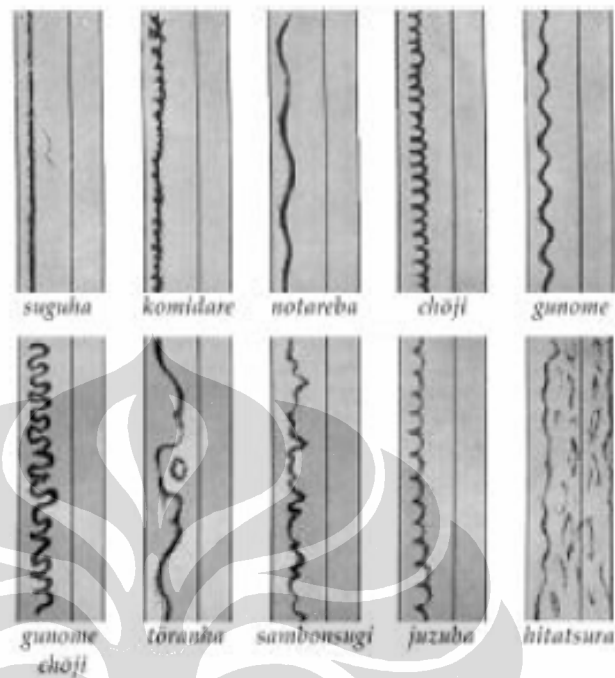
Tabel II.2. Artifak LMCs [2]

Objek	%C	Gram	Umur(tahun)	Referensi
Iron Hook	0,18	4,53	1330+110	Nakamura et al
Japanese Sword	0,49	2,27	880+150	Nakamura et al
Frobisher Bloom	0,30	1,34	1340+70	Cresswell
Luriston Dagger	0,30- 1,0	0,485	290+60	Cresswell
MIT Dagger	0,30- 1,0	1,44	2880+60	Cresswell
Sri Lanken Wootz	1,79	0,274	980+40	Cresswell
Cast Iron Planing Adze	3,6	0,93	1770+160	Nakamura et al

Tabel II.3. Pengembangan LMCs dahulu [2]

Material	Approximate Era	Composition	
		Layer A	Layer B
Gizeh pyramid Laminated steel plate	2750 BC	Low carbon steel 0,2 %C	Wrought Iron
Archilles Shield	700-800 BC	5 layer composite of bronze/tin/gold/tin/bronze	
Adze Blade (Turkey)	400 BC	Medium carbon steel 0,4%C	Low carbon backing plate 0,1%C
Chinese blade(Hundred Refinings)	100 AD onward	Carbon steel	Pure iron
Japanese Sword	400-500 AD to present		
Overall Blade		Outer sheath : 0,6-10%C	Inner core : 0-0,2%C
Outer Sheath-Initial to Final condition		1,6%C reduced during 12-20 folding to 0,6-1,0%C	Interlayer regions during final foldings may be low in C due to decarburization
Thailand Tools	400-500 AD	neglegible	0,13, 1,8%C
Indonesian Kris	14 th Century AD onward	Tool steel 1%C	Low carbon, meteoric iron (Fe-5-7%Ni
Halberd	14 th Century AD onward	High carbon	Low carbon (compe assembly)
Chinese pattern Welded Blade	17 th Century AD	Unknown	unknown
Shear Steel and Double Shear Steel	19 th Century AD	High carbon	mild steel
European Gun barrels	19 th Century AD	Steel 0,4%C	Low carbon steel or pure iron
Persian Dagger	19 ^h Century AD	0,8%C	0,1%C

Pola laminasi pedang jepang jenis Hanom juga bervariasi sebagaimana ditunjukkan pada Gambar 2.12.



Gambar 2.12 Jenis Hanom [36]

2.5.2. Aplikasi dan Proses Pembuatan LMCs saat ini

Pada zaman modern LMCs banyak dikembangkan di Uni Soviet dibandingkan di Eropa dan Amerika. Salah satu penggunaan material LMCs adalah dalam aplikasi fraktur kritis pada pipa besar, bejana tekan besar, atau tabung senjata. Tabung senjata terdiri dari satu atau lebih silinder yang disusun dan disusutkan secara bersamaan. Pada berbagai aplikasi ini, permukaan antarmuka lapisan menjadi awal cracking melalui berbagai mekanisme yang berbeda. Metode yang umum dikembangkan untuk membuat LMCs adalah pengelasan ataupun pembentukan (*metal forming*) seperti roll panas, misalnya pada pembuatan tabung senapan, yang menggunakan proses yang disebut “*radial shear helical rolling procedure*”, untuk mengkonsentrasikan. Bahan yang digunakan umumnya adalah baja dengan kadar karbon dalam rentang yang besar termasuk baja dengan karbon tinggi (pada faktanya besi tuang putih) mengandung 2.0-2.6% karbon. Teknologi LMCs juga digunakan untuk proses manufaktur rod berlapis terkonsentrasi (*concentrically layered rods*) yang digunakan untuk paku

dengan kekuatan tinggi (high strength track pins) pada traktor dan tanks[36]. LMCs lain yang digunakan adalah Al/steel, Cu/steel, and Al/Cu.yang diproduksi dengan metode *explosive bonding* dan pengelasan.

Proses manufaktur LMCs saat ini adalah bonding, deposisi, dan *spray forming*. Teknik pelapisan diklasifikasikan dalam beberapa subgroup seperti adhesive bonding, melt bonding, infiltrasi, ikatan difusi, reaksi ikatan, deformasiikatan. Ada beberapa faktor yang berpengaruh terhadap kualitas ikatan seperti preparasi permukaan material, temperatur, tekanan, difusi antarmuka, dan reaksi kimia antar komponen material. Selain mempengaruhi kualitas ikatan, faktor-faktor tersebut mempengaruhi mikrostruktur, kimiawi, kekuatan ikatana antarmuka maupun kualitas sifat mekanik dan fisik material secara keseluruhan. Teknik deposisi, berkaitan dengan peningkatan transport atomik maupun molekular melalui proses *sputtering*, evaporasi, deposisi uap secara fisika maupun kimia (CVD or PVD), maupun elektroplating. Metode deposisi ini memiliki beberapa kelemahan seperti waktu proses yang cenderung lama dan biaya produksi yang tinggi jika dilakukan untuk produksi dalam skala besar. Penggunaan metode *sputtering* juga dilakukan untuk pembuatan lamina dengan ketebalan beberapa ratus mikrometer, dari Cu dan Monel, yang masing-masing layernya ada dalam ukuran nanometer. Material yang dihasilkan juga mengandung 10 ribu lapisan diskrit dan individual, yang masing-masing lapisan mengandung ketebalan yang hanya beberapa atom. Metode deposisi menghasilkan ketebalan lapisan yang sangat halus spacing laminasinya berkisar antara 1 hingga 0.0015 μm . Teknik lama umumnya menggunakan mekanisme/proses mekanik. Kualitas ketebalan laminsainya berkisar antara 50 to 1000 μm .

Pada umumnya material monolitik (seperti baja dan aluminium), memiliki sifat struktural yang baik namun memiliki sifat peredaman yang rendah. Disisi yang lain, material dengan sifat struktural yang lemah (seperti timbal dan plastik) pada umumnya memiliki kapasitas redaman yang baik. LMCs memiliki potensi untuk meningkatkan respon redaman dengan penambahan mekanisme redaman. Mekanisme ini muncul dengan karena adanya beberapa lapisan dalam LMCs. Mekanisme yang muncul ini selanjutnya berasosiasi dengan antarmuka datar (*planar interfaces*) dan menyebabkan perubahan pada konstanta elastisitas pada

satu lapisan terhadap yang lain. Pada umumnya antarmuka menjadi sumber yang baik bagi peredaman. Misalnya pergerakan domain magnetik pada bidang tegangan daerah pergeseran batas butir akibat tegangan geser dan aliran termal yang melintas daerah heterogen. Saat ini LMCs yang dikembangkan adalah sistem UHCS/brass yang memiliki potensi yang sangat baik dan kemampuan damping yang tinggi. LMCs ini mampu meredam frekwensi rendah (2-40 Hz)

Tabel II.4. Pengembangan LMCs saat ini[2]

Material	Approximate Era	Composition	
		Layer A	Layer B
UHCS Mild Steel	1979-present	1%C	AISI 1020, 0,2%C
UHCS Interstitial Free Iron	1984	UHCS	0%C
UHCS HMS	1990	UHCS	Hadfield manganese steel
UHCS Ni/Si	1992	UHCS	Ni-Si
UHCS Brass	1992	UHCS	Al-bronze, brass 70%Cu-30%Zi
UHCS 304 SS	1997	UHCS	304 Stainless steel
UHCS Fe-3Si		UHCS	Fe-3%Si
Former Soviet Union Oil Pipes	Present	Oil pipe steel	Same composition
Former Soviet Union Explosive Forming	Present	Tool steel/tool steel	Cu/Al
Moscow Steel and Alloy Institute Concentric Tubes	Present	2,1-2,6%C	0,6%C
Modern Japanese Sword	Present	See ancient Japanese sword	
Norwegian 3-layer Blades and Japanese hisels	Present	A-B-A laminate type A-low carbon or stainless B- High carbon tool steel	
Modern Damascus steel Pattern Welded Knives	1970-present	Ee tabel 4 in accompanying paper by wadsworth and lesuer	

Dari berbagai pengembangan LMCs baik pada zaman dahulu maupun saat ini umumnya bertujuan untuk meningkatkan kekuatan tarik, ketangguhan, daya redam dan kualitas atraktif yang lain.

2.6. ANALISA ANTARMUKA MATRIK-PENGUAT DAN ANTARMUKA LAPISAN LAMINAT

Dalam komposit, penguat dan matrix menghasilkan kombinasi sifat mekanik yang berbeda dengan sifat dasar dari masing-masing matriks maupun penguat karena adanya antarmuka antara kedua komponen tersebut. Antarmuka antara matrik-penguat dalam pembuatan komposit sangat berpengaruh terhadap sifat akhir dari komposit yang terbentuk, baik sifat fisik maupun sifat mekanik. Pengertian klasik dari antarmuka yaitu permukaan yang terbentuk diantara matriks dan penguat dan mengalami kontak dengan keduanya dengan membuat ikatan antara keduanya untuk perpindahan beban. Antarmukamempunyai sifat fisik dan mekanik yang unik dan tidak merupakan sifat masing-masing matriks maupun penguatnya. antarmuka biasanya diusahakan 'tanpa ketebalan (atau volume)' dan mempunyai ikatan yang sangat bagus. Konsep dua dimensi dari antarmuka sekarang berubah menjadi tiga dimensi yang sering disebut '*interphase*'. *Interphase* yaitu permukaan dari matriks-penguat klasik dengan ketebalan tertentu dimana sifat fisik, kimia, dan morfologinya berbeda dari *bulk material*-nya. Pada daerah ini terjadi reaksi kimia, tegangan sisa, dan terjadi perubahan volume. Pengertian tersebut yang sekarang sering disebut dengan antarmuka. Contoh antarmuka adalah antara matriks dan penguatnya. antarmuka bisa berupa ikatan atom yang sederhana (antara alumina dan aluminium murni), bisa juga berupa reaksi antar matriks (aluminium karbida antara aluminium dan serat karbon), atau penguatan pada pelapisan. Untuk mengontrol antarmuka agar mempunyai sifat mekanis yang bagus maka perlu untuk mempelajari mekanisme adhesi dan mekanika perpindahan beban pada antarmuka. Antarmuka sangat berpengaruh terhadap kekuatan, kekakuan, ketangguhan, ketahanan mulur, dan degradasi terhadap lingkungan.

Adhesi adalah fenomena spesifik pada teori antarmuka. Ada tiga teori utama pada adhesi yaitu absorpsi, muatan listrik dan difusi. Selain tiga teori tersebut, ada juga teori ikatan kimia, ikatan reaksi dan ikatan mekanik. Adakalanya ditambahkan zat adesif untuk membantu ikatan antarmuka lapisan. Material adhesif harus memiliki beberapa sifat yaitu harus mampu membasahi permukaan – harus mampu mengalir melawati permukaan dan menggeser udara

dan segala kontaminasi, harus menetap pada permukaan - setelah mengalir melewati seluruh area permukaan itu harus menetap pada posisinya menjadi tidak stabil, harus mampu meningkatkan kekuatan dan harus selalu stabil – Tidak terpengaruh dengan usia, lingkungan, dan faktor – faktor lain selama ikatan diperlukan. Antarmuka terbentuk karena adanya ikatan antara matrix dan penguatnya.

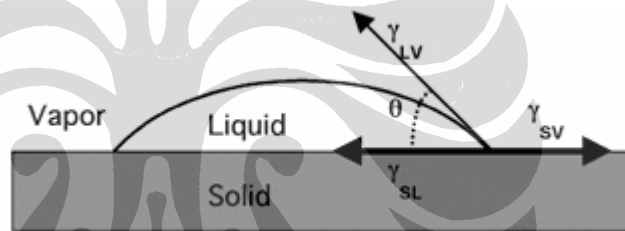
Teori adhesi yang pertama adalah adsorpsi dan pembasahan. Pada teori Adsorpsi gaya tarik menarik antara permukaan diinterpertasikan sebagai penyerapan kimia atau penyerapan secara fisik. Secara esensi teori ini menampilkan adesi sebagai satu sifat tertentu dari fasa pada antarmuka dimana molekul polar atau yang mengelompok akan terorientasi. Gaya terlibat dalam mekanisme ini disebut gaya van der Waal – Orientasi, induksi dan efek dispersi. Jika molekul yang ada cukup besar dan mengandung komponen polar dan nonpolar sebagai entitas yang terpisah, pencapaian pada permukaan yang mengakibatkan perubahan yang konstan akan menyebabkan terjadinya orientasi. Non Polar akan berada pada medium dengan konstanta dielektrik rendah dan bagian polar akan berada pada medium dengan konstanta dielektrik tinggi. Ini adalah proses yang terjadi pada proses adsorpsi dan pasti terjadi jika benar-benar digunakan teori adsorpsi. Adsorpsi adalah suatu proses yang terjadi ketika suatu gas atau cairan berkumpul diatas permukaan suatu benda padat atau suatu cairan (*adsorbent*), membentuk suatu molekul atau film atomis (*adsorbate*). Adsorpsi berbeda dari absorpsi, di mana suatu unsur berdifusi ke dalam suatu cairan atau padatan untuk membentuk suatu larutan. Pembasahan yaitu kontak antara fluida dan permukaan. Ketika cairan mempunyai tegangan permukaan yang tinggi akibat ikatan internal yang kuat, maka akan terbentuk tetes, sedangkan cairan dengan tegangan permukaan yang rendah akan menyebar mengelilingi area yang lebih luas (berikatan dengan permukaan). Dengan kata lain, jika permukaan mempunyai energi permukaan yang tinggi, tetesan akan menyebar, atau membasahi permukaan. Jika permukaan mempunyai energi permukaan yang rendah, akan terbentuk tetesan. Fenomena ini terjadi karena minimisasi energi antarmuka. Jika energi permukaan tinggi, maka akan dikelilingi oleh cairan karena interface akan menurunkan energinya. Perilaku pembasahan dari penguat terhadap matrik dapat

diketahui dengan menghitung sudut kontak dan energi permukaannya. Pembasahan dari permukaan padat terhadap permukaan cair (contoh adhesive) dapat diketahui berdasarkan persamaan Young:

$$\gamma_{SL} = \gamma_{SV} - \gamma_{LV} \cos \theta \dots \dots \dots (2.1)$$

dimana γ_{SV} energi bebas per unit area pada permukaan padat dan gas, γ_{LV} tegangan permukaan antara permukaan cair dan gas, γ_{SL} energi interfacial, dan θ adalah sudut kontak. Pekerjaan adhesi (*Work of adhesion* - W_A) dari tetesan cairan pada substrat dinyatakan oleh persamaan Dupré's:

$$W_A = \gamma_{SV} + \gamma_{LV} - \gamma_{SL} \dots \dots \dots (2.2)$$



Gambar 2.13. Permukaan adhesive [30]

Teori adhesi yang kedua adalah gaya tarik elektrostatis (*Electrostatic Attraction*). Teori ini menjelaskan gaya tarik menarik dalam prinsip elektrostatis yang mempengaruhi antar muka. Berdasarkan prinsip *electrical double layer* yang terbentuk dari penggabungan dua material, akan memproduksi gaya tarik menarik *coloumbic* yang memungkinkan material untuk adhesi dengan baik. Perbedaan nilai elektrostatis antara konstituen pada antarmuka dapat menyebabkan ikatan atraksi (*attraction bonding*). Kekuatan pada antarmuka tergantung pada berat jenis muatan. Walaupun atraksi ini tidak membawa kontribusi yang terlalu berarti terhadap kekuatan akhir dari ikatan pada antarmuka, namun bisa menjadi penting ketika permukaan fiber ditambahkan dengan beberapa agen pengikat. Teori adhesi yang ketiga adalah Interdifusi. Dalam teori ini adhesi dinyatakan pada jalinan antar molekul pada antarmuka. Ini diaplikasikan pada penyatuan pada polimer dengan berat molekul tinggi. Konsep utamanya adalah adhesi meningkat melalui

interdifusi dari *adherend* dan *adhesive*. Perbedaan utama adalah bahwa teori ini bisa diaplikasikan pada tiga dimensi proses dibandingkan dua dimensi proses. Interdifusi dapat terjadi karena adanya pelarut dan jumlah difusi tergantung pada penyesuaian molekul, konstituen yang terlibat, dan kemudahan pergerakan molekul. Daerah antarmuka yang terbentuk mempunyai ketebalan yang kuat, dan sifat mekanis, fisik, dan kimianya berbeda dari penguat dan matriknya, tetapi interdifusi tidak selalu menguntungkan karena bisa terbentuk senyawa yang tidak diinginkan, biasanya ketika lapisan oksida terbentuk pada fiber dan mengganggu pada tekanan dan temperatur tinggi saat proses fasa padat.

Teori adhesi yang keempat adalah ikatan kimia. Ikatan terbentuk antara group kimia pada permukaan penguat dan grup kimia yang mudah bertukar pada matriks dan kekuatan ikatan tergantung pada jumlah dan jenis ikatan, formasi dimana biasanya mengaktifkan reaksi kimia. Teori ikatan adhesi yang terakhir adalah ikatan mekanik. Ikatan mekanik hanya melibatkan *mechanical interlocking* pada permukaan. Kekuatan antarmuka tidak terlalu tinggi pada tegangan transversal kecuali jika ada sejumlah besar sudut *re-entrant* pada permukaan fiber, tetapi kekuatan geser sangat signifikan tergantung derajat kekasarannya. Sebagai tambahan aspek geometri yang simpel dari ikatan mekanis, ada beberapa tegangan sisa atau internal pada material komposit yang dikembangkan selama proses fabrikasi terhadap matrik shrinkage dan ekspansi panas yang tidak sama antara matrik dan fiber.

2.6.1. Fenomena Antarmuka Matrik-Penguat Pada MMCs

Metal matrix composit terdiri dari komposisi logam dan non organik material penguat. Zona bagian muka antara dua fase ini (*interface or interphase*) adalah bagian yang sangat penting dari MMCs. Pengembangan ikatan dari interaksi fisik maupun interaksi kimia, friksi antarmuka dan tegangan temperatur berdasarkan koefisien thermal ekspansi matriks dan penguat. Pemahaman dan kontrol terhadap fenomena antarmuka dapat mengendalikan perpindahan panas, listrik dan sifat mekanik komposit secara keseluruhan. Hal ini menjadi kemampuan yang paling utama dalam mendesain MMCs untuk fungsi tertentu

Permasalahan antarmuka pada MMCs telah banyak diteliti. Dengan mempertimbangkan antara faktor fisik dan faktor kimia dari komponen komposit, kekuatan dan ketangguhan material, hasil yang dicapai merupakan perpaduan antara berbagai faktor berdasarkan kebutuhan. Antarmuka yang lemah akan menginisiasi terjadinya pelanjutan retak pada permukaan sementara itu matriks yang kuat ditambah dengan fiber yang kuat akan menyebabkan terjadinya retak bersamaan pada matriks dan partikel penguat. Dan jika matriks lebih lemah dibandingkan tegangan antarmuka dan kekuatan partikel penguat maka kekuatan akan merambat pada matriksnya saja. Kemampubasahan dari proses penguatan material dengan logam cair, memainkan peranan utama dalam membentuk ikatan. Hal ini sangat tergantung dari panas yang ada, konsentrasi elektron valensi, suhu, temperatur, tekanan, kekasaran dan kristalografi dari matriks. Sama seperti antara ikatan logam dan ikatan kovalen dimana terefleksi pada ikatan kovalen keramik lebih mudah dilapisi dibandingkan alumina yang merupakan keramik dengan ikatan ionik yang kuat. Kekasaran permukaan dari material meningkatkan interlocking mekanik pada antar muka dan juga terhadap kekuatan geser anarmuka. perbedaan koefisien ekspansi termal yang besar antara matriks dengan penguat, bisa memicu tegangan dalam pada matriks dan peningkatan kemungkinan kegagalan antarmuka. Contoh tertentu pada reaksi antarmuka pada MMCs diberikan pada Tabel II.5 berikut :

Tabel II.5. Reaktivitas penguat terhadap Al dan Mg Pada $T < 800^{\circ}\text{C}$ pada

	Al	Mg+ Al	Mg
C	$4\text{Al}+3\text{C} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3$	$2\text{Al}+\text{Mg}+2\text{C} \rightarrow \text{Al}_2\text{MgC}_2 (<2\%\text{Al})$ $4\text{Al}_3\text{C} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 (<2\%\text{Al})$	Tidak ada reaksi
Si	Terbentuk AlSi Alloy	$\text{Si} + 2\text{Mg} \rightarrow \text{Mg}_2\text{Si}$	$\text{Si} + 2\text{Mg} \rightarrow \text{Mg}_2\text{Si}$
B₄C	$6\text{B}_2\text{C} + 27\text{Al} \rightarrow 6\text{Al}_2\text{BC} + 9\text{AlB}_2$ Al B ₂₃ , Al ₃ B ₂₄ C ₂ , AlB ₂₄ C ₄ juga terbentuk	$6\text{B}_2\text{C} + 27\text{Al} \rightarrow 6\text{Al}_3\text{BC} + 9\text{AlB}_2$ AlB ₃ , Al ₂ B ₂₃ C ₂ , AlB ₂₄ C ₄ juga terbentuk	Tidak ada reaksi
SiC	$4\text{Al} + 3\text{SiC} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{Si}$	$4\text{Al} + 3\text{SiC} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{Si}$	
TiC	$4\text{Al} + 3\text{TiC} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{Ti}$ $13\text{Al} + 3\text{TiC} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{Al}_3\text{Ti}$		
	Al₂O₃	Tidak ada reaksi	$3\text{Mg} + 4\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow 3\text{MgAl}_2\text{O}_4 + 2\text{Al}$ $3\text{Mg} + \text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow 3\text{MgO} + 2\text{Al}$
	SiO₂	Tidak ada reaksi	
	TiO₂	$13\text{Al} + 3\text{TiO}_2 \rightarrow 3\text{Al}_3\text{Ti} + 2\text{Al}_2\text{O}_3$	
	Cu	Ti	
C	Tidak ada reaksi	$\text{Ti} + \text{C} \rightarrow \text{TiC}$	
	SiC	Tidak ada reaksi	$\text{Ti} + \text{SiC} \rightarrow \text{TiC} + \text{Si}$

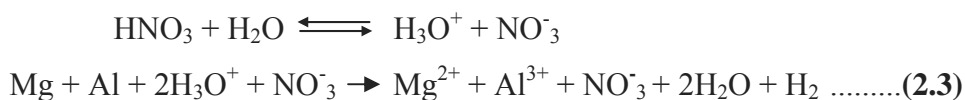
Dengan entalpi bebas dari formasi pada temperatur tertentu, menunjukkan bahwa banyak logam dari bentuk cair bereaksi dengan material penguat pada oksida dan karbida. Proses kimia yang terlibat disini adalah oksidasi dari elemen matriks dan reduksi dari material penguat. Walaupun secara termodinamik mudah, beberapa reaksi tidak terdeteksi dan kenyataannya reaksi ini harus dievaluasi kembali untuk menentukan potensi reaksi yang sesungguhnya. Konsekuensinya adalah degradasi kimia dari material penguat yang berarti juga penurunan kualitas sifat mekanik. Susunan yang getas pada antarmuka mengakibatkan fase yang tidak menguntungkan pada daerah sekeliling material penguat. Atau bahkan pada kasus matriks paduan, reaksi tersebut bisa menyebabkan sifat matriks dekat dengan sifat antarmukanya.

Ada beberapa cara agar reaksi antarmuka pada MMCs dapat direkayasa. Pertama dengan merubah komposisi matriks, maka reaksinya pada material penguat dapat diubah. Contohnya dengan penggunaan Aluminium jenuh sebagai matrik maka pembentukan fasa antarmuka Al_4C_3 dapat dicegah. Cara lain adalah dengan merubah material penguat. Perlakuan permukaan dapat digunakan untuk mempasifkan permukaan material penguat seperti pada Al-SiC. Selanjutnya jenis proses dan parameternya harus dipilih dan disesuaikan dengan sistem MMCs

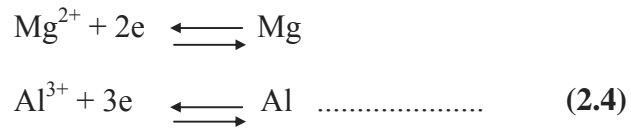
Perbedaan keterbasahan dan agglomerasi di dalam bahan komposit berbasis serbuk, dapat menurunkan sifat mekanik bahan yang akan dihasilkan, karena ikatan antar muka yang terbentuk antara matrik dan penguat (*filler*) tidak begitu sempurna. Zainuri[25] meneliti bahwa pada komposit isotropik Al/SiC berbasis serbuk, permukaan partikel SiC dapat direkayasa dengan metoda *electroless plating* dengan menimbulkan oksida logam tipis, yang berperan sebagai pengikat. Penggunaan metoda *electroless plating* untuk membentuk oksida pada permukaan SiC merupakan alternatif yang mudah dan tidak menggunakan temperatur tinggi. Pelapisan oksida logam metastabil pada permukaan partikel keramik seperti SiC, B_4C , Al_2O_3 atau materi keramik yang lain dapat meningkatkan keterbasahan dengan bahan logam. Selain untuk mengatasi masalah keterbasahan, penggunaan metoda *electroless plating* dengan menimbulkan oksida logam tipis pada permukaan penguat SiC dapat mengurangi terjadinya pengelompokan pada SiC. Penggunaan SiC sebagai penguat dalam

pembuatan bahan komposit secara teori sangat menguntungkan, yaitu didapatkan paduan yang sangat kuat. Tetapi dalam kenyataannya sangat sulit, karena kecenderungan SiC untuk mengelompok sangat besar di saat digabungkan dengan substansi lain. Pengelompokan SiC ini bisa jadi disebabkan oleh adanya gaya elektrostatis yang di bangun oleh muatan di sekeliling permukaan dari SiC itu sendiri, yaitu terbentuknya SiO yang terdapat pada permukaan SiC, hasil akhir dari SiO ini adalah terbentuknya SiOH. Yang mana akan menghasilkan terbentuknya ikatan hidrogen antar SiC dan hal inilah yang menyebabkan terjadinya pengelompokan pada SiC. Ketika SiC ini dipadukan dengan bahan lain keadaan pengelompokan SiC ini akan menjadi langkah awal terjadinya penyebaran SiC yang tidak merata pada komposit.

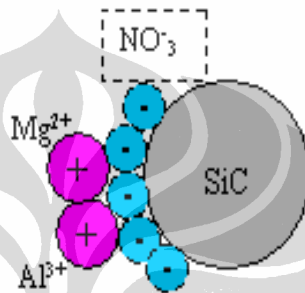
Pelapisan yang dilakukan terhadap partikel SiC adalah $MgAl_2O_4$ (*spinel*) dengan menggunakan metoda *electroless plating*. *Electroless plating* adalah salah satu metoda pelapisan dengan cara mendeposisikan logam pada sebuah substrat dengan media larutan polar sebagai agen pereduksinya. Metoda *electroless plating* mempunyai beberapa keunggulan dibanding metoda pelapisan yang lain seperti evaporasi vakum, *sputtering* yaitu biaya yang relatif lebih murah, penggunaan temperatur rendah dalam proses pelapisannya mengurangi terjadinya oksidasi pada substrat, dan yang paling utama adalah proses pelapisannya tidak bergantung pada bentuk geometri spesimen substrat. Lapisan $MgAl_2O_4$ dibuat dengan cara melarutkan serbuk Mg dan Al ke dalam larutan polar HNO_3 . Konsentrasi Mg 0,01gram dan Al 0,5gram konstan ke dalam larutan polar HNO_3 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 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



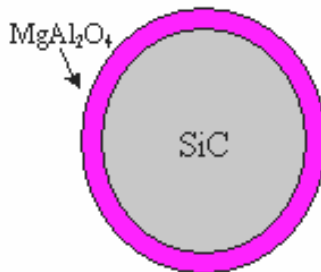
akan termuati oleh sisa asam NO_3^- , hal ini akan mengakibatkan terjadinya gaya elektrostatis antar ion-ion Mg^{2+} , Al^{3+} dan SiC yang telah termuati, sebagaimana Gambar 2.14.



Gambar 2.14. Mekanisme pelapisan MgAl_2O_4 pada permukaan penguat SiC [42]



Partikel SiC yang akhirnya terlapiasi MgAl_2O_4 (*spinel*) pada permukaannya sebagaimana Gambar 2.15.

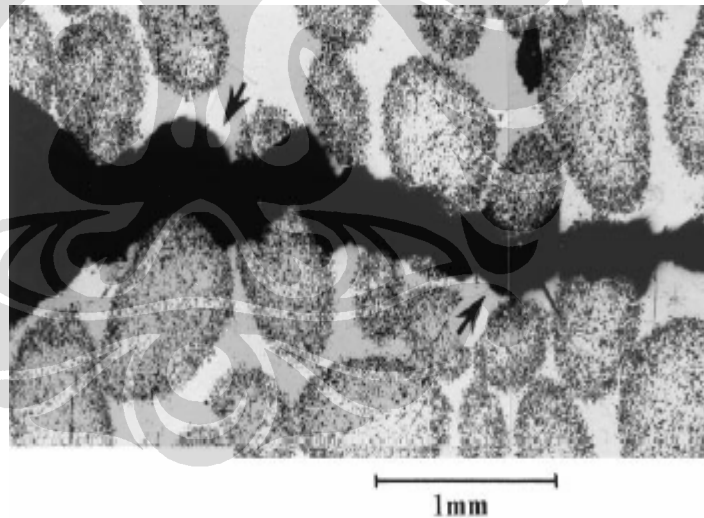


Gambar 2.15. Ilustrasi permukaan penguat SiC yang telah terlapiasi MgAl_2O_4 (*spinel*) [42]

Pelapisan Spinel juga dilakukan pada permukaan partikel Al_2O_3 dengan metode elektroless plating dan dapat meningkatkan kualitas ikatan antar matrik dan penguat pada sistem komposit isotropic Al/ Al_2O_3 ^[43].

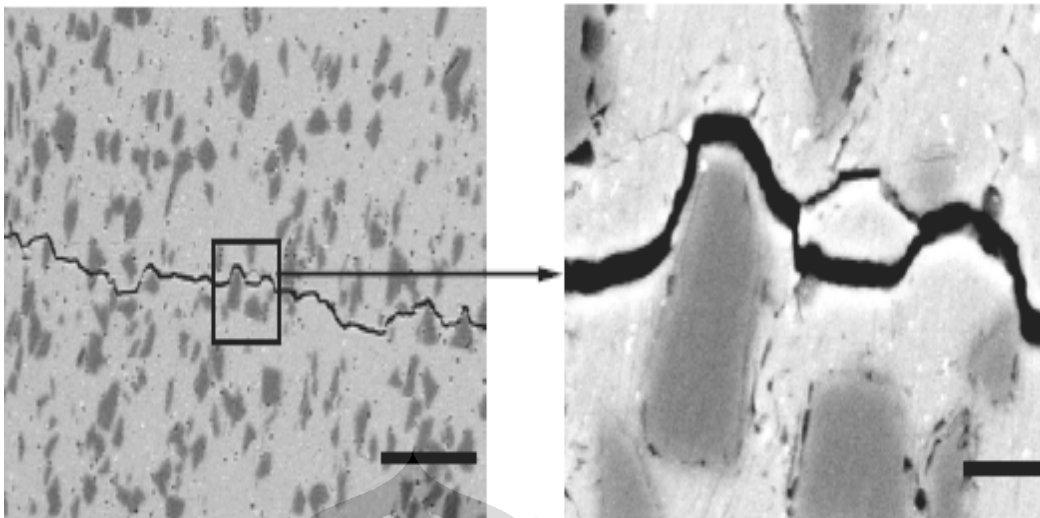
2.6.2. Antarmuka Antar Lapisan Pada Laminat MMCs

Ada banyak variabel yang memengaruhi kualitas ikatan antar lapisan pada komposit laminat. Faktor pertama yang berpengaruh adalah fraksi volume dan distribusi penguat dari komposit laminat yang dibuat. H. X. Peng,[7], mengamati distribusi penguat safil pada sistem Al 6061 paduan/safil dengan diameter 0.4 mm hingga 1 mm. Dari hasil pengamatan mikrostruktur terindikasi terjadinya penjalaran retak sepanjang fraktur dan terjadi penurunan fraksi volume safil dari lapisan luar menuju lapisan dalam. Akumulasi pada daerah laminasi penguat memicu terjadinya retak ini.



Gambar 2.16. Penjalaran retak pada MMC sepanjang fraktur [7]

Retak defleksi juga terjadi pada MMCs sistem Al/SiC. Retak defleksi terjadi pada daerah antarmuka matrik dan penguat. Retak ini terjadi akibat lemahnya ikatan antarmuka matrik dan penguat. Retak defleksi yang pada awalnya terjadi pada komposit sistem tunggal ini juga dapat terjadi pada daerah laminasi komposit laminat.

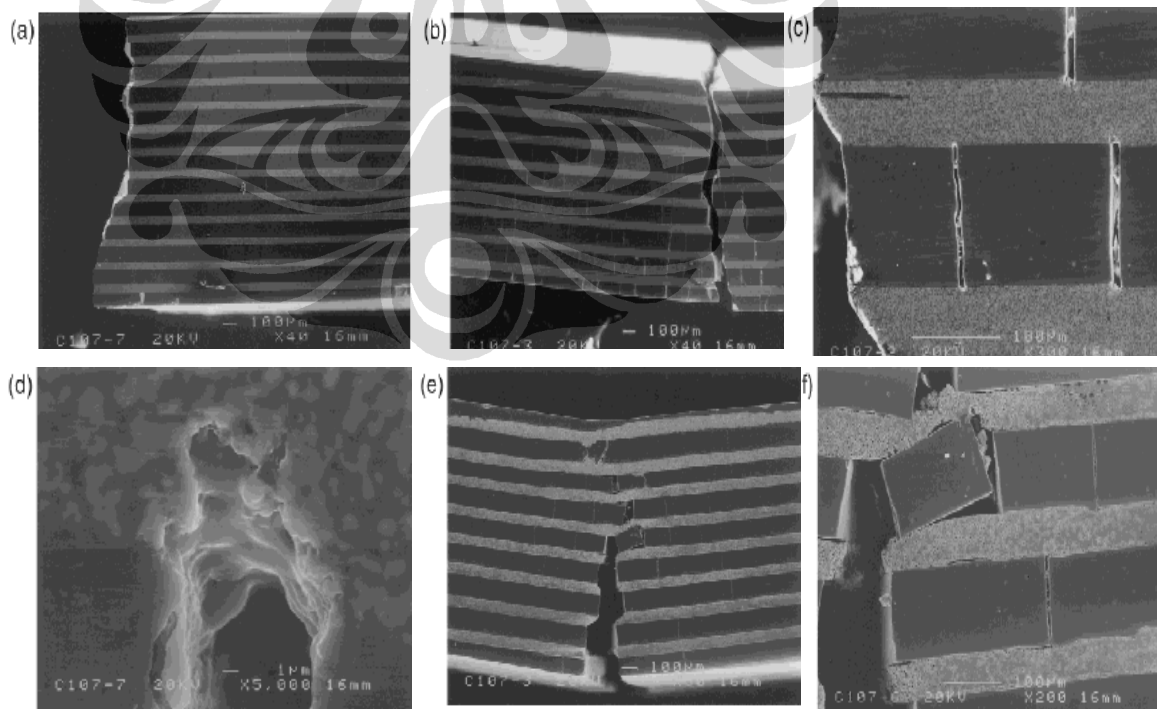


Gambar 2.17. Retak pada komposit Al/SiC akibat retak defleksi[47]

Penguat yang tidak terdistribusi homogen memicu terbentuknya pengelompokan. Z. Zhao[6] mengamati pengelompokan penguat dalam matrik. Peminimalisasian pengelompokan penguat pada komposit penting untuk mengoptimalkan sifat komposit karena keberadaan tegangan pada material menyebabkan distribusi tegangan tidak homogen dan memicu kegagalan material. Kegagalan pada material umumnya melalui mekanisme tertentu. Terkadang kerusakan diawali dari retak pada matrik maupun retak pada penguat dan selanjutnya menyebabkan putusannya ikatan antara matrik dan penguat dan berakibat pada kegagalan komposit secara keseluruhan

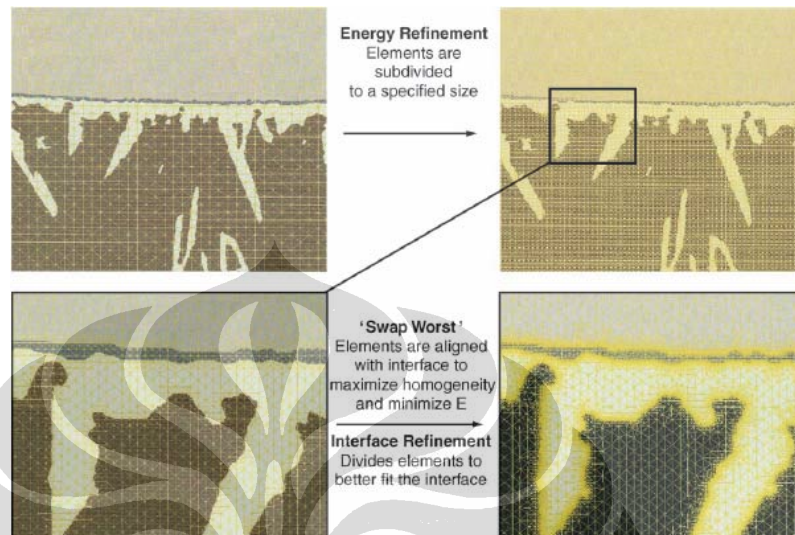
Pada komposit in-situ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}_3$ dengan matrik intermetalik dibuat dengan proses *squeeze casting* mempersyaratkan fraksi volume TiO_2 33% pada matrik Al dan rentang temperatur perlakuan panas antara 750 8C hingga 780 8C. kekerasan (HV) pada komposit insitu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}_3$ adalah (1000 HV) jauh lebih besar jika dibandingkan komposit non reaksi $\text{TiO}_2/\text{A356}$ yaitu sebesar (200 HV). Namun kekuatan bending menurun dari 685 MPa pada komposit $\text{TiO}_2/\text{A356}$ menjadi 250 MPa untuk komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}_3$. Hal ini terjadi akibat terbentuknya porositas sepanjang pembentukan Al_2O_3 dan TiAl_3 [22]. Dari penelitian tentang MMCs insitu $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}_3$ dengan matrik intermetalik ini, Chia-Wen Hsu [21] menyimpulkan bahwa kualitas ikatan laminasi tidak hanya dipengaruhi oleh fraksi volume dan distribusi penguat namun juga oleh temperatur.

Jadi faktor kedua yang mempengaruhi ikatan antar lamina adalah temperatur. Cutler [44] mengamati perilaku fraktur pada SiC yang dikuatkan dengan serat gelas lamina hybrid pada temperatur 1350°C. Ketahanan daerah antarmuka dan mekanisme delaminasi bervariasi berdasarkan perbedaan temperatur. Pada temperatur rendah terjadi retak pada matrik glass, sedangkan pada temperatur tinggi diatas temperatur glass, delaminasi terjadi melalui caviti dan rupture pada glass, sedangkan G.R Odette[45] mengamati bahwa pada komposit lamina keramik/logam TiAl/20% TiNb crack diawali dengan renukleasi dan mekanisme *bridging*. M.C Shaw [46] juga mengamati retak pada lapisan keramik dari retak tunggal hingga retak banyak(*multiple cracking*) pada sistem komposit lamina Al₂O₃/Al dan Al₂O₃/Cu. Fenomena antarmuka secara jelas juga dapat teramati pada multilayer composite (MLC) Al₂O₃ /MoSi₂+Mo₂B₅ dibuat dengan tape casting. Pada system ini, Al₂O₃ berfungsi sebagai lapisan yang keras dan MoSi₂+Mo₂B₅ sebagai lapisan superplastis. Ikatan antarmuka yang lemah pada komposit multilayer (MLCs) dapat menyisakan stress setelah fraktur. Hal ini menunjukkan bahwa MLCs dengan ikatan antarmuka yang lemah kurang toleran untuk aplikasi struktural[12].

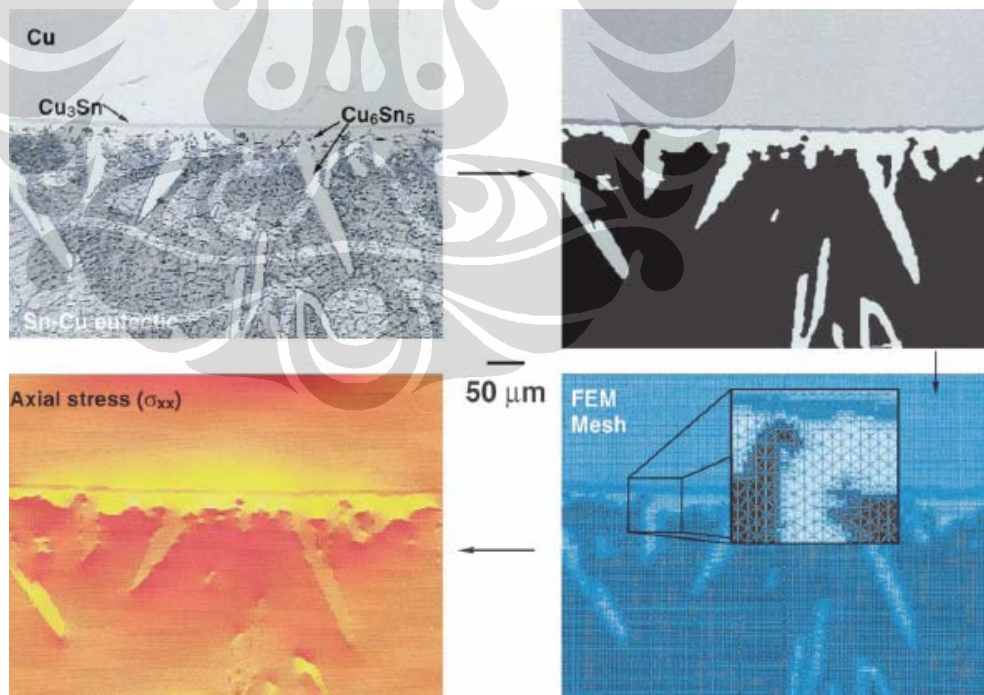


Gambar 2.18 SEM permukaan Al₂O₃/MoSi₂+Mo₂B₅ MLC yang mengalami fraktur pada berbagai temperatur ((a) temperatur ruang; (b) 1300°C, terlihat adanya beberapa retak didekat retak utama; (c) 1300°C, terlihat retak yang terhubung pada lapisan superplastis; (d) 1300°C, penyerapan oleh lapisan superplastis; (e) 1400°C, retak utama yang terhubung pada lapisan superplastis), (f) perbesaran pada daerah retak[12]

Pengamatan mikrostruktur daerah laminasi secara baik dilakukan oleh N. Chawla, B.V [18] dengan menggunakan *object-oriented finite element*(OOF).



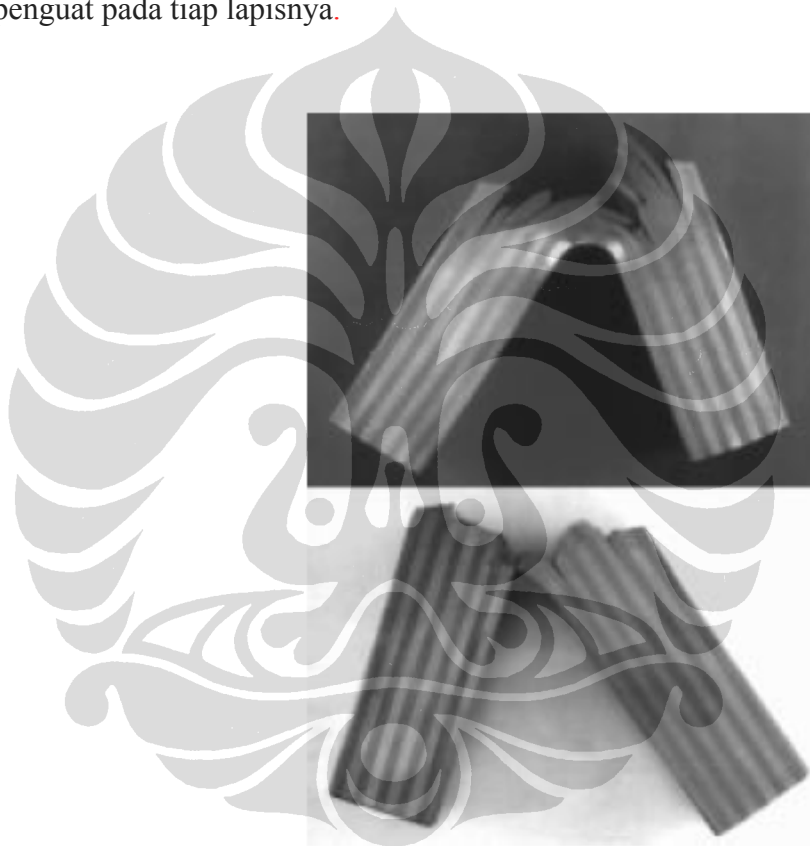
Gambar 2.19. Tahap analisa daerah antarmuka dengan metode



Gambar 2.20. Skema proses mikrostruktur daerah antarmuka dengan tegangan. Diawali dengan mikrostruktur awal, segmentasi gambar, nemetaan gambar dan kondisi tegangan [18]

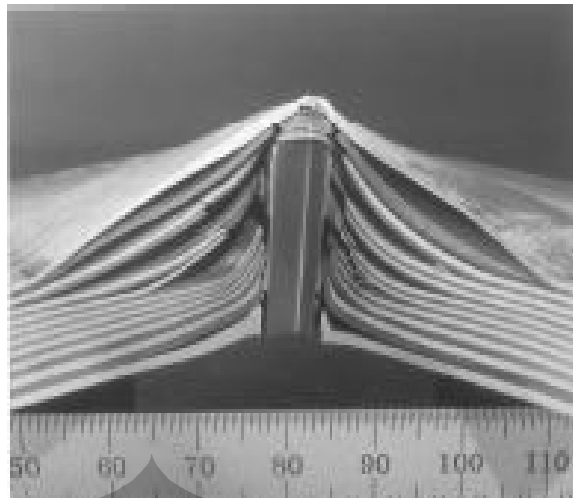
Object-oriented finite element analysis (OOF) dapat digunakan sebagai alat yang efektif untuk mengevaluasi perilaku material dibawah kondisi thermal dengan/atau elastic karena hasil yang diperoleh sesuai dengan mikrostruktur hasil eksperimental. Metode OOF dapat memprediksi modulus young dan CTE pada sistem 2 multikomponen.

Delaminasi LMCs berkaitan dengan mekanisme ketangguhan material, meliputi *crack blunting*, *crack front convolution*, dan mekanisme tegangan bidang lokal. Kenaikan ketahanan fraktur sebanding dengan fraksi volume penguat pada tiap lapisnya.



Gambar 2.21 Perbandingan fraktur makroskopik pada -79°C untuk LMCs UHCS/mild steel 12-lapis. (Atas)hasil roll (ikatan antarmuka lemah), (bawah) dibuat dengan perlakuan panas(ikatan antarmuka kuat)[38]

Sepanjang uji balistik, paduan aluminium dan komposit dengan matrik aluminium mengalami kegagalan hanya dengan energi rendah dan meningkatkan lokalisasi geser. Dalam bentuk laminasi, delaminasi terjadi pada daerah antarmuka. Delaminasi lokal ini mereduksi kekakuan masing-masing lapisan yang diikuti dengan penyerapan energi yang cukup besar.

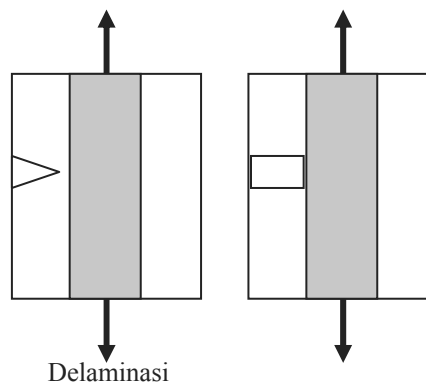


Gambar 2.22. Material LMCs yang terdelaminasi setelah uji impact baja 400 m/s. lapisan gelap adalah 6090–SiC(25p)–T6 dan lapisan terang adalah 5182; dalam skala mm [39]

Mekanisme ketangguhan LMCs dapat ditingkatkan melalui mekanisme intrinsik dan ekstrinsik. Penguatan intrinsik dihasilkan dari ketahanan mikrostruktur terhadap pertumbuhan crack yang dipengaruhi oleh karakteristik struktural seperti ukuran butir, *particle spacing*, ukuran partikel dll. Penguatan eksternal dihasilkan dari pereduksian intensitas regangan lokal pada retak dan lokal gaya dorong pada pertumbuhan retak. Ada beberapa fenomena antarmuka

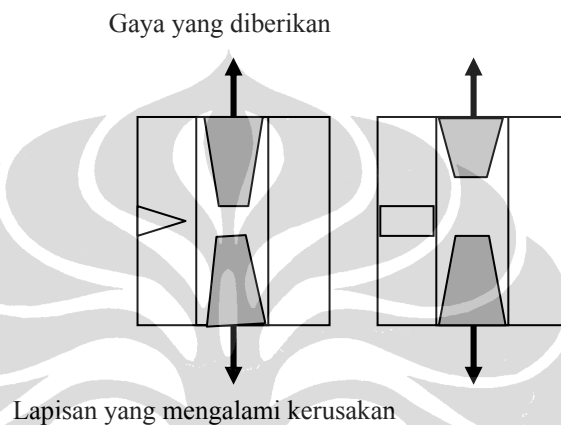
Retak defleksi (*Crack deflection*). Pada sistem laminasi, delaminasi dapat terjadi sebagai hasil adanya retak defleksi yang secara signifikan dapat mereduksi intensitas tegangan lokal karena deviasi yang luas pada bagian retak (bisa mencapai 90° pada arah) mungkin terjadi. Pola deviasi regangan ini menyebabkan retak bergerak dari bidang yang mendapat beban maksimum.

Gaya yang diberikan



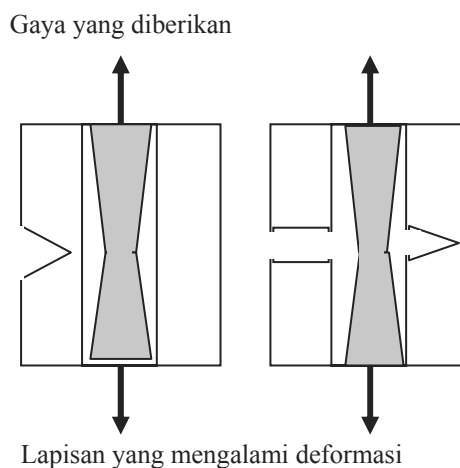
Gambar 2.23 Mekanisme Defleksi

Retak kasar (*Crack blunting*). Pada LMC, retak kasar terjadi akibat retak yang meliputi daerah putus. Ketika retak terjadi pada lapisan yang lebih ulet, maka retak akan terdefleksi menyebabkan delaminasi dan terjadi retak yang kasar (pada lapisan yang rusak). Selanjutnya retak ini akan menjadi awal pemicu retak pada lapisan MMCs yang lain. Proses pengintian ulang ini menghasilkan peningkatan yang signifikan terdapat sejumlah energi yang dipersyaratkan untuk terjadinya pertumbuhan retak.



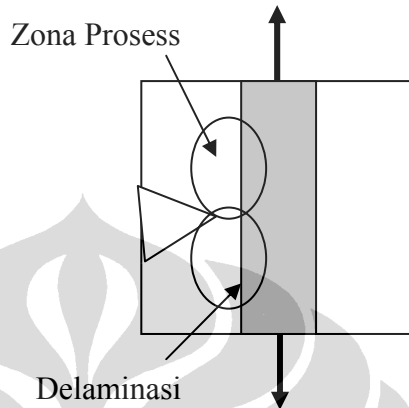
Gambar 2.24. Mekanisme retak kasar[2]

Jembatan retak (*Crack bridging*). Pada mekanisme ini, lapisan yang tidak rusak terbentang dari daerah retak. Pertumbuhan retak mempersyaratkan peregangan dari jembatan ligament ini. Jembatan ligament ini harus cukup ulet untuk menghindari terjadinya kegagalan pada ujung retak. Jembatan retak berkebalikan dengan retak kasar, jembatan retak akan terjadi akibat perbedaan tingkat keuletan antar lapisan.



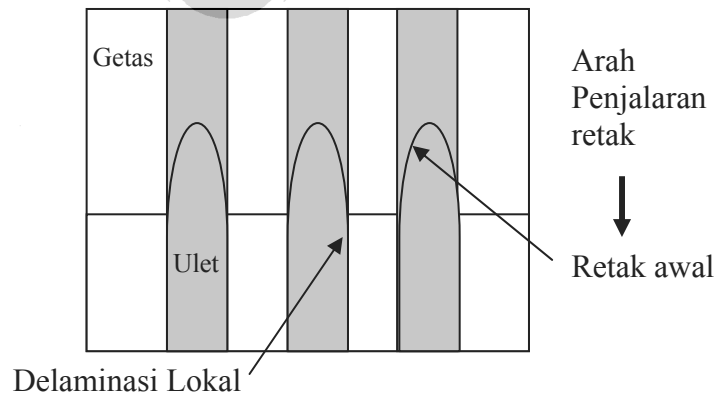
Gambar 2.25 Mekanisme jembatan retak[2]

Penyebaran tegangan (*Stress redistribution*). Delaminasi juga mampu menghasilkan penguatan ekstrinsik dengan mengurangi tegangan pada lapisan yang mengalami retak. Delaminasi lebih efektif dibandingkan slip dalam mengurangi tegangan pada retak.



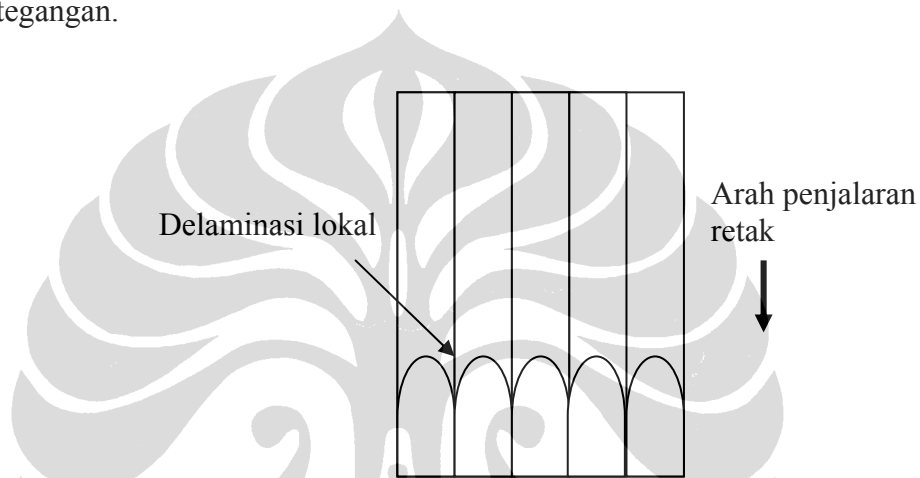
Gambar 2.26. Mekanisme penyebaran tegangan[2]

Crack dengan kekusutan (*Crack front convolution*). Mekanisme ini merupakan mekanisme yang unik pada LMCs yang lapisannya memiliki keuletan yang tidak sama. Pada mekanisme ini retak awal berasal dari lapisan yang kurang ulet menuju bagian yang lebih ulet. Bentuk retak dengan kekusutan tinggi berkaitan dengan perluasan delaminasi permukaan. Semua pertumbuhan retak akan diperlambat dengan perobekan (*plastic tearing*) yang dipersyaratkan bagi pertumbuhan retak pada lapisan yang lebih ulet.



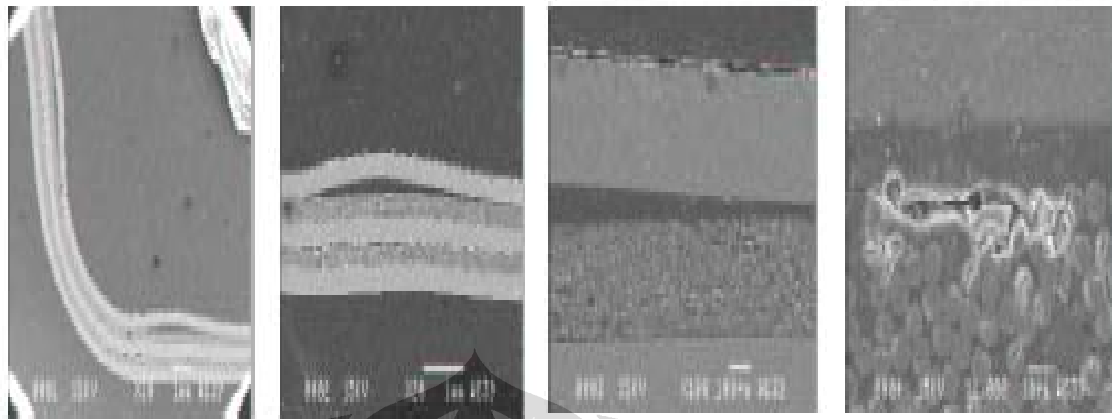
Gambar 2.27. Mekanisme retak dengan kekusutan[2]

Deformasi tegangan pada bidang lokal (*Local plane stress deformation*). Jika delaminasi terjadi pada ujung retak, maka beberapa lapisan dapat terdeformasi secara individual dibawah bidang yang mengalami tegangan dibandingkan dengan bidang yang mengalami peregangan. Hal ini menyebabkan beberapa lapisan secara individual mengalami kegagalan dalam keadaan geser (berkebalikan dengan *flat fracture*). oleh karena itu ketangguhan yang diukur dengan menggunakan spesimen tipis akan sama dengan ketangguhan tinggi yang diperoleh dari lapisan tipis individual pada bidang yang mengalami perlakuan tegangan.



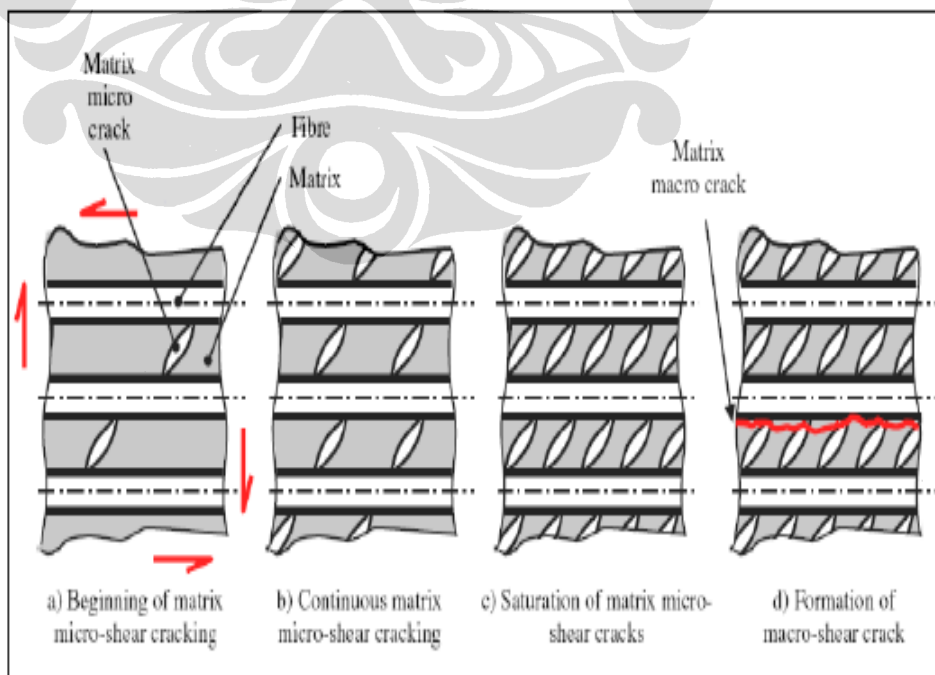
Gambar 2.28. Mekanisme deformasi tegangan pada bidang lokal[2]

Ketahanan kegagalan (*Fracture Toughness*). Penguatan sistem LMCs mengindikasikan bahwa berbagai mekanisme tergantung pada retak akibat arsitektural lapisan. Retak kasar dan defleksi merupakan mekanisme yang dominan dan dapat menghasilkan pendekatan yang berpengaruh terhadap peningkatan ketangguhan. Pada retak dengan orientasi yang berbeda, peningkatan ketahanan kegagalan relatif terhadap sistem yang tidak terlaminasi. Mekanisme yang dominan adalah *crack front convolution* dan *local plane stress deformation*. Peningkatan ketangguhan pada daerah retak diharapkan khususnya dalam berbagai aplikasi struktural. Buckling adalah proses terkelupasnya laminasi akibat adanya konsentrasi stress pada daerah laminasi tersebut. Buckling menurunkan kualitas mekanik komposit laminat.



Gambar 2.29. SEM buckling lokal dan delaminasi pada permukaan Glare 2-3/2-0.3 setelah pengujian bending 3 titik [75]

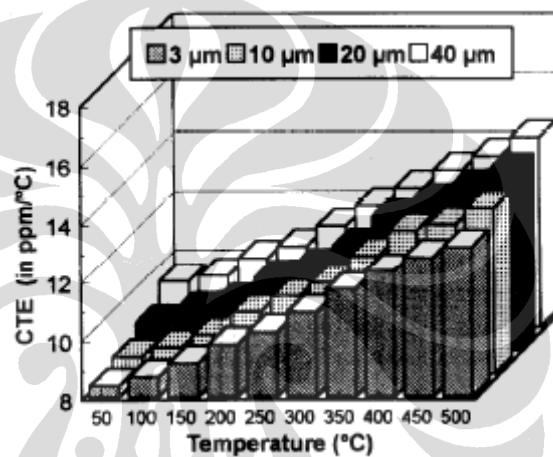
Delaminasi buckling adalah kombinasi efek struktural (ketidakstabilan) dan material nonlinearitas. Untuk memudahkan analisa biasanya, komposit lamina diasumsikan homogen dan orthotropik. Komposit lamina dimodelkan seperti material dengan tumpukan lapisan. Pertumbuhan retak dapat dianalisa dengan asumsi ini dan diamati dari awal terjadinya kerusakan, sedangkan kerusakan akibat mekanisme geser dapat diamati pada Gambar 2.33 berikut :



Gambar 2.30. Mekanisme kegagalan geser, diawali retak mikro intra-laminar menjadi retak makro [56]

2.7. PENGUKURAN KOEFISIEN MUAI PANJANG (CTE) KOMPOSIT

Pengaruh termal terhadap mikrostruktur komposit dapat dijelaskan dengan menggunakan Teori Model *Coefficients Thermal Expansion* (CTE). CTE pada komposit metal-matrik komposit sangat sulit untuk diprediksi, karena dipengaruhi oleh beberapa faktor seperti plastisitas matrik dan struktur internal dari komposit, seperti bentuk penguat partikel atau fiber di dalam matrik. Dengan menggunakan model teoritik diasumsikan kekuatan tegangan geser pada antar permukaan menyebabkan kegagalan pada ikatan antar permukaan.



Gambar 2.31. CTE versus Temperatur pada komposit terinfiltrasi[67].

Pendekatan yang dilakukan untuk pengukuran CTE pada komposit dilakukan dengan mengasumsikan bahwa fasa matrik dan penguat adalah elastic linear melebihi regangan strain volumetrik dan dapat diperlakukan sebagai fasa yang homogen. Dalam pendekatan teoritik, kekuatan interfacial pada daerah permukaan cukup untuk mencegah kerusakan pada daerah antarmuka. Analisa teoritik dari beberapa literatur yang berkaitan dengan CTE pada material MMCs biasanya menggunakan persamaan Kerner, Scharpery dan Turner.

1. Model Kerner's.

Pada model ini, Kerner mengasumsikan penguat berbentuk bola dan dilingkupi oleh matrik secara uniform. Maka nilai CTE komposit identik dengan

jumlah dari penguat dan matrik yang melingkupinya. Secara analitik dapat dinyatakan dengan persamaan berikut ini :

$$\alpha_c = \bar{\alpha} + V_p(1 - V_p)(\alpha_p - \alpha_m) \times \frac{K_p - K_m}{(1 - V_p)K_m + V_pK_p + (3K_pK_m/4G_m)} \dots\dots\dots(2.6)$$

Dimana nilai dari hukum campuran menyatakan $\alpha_c = (1-V_p)\alpha_m + V_p\alpha_p$, K dan G merupakan modulus bulk dan geser. Dimana V fraksi volume, α koefisien muai panjang, dan bulk subscript c, p dan m merupakan komposit, partikel dan matrik. Modulus bulk dinyatakan dengan :

$$K = \frac{E}{3(3 - E/G)} \dots\dots\dots(2.7)$$

2. Model Schapery's.

Pada model ini Schapery mengembangkan formulasi perhitungan koefisien ekspansi termal material komposit isotropik, berdasarkan interaksi tegangan antara komponen-komponen pembentuknya. Pada material komposit isotropik CTE dihitung berdasarkan prinsip *thermoelasticity*. Dimana nilai CTE nya dinyatakan sebagai berikut:

$$\alpha_c = \alpha_p + (\alpha_m - \alpha_p) \frac{(1/K_c) - (1/K_p)}{(1/K_m) - (1/K_p)} \dots\dots\dots (2.8)$$

Dimana α_c adalah CTE dan K_c merupakan modulus bulk komposit. Sebagai catatan α_c tergantung terhadap fraksi volume komposit dan geometri dari fase yang teramati pada nilai modulus bulk. Persamaan ini memberikan hubungan yang pasti antara CTE komposit dengan modulus bulk. Perhitungan CTE

komposit isotropik ini juga dapat dikaitkan dengan *upper and lower bounds* dari K_c . *Lower Bound* dari komposit dapat dihitung dengan persamaan berikut :

$$K_c^{(-)} = K_m + \frac{V_p}{\frac{1}{K_p - K_m} + \frac{V_m}{K_m + \frac{4}{3}G_m}} \quad \dots\dots\dots (2.9)$$

Sedangkan nilai *upper bound* dapat diperoleh dengan mengganti indikasi m dan p (antara matrik dan penguat). Nilai *upper bound* dengan perhitungan Schapery memiliki nilai yang sama dengan perhitungan CTE pada model Kerner's.

3. Model Turner's

Model Turner memperhitungkan sistem tegangan internal yang terjadi pada komposit, total dari gaya internal dapat disamakan dengan nol dan nilai CTE komposit dapat diperoleh dengan persamaan berikut:

$$\alpha_c = \frac{\sum_i^n \alpha_i V_i K_i}{\sum_i^n V_i K_i} \quad \dots\dots\dots (2.10)$$

dimana V adalah volum fraksi.

BAB III

METODOLOGI PENELITIAN

3.1. PENDAHULUAN

Tujuan utama dari penelitian tentang komposit laminat hibrid ini adalah menemukan metode baru pembuatan komposit laminat hibrid dalam fasa padat. Partikel SiC dan Al₂O₃ yang digunakan adalah partikel yang telah dilapisi dengan oksida logam spinel dengan proses *elektroless plating*. Pada daerah antarmuka laminasi juga ditambahkan HNO₃(69%) untuk memicu munculnya oksida metastabil yang akan membantu proses laminasi. Variabel fraksi volume penguat, temperatur dan waktu tahan sinter diamati pengaruhnya terhadap kualitas laminasi laminat hibrid.

3.2. PERALATAN DAN BAHAN

3.2.1. Alat

Peralatan yang dibutuhkan dalam penelitian ini antara lain :

1. Timbangan Digital OHAUS, berfungsi untuk penimbangan massa bahan
2. Mortar, wadah untuk proses pencampuran
3. Beker glass dan gelas ukur
4. Magnetik stirrer, untuk proses pencampuran basah
5. Alat kompaksi CARVER model #3925 sebagai alat kompaksi
6. Furnace dengan vakum (10^{-3} Torr) dengan Rotary Pump ME 4R, Carbolite Barnstead Thermolyne Furnace
7. Mikroskop Optik, untuk melihat permukaan bahan secara mikro(Uji metalografi).
8. SEM-EDAX, untuk pengujian struktur mikro sampel (LEO tipe 420, Metalurgi UI)
9. X-RD, untuk pengujian fasa lapisan SiC dan Alumina maupun pada daerah laminasi
10. Uji CTE, Thermal Dilatometer Analyzer Merk : Harrop Model TA-700 Seri 5712 (LIPI Fisika Serpong)

11. HRSEM, EDAX (S-4100H, Departemen advanced material & Nanostructure, Kagoshima University, Jepang)

3.2.2 Bahan Penelitian

Bahan – bahan yang dibutuhkan dalam penelitian tugas akhir ini antara lain :

1. Serbuk Aluminium Merck dengan densitas $2,7 \text{ gr/cm}^3$, bentuk partikel rata-rata dendritik, ukuran rata-rata $45 \mu\text{m}$ dan modulus elastisitas 72 GPa . Titik leleh 660°C dan nilai CTE $2,1 \cdot 10^6/^\circ\text{C}$
2. Serbuk Silikon Karbida dengan ukuran 220 mesh dengan densitas rata-rata $2,9 \text{ gr/cm}^3$, modulus elastisitas 380 GPa dan bentuk rata-rata partikel adalah polygonal
3. Serbuk Al_2O_3 ALCOA, 99% jenis α -alumina dengan densitas $3,8 \text{ gr/cm}^3$ dan modulus elastisitas 400 GPa dengan ukuran partikel $63\text{-}65 \mu\text{m}$. Titik leleh Al_2O_3 1750°C dan CTE $4,7 \cdot 10^6/^\circ\text{C}$
4. HNO_3 (69%), sebagai media untuk coating dan pelapisan daerah laminasi
5. Magnesium sebagai bahan pelapisan
6. Etanol 90% (CH_3COOH), sebagai pelarut polar saat pencampuran basah / *wet mixing* dan fluida dalam pengukuran *sinter density* dengan archimedes.
7. Serbuk Zinc Streatat (ZnO), sebagai pelumas memiliki densitas $1,09 \text{ gram/cm}^3$, temperatur leleh 130°C .

3.3. PEMBUATAN BAHAN PELAPIS PARTIKEL Al_2O_3 DAN SiC

3.3.1. Pembersihan Partikel SiC

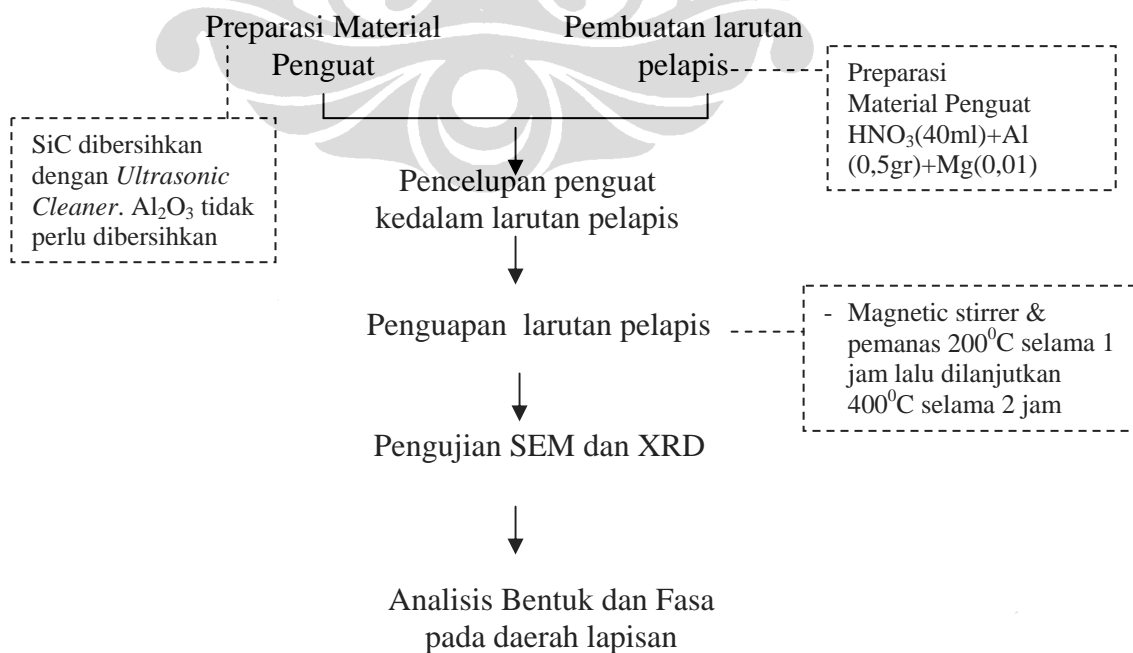
Partikel SiC dibersihkan dengan menggunakan *ultrasonic cleaner*. Etanol 90% dituangkan pada tabung gelas ukur 500 ml selanjutnya partikel SiC dimasukkan ke dalam gelas ukur dan dilakukan pembersihan selama 30 menit. Dengan proses yang sama di ulang sampai 3x sampai kondisi cairan etanol bening. Setelah proses pembersihan partikel SiC dikeringkan dalam oven temperatur 125°C sampai kering sempurna. Partikel Al_2O_3 tidak membutuhkan perlakuan pembersihan karena merupakan α - Al_2O_3 murni.

3.3.2. Pembuatan Larutan Pelapisan

Larutan pelapis dibuat dengan mencampurkan aluminium serbuk 0,5 gr dengan serbuk Mg 0,1 gr kedalam HNO_3 sebesar 40 ml. Proses pencampuran untuk pembuatan larutan pelapis ini dilakukan dengan menggunakan magnetic stirrer sehingga dihasilkan larutan yang bening dan jernih

3.3.3. Proses Pelapisan

Alumina dan SiC yang telah dibersihkan dengan ultrasonic cleaner dan dikeringkan selanjutnya dilapisi dengan larutan elektrolit yang telah dibuat diatas. Setiap larutan sesuai standar diatas digunakan untuk melapisi alumina maupun SiC sebanyak 16 gram dengan pengadukan selama sekitar 30 menit. Campuran yang telah dikeringkan dipanaskan bertahap dari 200°C selama 1 jam lalu dilanjutkan 400°C selama 2 jam, dengan reaksi sebagaimana persamaan 2.3. Partikel SiC yang telah terdeposisi selanjutnya dikeringkan didalam dapur dengan temperatur 200°C untuk menghilangkan sisa asam NO_3^- yang terdapat pada SiC. Selanjutnya SiC dipanaskan kembali pada temperatur 400°C untuk membentuk fasa metastabil MgAl_2O_4 dengan pengikatan O^{2-} dari reaksi oksidasi oleh SiC yaitu berupa SiO_2 . Cara yang sama dilakukan juga untuk proses pelapisan partikel Al_2O_3 . Proses pelapisan partikel secara skematis dapat terlihat pada Gambar 3.1 berikut :



Gambar 3.1. Diagram alir penelitian

3.4. PEMBUATAN KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/Al₂O₃-Al/SiC

3.4.1. Penentuan Fraksi Volume Penguat dan Matrik

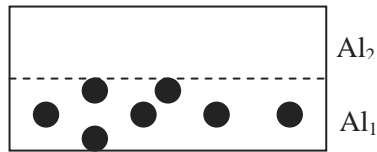
Tahap selanjutnya adalah pembuatan komposit lamina isotropik dengan penguat Alumina dan SiC yang telah dilapisi. Proses pembuatan komposit laminat hibrid ini dilakukan dengan proses metalurgi serbuk. Sampel komposit laminat hibrid yang dibuat berbentuk persegi panjang dengan dimensi tinggi 7 cm x 1cm x 0,1cm = 0,7 cm³. Sehingga, volume total komposit yang harus dihasilkan $\geq 0,7$ cm³. Bahan yang digunakan adalah Aluminium ($\rho_m = 2,7$ gr/cm³), SiC ($\rho_f = 2,9$ gr/cm³) dan Al₂O₃ ($\rho_f = 3,0$ gr/cm³) dengan perbandingan fraksi volume masing-masing sebagai berikut :

Tabel III.1. Fraksi Volume penguat komposit lamina hibrid

Lapisan 1		Lapisan 2	
Al/SiC (%) [Konstan]		Al/Al ₂ O ₃ (%) [Variabel]	
V _f SiC	V _f Al	V _f Al ₂ O ₃	V _f Al
10	90	10	90
10	90	20	80
10	90	30	70
10	90	40	60
20	80	10	90
20	80	20	80
20	80	30	70
20	80	40	60
30	70	10	90
30	70	20	80
30	70	30	70
30	70	40	60
40	60	10	90
40	60	20	80
40	60	30	70
40	60	40	60

Untuk Komposit Lamina gabungan maka perhitungan fraksi Volume (V_f) dengan perhitungan tersendiri. pertama kita asumsikan bahwa komposit lamina adalah komposit isotropik tunggal (bukan lamina) namun distribusi penguat tidak homogen. Al sebagai matrik dan SiC sebagai penguat. Maka massa matrik

gabungan adalah Al_1+Al_2 (Al_1 adalah massa Al untuk SiC; Al_2 adalah massa Al untuk Al_2O_3).



$$\text{Volume Al Total} = \text{Massa Al}_{\text{Total}} / \rho_{Al}$$

$$\text{Volume SiC} = \text{Massa SiC} / \rho_{SiC}$$

$$\text{Volume Total (Al+SiC)} = V_{Al_{\text{Total}}} + V_{SiC}$$

$$V_f \text{ SiC} = V_{SiC} / V_{\text{Tot(Al+ SiC)}}$$

Selanjutnya komposit Al/SiC diasumsikan sebagai matrik bagi Al_2O_3

Penentuan massa serbuk matrik Al, filler SiC dan Al_2O_3

Massa bahan dapat ditentukan melalui rumusan berikut;

$$\text{dengan ; } V_f = \frac{v_f}{v_c} \quad ; \quad V_m = \frac{v_m}{v_c}$$

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

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

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

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

dimana 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

$$m_f = 10\% \times 0,7 \text{ cm}^3 \times 2,9 \text{ gr/cm}^3 = 0,203 \text{ gram.}$$

$$m_m = 90\% \times 0,7 \text{ cm}^3 \times 2,7 \text{ gr/cm}^3 = 1,701 \text{ gram.}$$

Tabel III.2 Komposisi Massa Al/Al₂O₃-Al/SiC

V/Vo SiC (%)	Massa Al (gr)	Massa SiC (gr)	V/Vo Al ₂ O ₃ (%)	Massa Al (gr)	Massa Al ₂ O ₃ (gr)
10	1,701	0,203	10	1,701	0,266
10	1,701	0,203	20	1,512	0,532
10	1,701	0,203	30	1,323	0,798
10	1,701	0,203	40	1,134	1,064
20	1,512	0,406	10	1,701	0,266
20	1,512	0,406	20	1,512	0,532
20	1,512	0,406	30	1,323	0,798
20	1,512	0,406	40	1,134	1,064
30	1,323	0,609	10	1,701	0,266
30	1,323	0,609	20	1,512	0,532
30	1,323	0,609	30	1,323	0,798
30	1,323	0,609	40	1,134	1,064
40	1,134	0,812	10	1,701	0,266
40	1,134	0,812	20	1,512	0,532
40	1,134	0,812	30	1,323	0,798
40	1,134	0,812	40	1,134	1,064

Tabel III. 3. Fraksi Volume Penguat SiC dan Al₂O₃ Pada komposit lamina hybrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Vf SiC	Vf Al ₂ O ₃	M SiC (gr)	M Al1 (gr)	M Al ₂ O ₃ (gr)	M Al2 (gr)	ρ Al (gr/cm ³)	ρ SiC (gr/cm ³)	m Al Tot (gr)	v Al Tot (cm ³)	v SiC (cm ³)	V Tot (cm ³)	Vf SiC	ρ Al ₂ O ₃ (gr/cm ³)	v Al ₂ O ₃ (cm ³)	v Tot 2 (cm ³)	Vf Al ₂ O ₃
10	10	0,203	1,701	0,266	1,701	2,7	2,9	3,402	1,26	0,07	1,33	0,052	3,8	0,07	1,4	0,05
	20	0,203	1,701	0,532	1,512	2,7	2,9	3,213	1,19	0,07	1,26	0,055	3,8	0,14	1,4	0,1
	30	0,203	1,701	0,798	1,323	2,7	2,9	3,024	1,12	0,07	1,19	0,058	3,8	0,21	1,4	0,15
	40	0,203	1,701	1,064	1,134	2,7	2,9	2,835	1,05	0,07	1,12	0,062	3,8	0,28	1,4	0,2
20	10	0,406	1,512	0,266	1,701	2,7	2,9	3,213	1,19	0,14	1,33	0,105	3,8	0,07	1,4	0,05
	20	0,406	1,512	0,532	1,512	2,7	2,9	3,024	1,12	0,14	1,26	0,111	3,8	0,14	1,4	0,1
	30	0,406	1,512	0,798	1,323	2,7	2,9	2,835	1,05	0,14	1,19	0,117	3,8	0,21	1,4	0,15
	40	0,406	1,512	1,064	1,134	2,7	2,9	2,646	0,98	0,14	1,12	0,125	3,8	0,28	1,4	0,2
30	10	0,609	1,323	0,266	1,701	2,7	2,9	3,024	1,12	0,21	1,33	0,157	3,8	0,07	1,4	0,05
	20	0,609	1,323	0,532	1,512	2,7	2,9	2,835	1,05	0,21	1,26	0,166	3,8	0,14	1,4	0,1
	30	0,609	1,323	0,798	1,323	2,7	2,9	2,646	0,98	0,21	1,19	0,176	3,8	0,21	1,4	0,15
	40	0,609	1,323	1,064	1,134	2,7	2,9	2,457	0,91	0,21	1,12	0,187	3,8	0,28	1,4	0,2
40	10	0,812	1,134	0,266	1,701	2,7	2,9	2,835	1,05	0,28	1,33	0,210	3,8	0,07	1,4	0,05
	20	0,812	1,134	0,532	1,512	2,7	2,9	2,646	0,98	0,28	1,26	0,222	3,8	0,14	1,4	0,1
	30	0,812	1,134	0,798	1,323	2,7	2,9	2,457	0,91	0,28	1,19	0,235	3,8	0,21	1,4	0,15
	40	0,812	1,134	1,064	1,134	2,7	2,9	2,268	0,84	0,28	1,12	0,250	3,8	0,28	1,4	0,2

3.4.2. Proses Pencampuran

Matrik Aluminium dan penguat SiC dicampur dengan proses pencampuran basah dengan penambahan etanol sebanyak 20ml untuk setiap kali proses dan diaduk dengan magnetik stirrer hingga seluruh etanol menguap. Pencampuran Aluminium dengan Al_2O_3 dilakukan dengan cara yang sama. Campuran ini selanjutnya dikeringkan dalam dapur dengan temperatur 200°C selama 1 jam dan 400°C selama 15 menit. Setelah kering digerus menggunakan mortar agar partikel tidak berekatan (teragglomerasi).

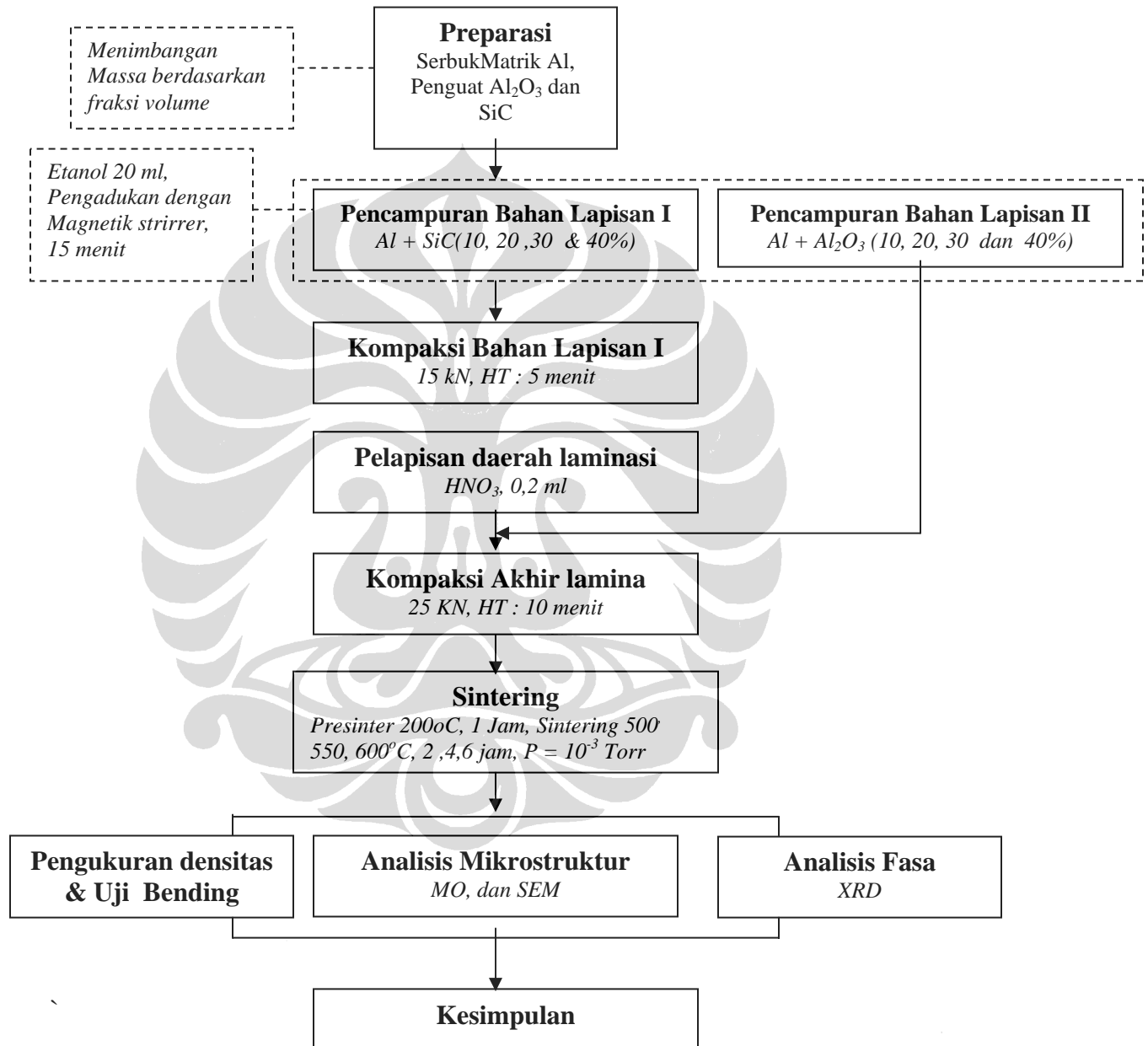
3.4.3. Proses Kompaksi

Sebelum melakukan proses kompaksi, cetakan dibersihkan dengan kertas gosok 500 mesh dan 1000 mesh, selanjutnya diolesi dengan Zinc-stearat pada dinding cetakan. Serbuk campuran Al dan SiC untuk membentuk lapisan pertama dimasukkan ke dalam cetakan dan dilakukan penekanan dengan gaya sebesar 15 kN dengan waktu tahan 10 menit. Kompaksi yang digunakan adalah *single pressing* dalam keadaan *cold compacting* di lingkungan atmosfer. Semprotkan/lapisi bagian atas bakalan lapisan pertama yang telah terbentuk tanpa melepaskannya dari cetakan, dengan menggunakan HNO_3 sebanyak 2 tetes (0.2 ml) dengan menggunakan pipet. Tambahkan serbuk campuran $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ untuk membentuk lapisan kedua. Berikan kompaksi akhir sebesar 25 kN, dengan waktu penahanan 10 menit

3.4.4. Proses Sinter

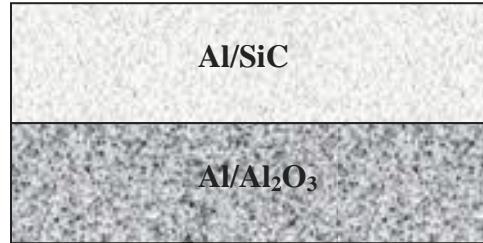
Bakalan green density komposit laminat hibrid selanjutnya diletakkan dalam *vacuum chamber* dan udara dalam *vacuum chamber* dipompa dengan pompa rotari hingga mencapai tingkat kevakuman 10^{-3} torr. Selanjutnya dilakukan proses pre-sintering sampai temperatur dalam chamber yang terukur melalui termokopel mencapai 200°C , dan waktu tahan 20 menit, dan dilanjutkan 400°C dengan waktu tahan 20 menit. Proses temperatur sinter yang pertama 500°C dengan waktu tahan 2 jam. Proses temperatur sinter pada penelitian ini dilakukan tiga besaran temperatur sinter yaitu 500, 550 dan 600°C dan waktu tahan sinter bervariasi 2, 4, dan 6 jam. Semua variabel sinter digunakan pada masing-masing komposisi $\text{Al}/\text{SiC}-\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$.

Diagram pembuatan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al₂O₃ adalah sebagaimana Gambar 3.2 berikut :



Gambar 3.2 Diagram alir penelitian komposit lamina t hibrid Al/Al₂O₃-Al/SiC

Sehingga dihasilkan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ seperti Gambar 3.3 dan dilakukan analisa sifat mekanik maupun mikrostrukturnya :



Gambar 3.3. Ilustrasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

3.5. ANALISA SIFAT FISIS, MEKANIK, MIKROSTRUKTUR KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃

3.5.1. Analisa Densitas Sinter

Pengujian densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dilakukan dengan dengan metode Archimedes. Pertama dilakukan menentukan 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 $W_a = \rho_{aic} V_a g$. Jadi volume air $V_a = W_a / \rho_{aic}$, 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

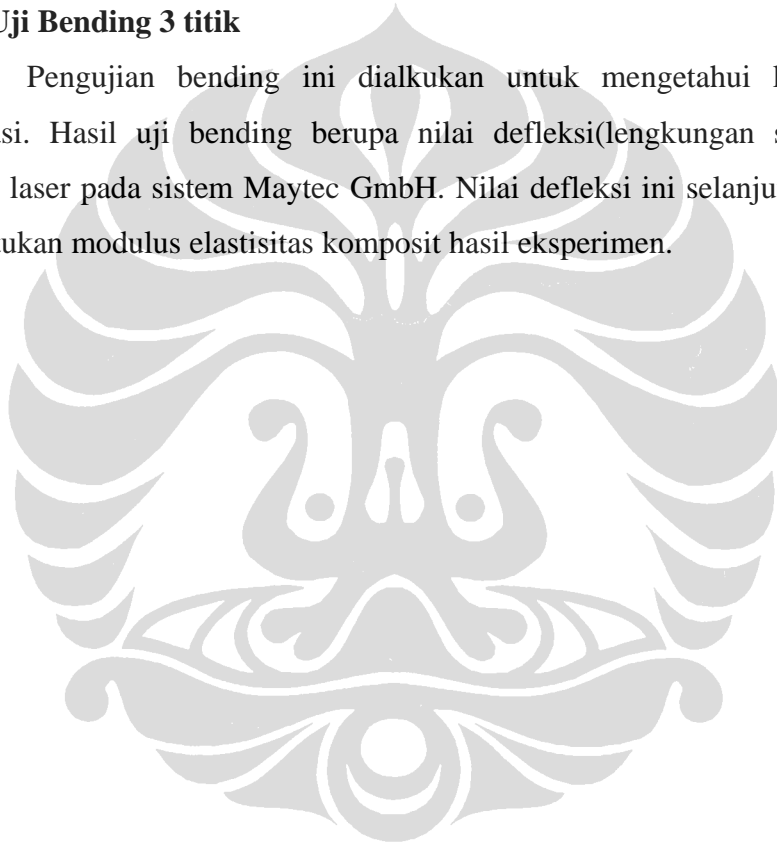
Proses pengamatan mikrostruktur menggunakan *Scanning Electrone Microscope* (SEM) dan High Resolusi SEM (HR-SEM), pada arah laminasinya. Perbesaran dilakukan antara 500, 1500 dan 2000X. Pengamatan elemen-elemennya yang ada pada komposit dilakukan pada titik pengamatan pada daerah matrik, anatarmuka matrik-penguat dan daerah penguat.

3.5.3. Pengamatan Fasa Pada Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Pengamatan fase-fase yang terbentuk pada komposit menggunakan X-Ray Diffraction (XRD) dengan cakupan sudut difraksi 2θ antara $0 - 100^{\circ}$. Interpretasi puncak-puncak dari bidang kristal yang terjadi dicari dan dicocokkan dengan data base kristalografi. Prediksi fase-fase yang terbentuk berdasarkan data elemen-elemen dari pengujian EDS dari SEM.

3.5.4. Uji Bending 3 titik

Pengujian bending ini dilakukan untuk mengetahui kualitas ikatan antar kaminasi. Hasil uji bending berupa nilai defleksi (lengkungan sampel) yang diukur dengan laser pada sistem Maytec GmbH. Nilai defleksi ini selanjutnya digunakan untuk menentukan modulus elastisitas komposit hasil eksperimen.



BAB IV

ANALISA DATA DAN PEMBAHASAN

4.1. PENGARUH FRAKSI VOLUME DAN DISTRIBUSI PENGUAT SiC/Al₂O₃ TERHADAP TERHADAP DENSITAS KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃

Material komposit merupakan gabungan dari dua material atau lebih yang mempersyaratkan terjadinya ikatan antar muka keduanya. Pada material komposit, fraksi volume penguat memberikan pengaruh yang signifikan terhadap sifat fisik maupun mekanik komposit. Material dengan fraksi volume terbesar disebut sebagai matrik dan material dengan fraksi volume lebih rendah disebut pengisi atau penguat. Hubungan antara fraksi volume penguat dan sifat mekanik yang salah satunya dinyatakan dalam nilai modulus elastisitasnya dinyatakan pada hukum campuran atau *Rule of Mixture (ROM)*. Pada umumnya penambahan fraksi volume penguat sebanding dengan peningkatan sifat mekanik material komposit.

Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ ini, digunakan matrik Aluminium dengan 2 jenis penguat keramik yaitu SiC dan Al₂O₃ yang dibuat dengan proses metalurgi serbuk. Serbuk matrik aluminium dicampur dengan serbuk penguat SiC maupun Al₂O₃ dan selanjutnya dilaminasi melalui proses kompaksi. Bakalan yang terbentuk setelah kompaksi disebut *green density*. Densitas ini terbentuk karena adanya ikatan antarmuka partikel akibat ikatan antarmuka karena kekasaran permukaan (*interlocking* antarmuka) maupun perbedaan muatan antar partikel serbuk. *Green density* tidak dapat merepresentasikan densitas akhir komposit karena ikatan antarmuka serbuk yang terjadi masih sangat lemah. Setelah perlakuan panas dalam proses sinter akan diperoleh bakalan yang densitasnya disebut *sinter density*. Densitas ini dapat disebut densitas komposit. Selisih nilai *green density* dengan *sinter density* menyatakan persen penyusutan (*shrinkage*) akibat menguapnya gas atau lubrikan yang terjebak diantara partikel serbuk. Namun adakalanya *sinter density* akan memiliki nilai yang lebih rendah dibandingkan *green density*, hal ini disebabkan oleh terjadinya *bloating* yang mengakibatkan fraktur pada komposit.

Pada umumnya ikatan antarmuka antara logam dan keramik kurang baik sehingga mempengaruhi densitas komposit. Peningkatan pembasahan permukaan telah dilakukan dengan berbagai metode seperti pelapisan oksida logam dengan metode elektroless plating [25] maupun proses pelapisan aluminium alloy, A16061, dengan α -Al₂O₃ (ketebalan 100/ μ m) melalui proses laser. Zhou dan J.Th.M. Hosson[48] juga menyatakan bahwa berbagai antarmuka yang direkayasa dengan menggunakan elektroless plating Al/ α -Al₂O₃, Al/mullite dan α -Al₂O₃/mullite dan keberadaan antarmuka Al/mullite membentuk ikatan oksida dan lapisan yang mengandung Si- α -Al₂O₃ akan lebih mudah dibasahi oleh aluminium cair.

Hipotesis awal tentang pengaruh fraksi volume dan distribusi penguat SiC maupun Al₂O₃ terhadap proses laminasi pada komposit hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ adalah dengan bertambahnya fraksi volume dengan distribusi penguat semakin homogen, maka kualitas ikatan antar lapisan akan berkualitas baik. Hal ini terjadi karena kapasitas panas keramik(SiC/Al₂O₃) sebesar $3,7 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ (2,7 ppm/ $^{\circ}$) dan $9 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ (6.5 ppm/ $^{\circ}$) lebih tinggi dari kapasitas panas Al $2,08 \cdot 10^{-2}/^{\circ}\text{C}$ (23,6 ppm/ $^{\circ}$)[64] sehingga sepanjang proses sinter komposit dengan fraksi volume penguat lebih banyak akan mampu penyerapan panas lebih banyak dibandingkan pada komposit laminat hibrid dengan fraksi volume penguat lebih sedikit. Penyerapan energi panas ini membantu proses difusi antar lapisan yang akan meningkatkan kualitas ikatan antar lapisan. Selain itu distribusi penguat yang homogen menyebabkan tidak adanya lagi pengelompokan penguat yang akan memicu konsentrasi tegangan dan *shock termal* dengan matrik sekitar.

4.1.1. Hubungan Fraksi Volume SiC dan Al₂O₃ dengan Distribusi Penguat dalam Matrik Aluminium

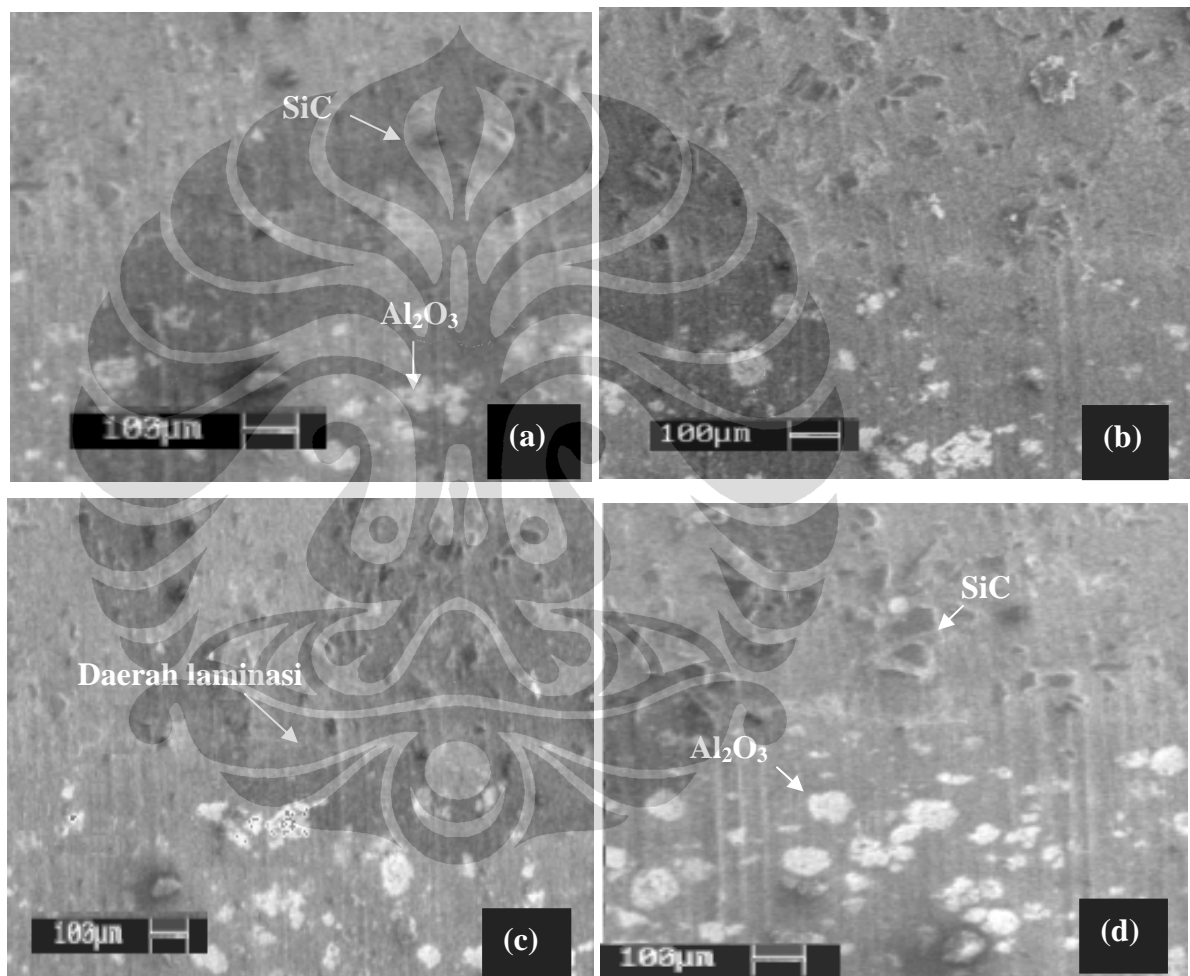
Pengamatan terhadap pengaruh fraksi volume penguat terhadap sifat mekanik komposit tidak dapat dipisahkan dengan pengamatan terhadap distribusi penguat didalam matrik. Fraksi volume penguat tidak selalu sebanding dengan homogenitas distribusi penguat didalam matrik. Distribusi penguat didalam matrik dipengaruhi oleh ukuran partikel serbuk matrik maupun penguat, bentuk partikel, media pencampur, kecepatan dan waktu pencampuran. Distribusi penguat Al₂O₃

dan SiC yang tidak homogen didalam matrik akan membentuk pengelompokan penguat. Agregasi ini memicu terjadinya deformasi dan menyebabkan *shock termal* yang berakibat pada terjadinya kerusakan pada material komposit. *Shock termal* ini diakibatkan adanya perbedaan CTE yang cukup tinggi pada bagian agglomerasi penguat dengan daerah sekitarnya dan secara makroskopik berakibat pada penurunan sifat mekanik komposit. Penelitian distribusi penguat didalam matrik dan kecenderungan pengelompokan partikel menjadi suatu fokus penelitian yang cukup menarik. Hipotesis umum menyatakan bahwa minimumnya ketidakhomogenan distribusi partikel penguat dalam komposit sebanding dengan kemampuan material komposit dalam mentransmisikan tegangan dan mencegah munculnya kegagalan(*failure*). Penelitian tentang proses pengelompokan partikel penguat pada system Al/SiCp diamati oleh Christman et al[50]. Penelitian ini mengidentifikasi adanya perubahan tegangan triaxial dan regangan plastis pada matrik akibat perubahan distribusi penguat dalam dua arah yaitu parallel dan perpendicular sebagai reaksi terhadap tegangan luar yang diberikan. Tverggrad[51], menyatakan bahwa pengontrolan distribusi penguat Al_2O_3 akan meningkatkan UTS, modulus dan kekerasan material komposit.

Yip and Wang[52] menyatakan bahwa partikel cluster akan memicu terjadinya tegangan pada daerah sekitar cluster dan menyebabkan peregangan yang cukup kuat pada jarak antarpartikel. Cluster partikel ini juga memicu stress dan mereduksi deformasi plastis sehingga lebih tinggi dari nilai kontanta elastisitasnya. Kobayasi dan Toda [53] menyatakan bahwa distribusi partikel akan menaikkan ketahanan terhadap retak. Dari semua hasil penelitian ini dapat disimpulkan bahwa kombinasi kekuatan dan ketangguhan dari komposit dapat diperoleh dengan distribusi penguat yang terjadi secara merata pada matrik.

Pada sistem komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , distribusi penguat sebanding dengan fraksi volume penguat dalam matrik. Semakin tinggi fraksi volume penguat maka distribusi penguat akan semakin merata. Hal ini dapat terlihat pada gambar 4.1. Pada Gambar (a) pada 40%Vf SiC dan 10%Vf Al_2O_3 , distribusi penguat baik SiC maupun Al_2O_3 cenderung tidak merata pada matrik Aluminium. Seiring dengan peningkatan fraksi volume Al_2O_3 dari 10% menjadi 40% (d), homogenitas distribusi penguat Al_2O_3 juga semakin meningkat. Pada

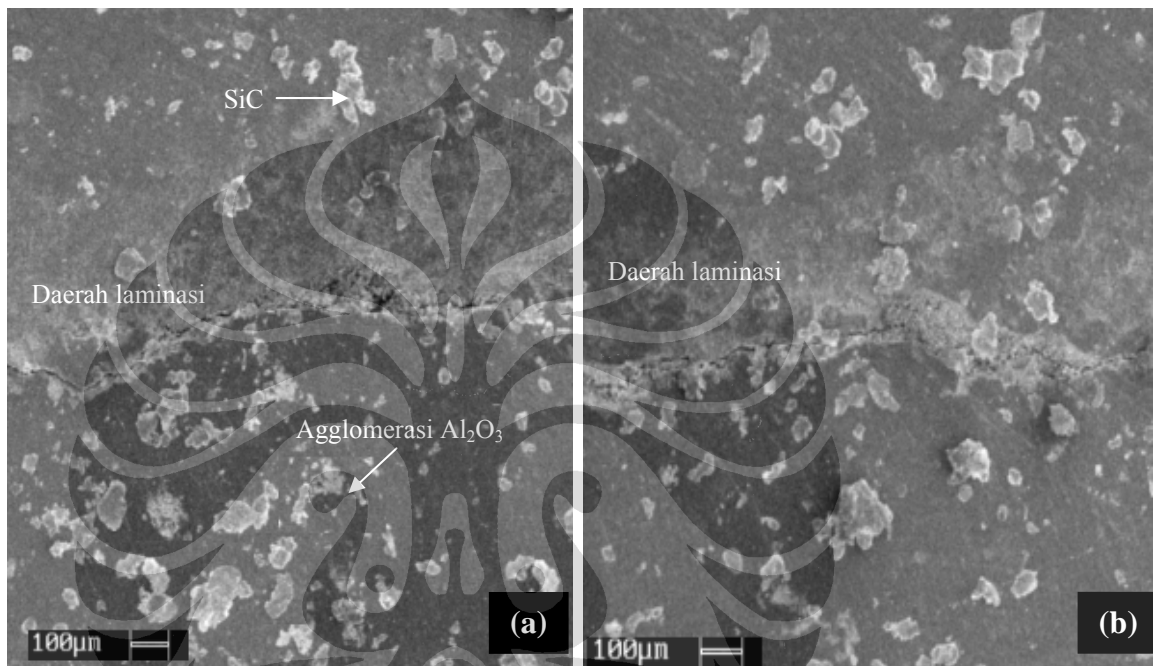
komposit laminatt hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, pengelompokan partikel penguat SiC maupun Al₂O₃ terjadi pada 2 daerah yaitu pertama pada daerah komposit laminat hibrid pada lapisan Al/SiC dan lapisan Al/Al₂O₃, kedua pada daerah laminasi. Hal ini karena daerah laminasi merupakan daerah dengan konsentrasi tegangan yang cukup tinggi sehingga secara termodinamik merupakan daerah yang tidak stabil maka sepanjang proses sinter, partikel penguat cenderung terkonsentrasi pada daerah laminasi ini.



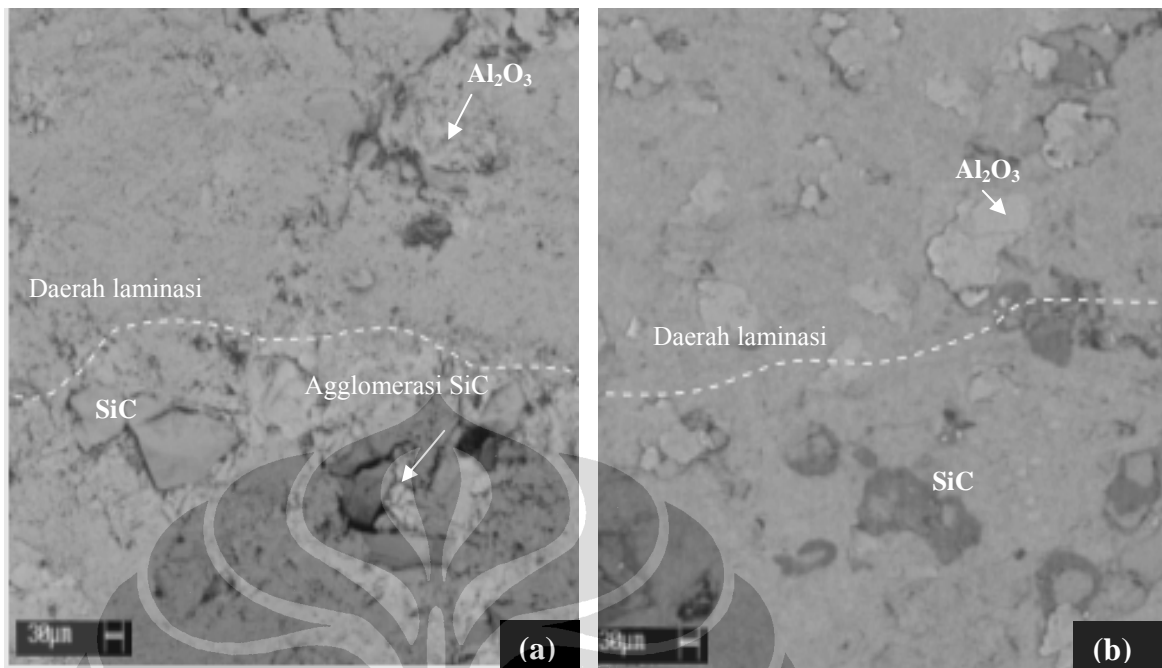
Gambar 4.1. Distribusi penguat pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 2 jam, 40%Vf SiC (a) 10%Vf Al₂O₃, (b) 20%Vf Al₂O₃, (c) 30%Vf Al₂O₃, (d) 40%Vf Al₂O₃

Dari hasil penelitian diperoleh bahwa agglomerasi penguat SiC dan Al₂O₃ pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ cenderung terjadi pada daerah laminasi. Meskipun demikian agglomerasi partikel penguat ini tidak selalu seiring

dengan peningkatan fraksi volume penguat. Kurniawan Alek[64] menyatakan bahwa pengaruh kecepatan, waktu pencampuran dan penambahan larutan polar pada saat proses pencampuran tidak berpengaruh banyak pada distribusi penguat pada daerah laminasi dibandingkan pada bagian komposit isotropik lapisan Al/SiC dan Al/Al₂O₃. Konsentrasi penguat pada daerah laminasi komposit laminat hibrid dapat teramati pada Gambar 4.2

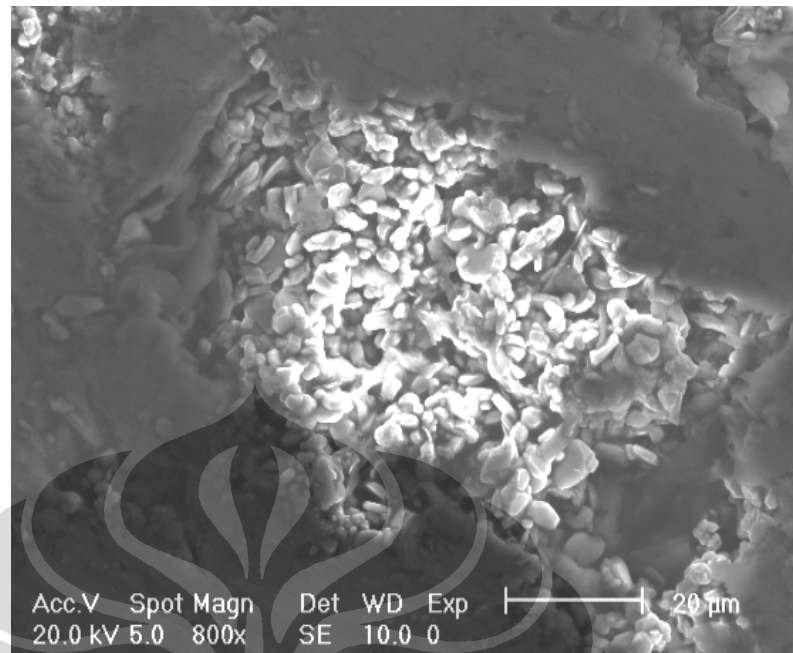


Gambar 4.2. Distribusi penguat SiC dan Al₂O₃ dalam matrik Al pada komposit laminat hibrid (a) 10%Vf SiC, 30%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, terjadi agglomerasi Al₂O₃ dan SiC (b) 10%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, distribusi SiC dan Al₂O₃ homogen pada matrik.



Gambar 4.3. Distribusi penguat SiC dan Al_2O_3 dalam matrik Al pada komposit laminat hibrid 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600°C , waktu tahan sinter 6 jam (a) terjadi agglomerasi SiC akibat ketidakhomogenan distribusi penguat (b) distribusi SiC dan Al_2O_3 yang homogen pada bagian lain daerah laminasi

Pada Gambar 4.2(a) terlihat bahwa keberadaan agglomerasi akibat ketidakhomogenan distribusi penguat memberikan kontribusi terhadap terjadinya retak pada daerah permukaan. Pada Gambar 4.3(a) menunjukkan bahwa ketidakhomogenan distribusi tidak berakibat langsung terhadap terjadinya retak, jika tingkat ketidakhomogenannya tidak terlalu besar (kurang dari 28%) sebagaimana yang terjadi pada Gambar 4.2(a). Pada Gambar 4.2(b) Retak tetap terjadi meskipun distribusi penguat homogen sebab retak tidak hanya dipengaruhi oleh distribusi penguat namun juga fraksi volume dan terbentuknya fasa-fasa destruktif maupun akibat termal.



Gambar 4.4. Agglomerasi Al_2O_3 dari satu partikel bulk Al_2O_3 yang berukuran sekitar $65\mu\text{m}$ menjadi partikel kecil Al_2O_3 dengan ukuran $5\text{-}7\mu\text{m}$ pada $10\%V_f\text{SiC}$, $40\%V_f\text{Al}_2\text{O}_3$, temperatur sinter 600°C , waktu tahan sinter 4 Jam.

Ukuran rata-rata partikel Al_2O_3 yang digunakan dalam pembuatan komposit laminat hibrid $\text{Al/SiC-Al/Al}_2\text{O}_3$ adalah sekitar $63\text{-}72\mu\text{m}$. Pada Gambar 4.4 terlihat 1 bulk partikel Al_2O_3 yang berukuran sekitar $65\mu\text{m}$ mengalami fraktur menjadi partikel serbuk Al_2O_3 yang lebih kecil yaitu berkisar antara $5\text{-}7\mu\text{m}$. Bulk Al_2O_3 yang mengalami fraktur ini tidak dapat disebut sebagai fenomena agglomerasi karena agglomerasi partikel Al_2O_3 terjadi akibat ketidakhomogenan distribusi sepanjang proses pencampuran sedangkan fraktur pada bulk Al_2O_3 terjadi setelah proses pencampuran. Fraktur pada bulk Al_2O_3 terjadi akibat sisa HNO_3 berupa $\text{NO}_3(\text{l})$ dalam proses *elektroless plating* yang bersifat korosif sehingga memicu terjadinya kegagalan.

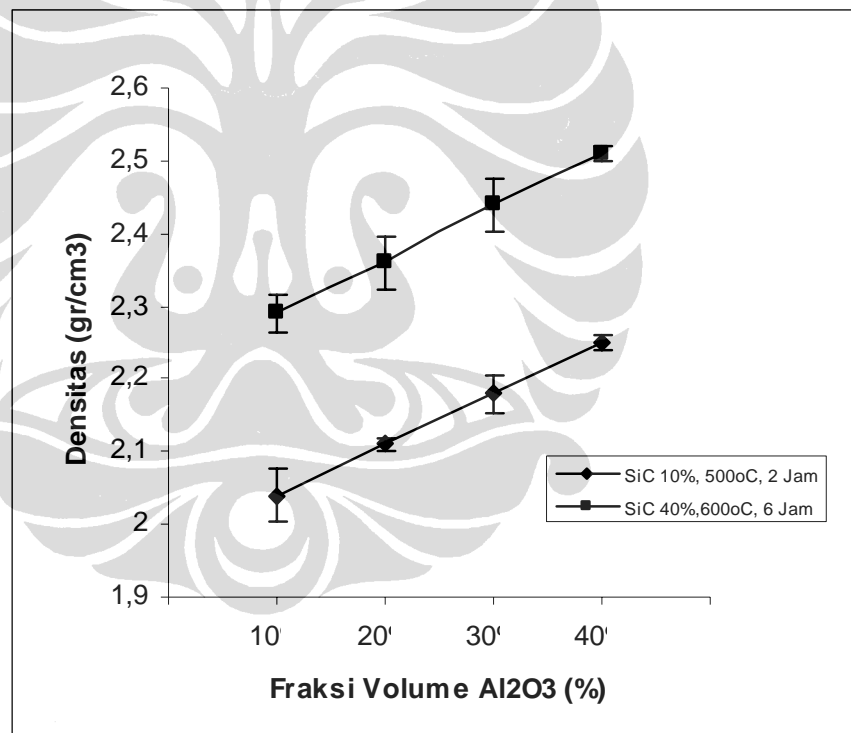
4.1.2. Hubungan Fraksi Volume Penguat Terhadap Densitas komposit

Dalam proses pembuatan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan proses metalurgi serbuk, digunakan kompaksi dingin. Kompaksi dingin pada material serbuk dengan orientasi penguat komposit random banyak digunakan secara luas di industri. Kekuatan material setelah kompaksi biasa disebut dengan *green strength*, yang didefinisikan melalui pengujian tarik sampai material tersebut mengalami kerusakan. Kekuatan bakalan pada material komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dipengaruhi oleh beberapa parameter seperti ukuran dan bentuk partikel, rasio ukuran partikel, besarnya kompaksi fraksi volume penguat dan porositas. Zainuri[25] dalam penelitiannya menyatakan bahwa penambahan fraksi volume SiC yang kecil pada komposit Al/SiC akan meningkatkan kekuatan bakalannya. Sebaliknya apabila ditingkatkan lebih besar lagi akan menurunkan kekuatannya. Berdasarkan konsep tersebut diperlukan penentuan jumlah fraksi volume penguat yang tepat agar diperoleh nilai kekuatan bakalan yang maksimum. Densitas komposit terjadi akibat terjadinya ikatan antar partikel. Pada keadaan mula-mula kemampatan partikel terjadi akibat interkoneksi akibat gaya tekan yang meningkat. Interaksi ini terjadi murni akibat *interlocking* antar permukaan pasangan-pasangan partikel. Pasangan-pasangan ini dapat saling terkunci karena memiliki perbedaan ukuran dan distribusi ketidakhomogenan dalam bulk-nya sehingga memberikan respon yang bervariasi terhadap tekanan yang diberikan. Selain itu pasangan partikel ini memberikan pengaruh terhadap distribusi porositas dalam sampel & mempengaruhi tingkat deformasi partikel serbuk aluminium.

Densitas komposit dapat diukur dengan menggunakan prinsip archimedes. Pengaruh fraksi volume penguat SiC maupun Al₂O₃ terhadap densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ ditunjukkan pada Tabel 4.1 dan Gambar 4.5 berikut :

Tabel IV.1. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10% Vf SiC, T 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30, dan 40% Vf Al₂O₃ dan Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 40%Vf SiC, Ts 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf Al₂O₃.

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	$\rho_s(\text{gr/cm}^3)$
10%Vf SiC, Ts 500°C, Ht 2 Jam		
10	10	2,04 ± 0,03606
10	20	2,11 ± 0,01
10	30	2,18 ± 0,02646
10	40	2,25 ± 0,01
40%Vf SiC, Ts 600°C, Ht 6 Jam		
40	10	2,29 ± 0,02646
40	20	2,36 ± 0,03606
40	30	2,44 ± 0,03606
40	40	2,51 ± 0,01



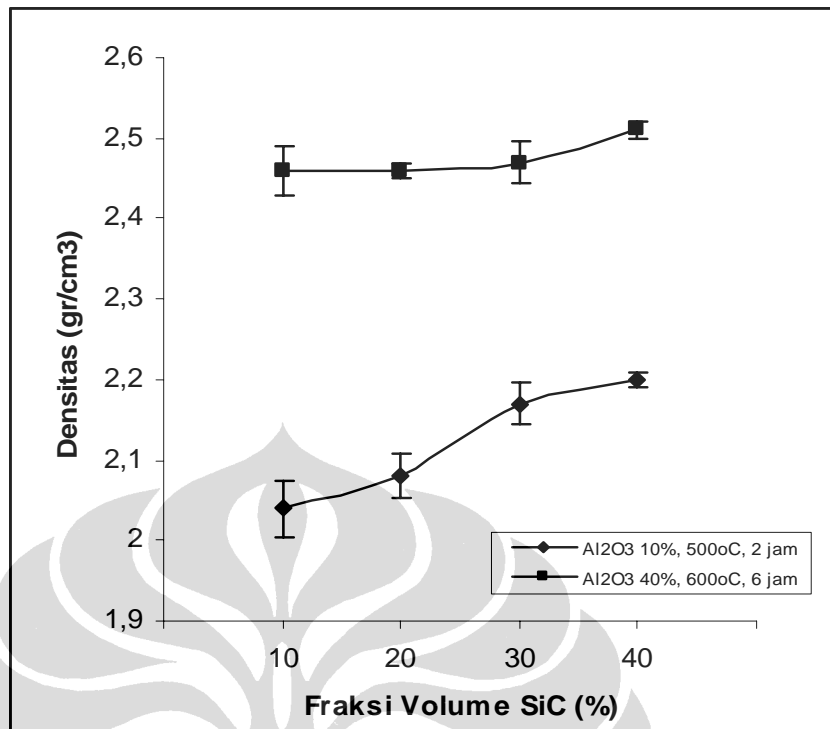
Gambar 4.5. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10% Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30 dan 40%Vf Al₂O₃ dan Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 40%Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf Al₂O₃

Dari Tabel IV.1 ini terlihat bahwa semakin tinggi fraksi volume Al₂O₃ maka akan semakin tinggi densitas komposit Al/SiC-Al/Al₂O₃. Pada komposit laminat

dengan 10%Vf SiC dan temperatur sinter 500°C, densitas pada saat 10%Vf Al₂O₃, 2 Jam adalah 2,04gr/cm³ sedangkan densitas saat 40%Vf Al₂O₃, 2 Jam adalah 2,25gr/cm³, jadi ada kenaikan nilai *sinter density*nya akibat peningkatan fraksi volume yaitu sekitar 9,3 %. Peningkatan fraksi volume penguat SiC maupun Al₂O₃ yang juga sebanding dengan peningkatan densitas terjadi pada Vf SiC tinggi juga terjadi pada 40%Vf, temperatur sinter 600°C dan waktu tahan sinter terlama yaitu 6 jam. Densitas terendah adalah saat 10%Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 2,29 gr/cm³ dan tertinggi pada 40%Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 2,51gr/cm³. Jadi terjadi peningkatan densitas sebesar 8,7 % akibat peningkatan Vf SiC dari 10% menjadi 40%. Pengaruh fraksi volume penguat terhadap densitas juga perlu diketahui tidak hanya jika fraksi volume SiC dibuat konstan dan fraksi volume Al₂O₃ divariasikan. Namun sebaliknya perlu diketahui juga jika fraksi volume Al₂O₃ dibuat konstan dan fraksi volume SiC di variabelkan, sebagaimana dinyatakan pada Tabel IV.2 dan Gambar 4.6.

Tabel IV.2. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC.

Vf Al ₂ O ₃ (%)	Vf SiC(%)	ρ _s (gr/cm ³)
10%Vf Al₂O₃, Ht 500°C, Ht 2 Jam		
10	10	2,04 ± 0,0306
10	20	2,08 ± 0,01
10	30	2,17 ± 0,02646
10	40	2,20 ± 0,01
40%Vf Al₂O₃, Ts 600°C, Ht 6 Jam		
40	10	2,46 ± 0,03464
40	20	2,46 ± 0,02646
40	30	2,47 ± 0,02646
40	40	2,51 ± 0,01

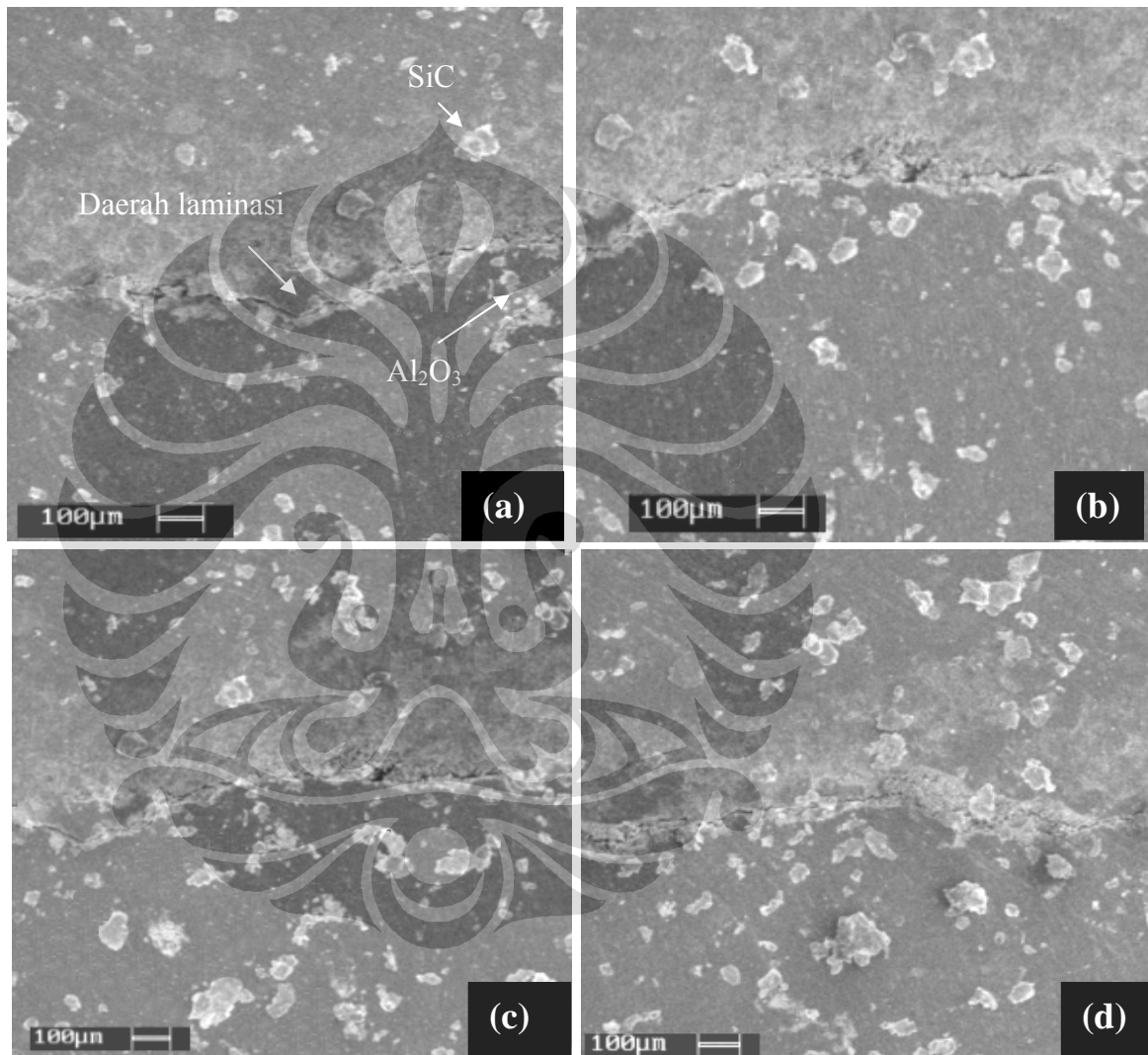


Gambar 4.6. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf SiC; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf Al₂O₃, T 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30 dan 40%Vf SiC

Densitas terendah dicapai saat 10%Vf SiC dan 10% Vf Al₂O₃ sebesar 2,04 gr/cm³ dan tertinggi saat 40%Vf SiC yaitu sebesar 2,20 gr/cm³. Jadi terjadi peningkatan densitas sebesar 7,2% akibat kenaikan fraksi volume SiC dari 10% menjadi 40% pada 10%Vf Al₂O₃ tetap. Pada fraksi volume Al₂O₃ 40% dibuat tetap, terlihat juga korelasi positif antara penambahan fraksi volume dengan peningkatan densitas komposit. Densitas terendah dicapai saat 10%Vf SiC dan 10%Vf Al₂O₃ sebesar 2,04 gr/cm³ dan tertinggi saat 40%Vf SiC yaitu sebesar 2,20 gr/cm³. Jadi terjadi peningkatan densitas sebesar 7,2% akibat kenaikan fraksi volume SiC dari 10% menjadi 40% pada 10%Vf Al₂O₃ tetap.

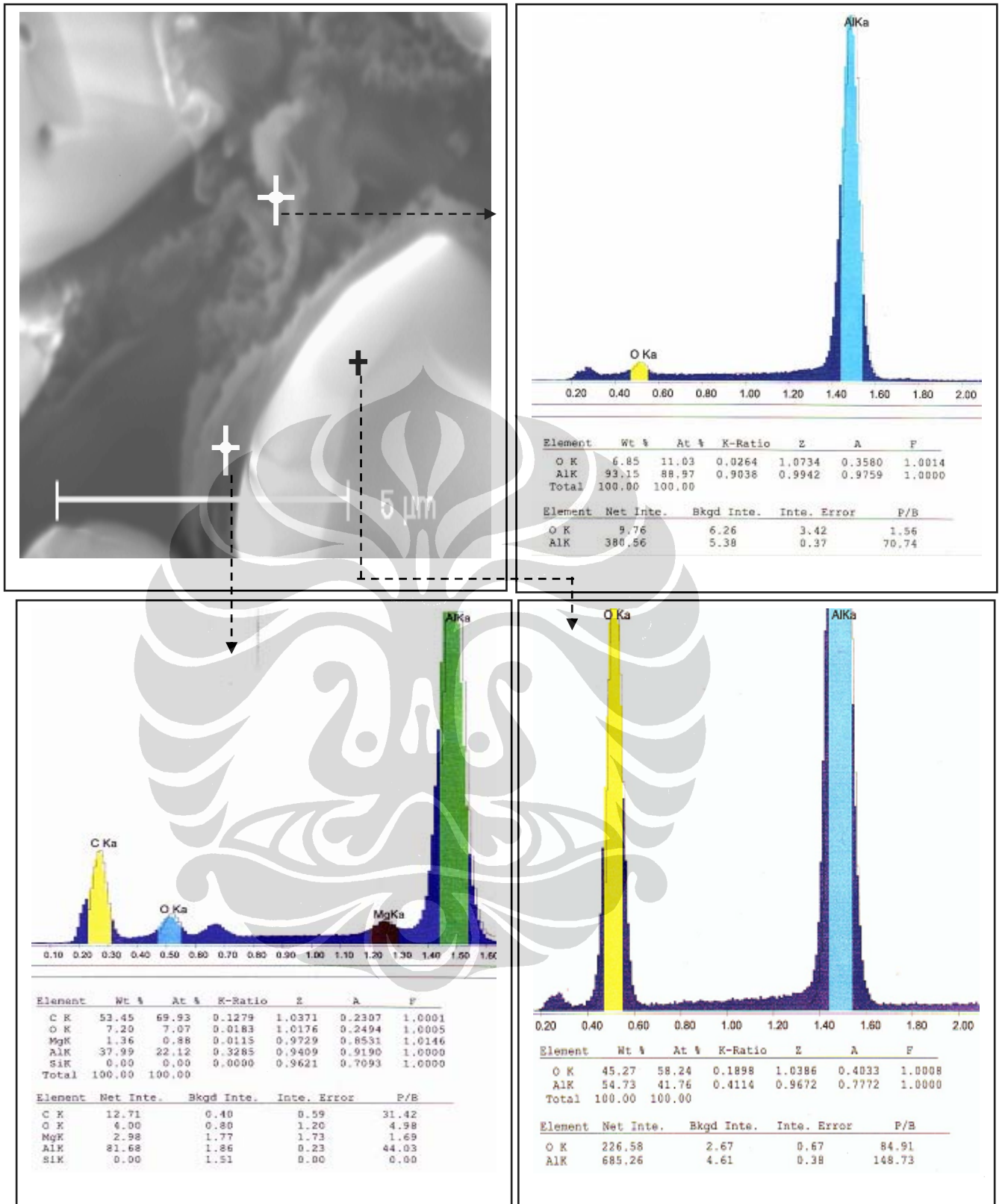
Berdasarkan hasil analisa nilai densitas untuk fraksi volume SiC dibuat tetap 10, 20, 30 dan 40% dan fraksi volume Al₂O₃ dibuat variatif dari 10%-40% atau sebaliknya fraksi volume Al₂O₃ dibuat tetap, terlihat bahwa densitas komposit laminat hibrid Al/Al₂O₃-Al/SiC meningkat seiring dengan peningkatan

fraksi volume SiC maupun Al_2O_3 untuk seluruh variasi temperatur sinter (500, 550 dan 600°C) juga untuk seluruh variasi waktu tahan sinter (2, 4, 6 jam). Hubungan peningkatan densitas yang sebanding dengan peningkatan fraksi volume penguat juga didukung dengan pengamatan mikroskopik dengan SEM sebagaimana Gambar 4.7 berikut :



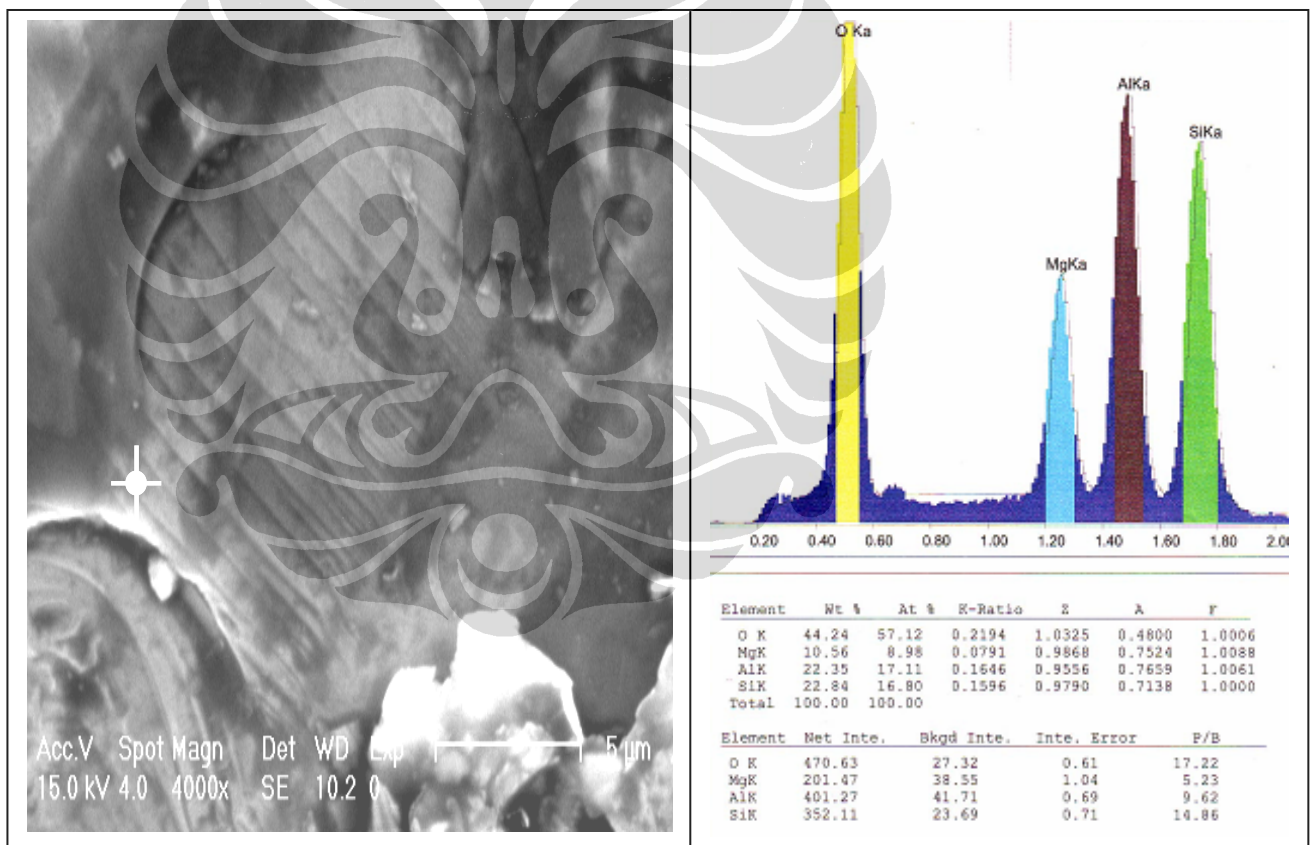
Gambar 4.7. Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hibrid 10%Vf SiC konstan, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 Jam dan (a)10%, (b) 20%, (c) 30%, (d) 40% Vf Al_2O_3 . Kerapatan mikrostrukturnya meningkat dengan peningkatan fraksi volume Al_2O_3

Pengaruh fraksi volume penguat dan perbedaan konsentrasi juga mempengaruhi mikrostruktur pada komposit *micro-laminated*.



Gambar 4.8. Daerah antarmuka antara penguat Al_2O_3 dengan matrik aluminium. Lapisan oksida logam pada permukaan Al_2O_3 yang memiliki ketebalan sekitar 0,5-1 μm menjadi pengikat ikatan antarmuka partikel Al_2O_3 dengan matrik aluminium.

Perbedaan mikrostruktur juga menyebabkan perbedaan perilaku tegangan tarik berdasarkan fraksi volume penguat misalnya *multiple cracking* pada daerah antarmuka laminasi. Peningkatan densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ seiring dengan penambahan fraksi volume penguat SiC/Al₂O₃ terjadi akibat kemampuan penyerapan panas yang lebih tinggi sepanjang proses sinter oleh komposit dengan fraksi volume penguat lebih banyak dibandingkan pada komposit laminat hibrid dengan fraksi volume penguat lebih sedikit. Pelapisan oksida logam dengan perlakuan *elektroless plating* pada partikel SiC maupun Al₂O₃ meningkatkan proses pembasahan antarmuka partikel penguat (SiC/Al₂O₃) dengan matrik aluminium sebagaimana dinyatakan pada Gambar 4.8 dan 4.9.



Gambar 4.9. Fasa baru MgAl₂O₄ terbentuk pada daerah antarmuka aluminium dengan SiC yang berfungsi sebagai pengikat.

Penyerapan energi panas ini membantu proses difusi antar lapisan yang akan meningkatkan kualitas ikatan antar lapisan. Termal dibutuhkan untuk energi

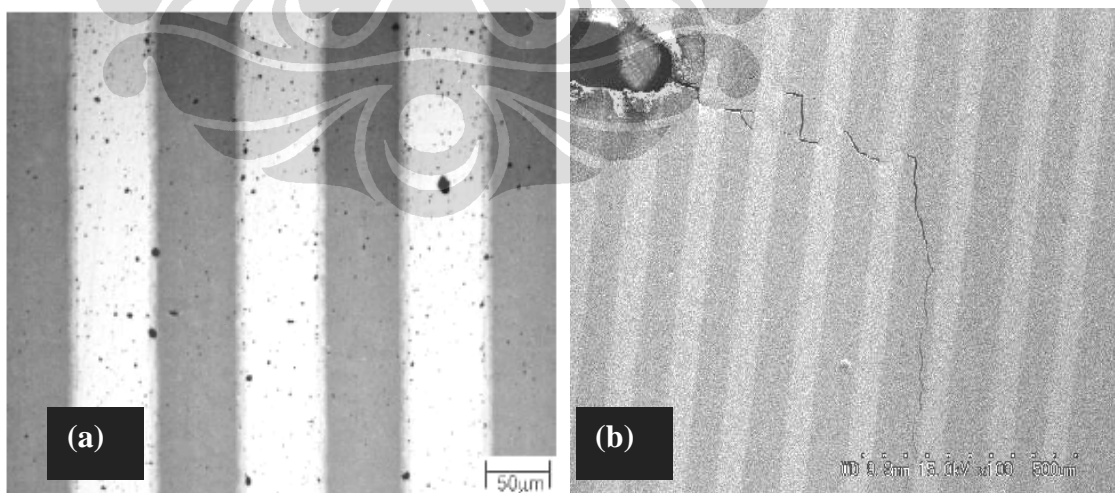
material komposit kerapatan daerah antarmuka lapisan akan semakin tinggi. Selain itu distribusi penguat yang homogen menyebabkan tidak adanya lagi pengelompokan penguat yang akan memicu konsentrasi tegangan dan *shock termal* dengan matrik sekitar. Penambahan variabel fraksi volume penguat meningkatkan derajat laminasi antar lapisan komposit laminat hibrid dan secara makroskopik akan meningkatkan densitas komposit Al/SiC-Al/Al₂O₃, sekitar 1,9-9,3%.

Hal ini terjadi karena terbentuknya fasa baru (MgAl₂O₄/spinel), MgO maupun Aluminium silikat Al_{3,21}SiO₄₇ yang bersifat konstruktif. Namun disatu sisi terbentuk juga fasa-fasa destruktif seperti antigorite Mg₃Si₂O₅(OH)₄ dan SiO₂ yang bersifat destruktif (Gambar 4.22). V.M. Sreekumar[5] menyatakan bahwa terbentuknya kristal MgO, MgAl₂O₄ atau Al₂O₃ pada permukaan partikel SiC mampu meningkatkan aspek kebasahan sebagai penguat MMCs karena fasa-fasa baru yang terbentuk ini yaitu MgO, MgAl₂O₄, dan Al₂O₃ akan menurunkan sudut kontak antarmuka sehingga aspek interaksi interfisial antara matrik dan penguat akan menjadi lebih tinggi. Mekanisme pembentukan fasa MgAl₂O₄ (spinel) menurut Zhou[6] disebabkan karena reaksi antara Al dan Mg pada lingkungan kaya oksigen yang datang dari permukaan SiO₂ yang terbentuk dari partikel SiC dan Al₂O₃ pada permukaan Al. Tujuan utama pelapisan partikel adalah untuk meningkatkan kebasahan dan mencegah reaksi yang bersifat destruktif sehingga reaksi antarmuka menjadi lebih baik. Ming kang,[65] juga menyatakan bahwa teknik pelapisan permukaan partikel penguat dengan metode *electroless plating* menyebabkan permukaan partikel lebih bersifat hydrophilic, yang permukaannya menjadi lebih luas dan kasar. J.A Aquilar Martinez[66] menyatakan pada pembuatan komposit Al/SiCp dengan proses fase cair, dengan penambahan Mg 3 wt% pembentukan fase spinel yang terjadi berfungsi sebagai binder antara matrik Al dan partikel SiCp.

4.1.3. Pengaruh Temperatur dan Waktu Tahan Sinter Terhadap Densitas Komposit

Densitas pasca kompaksi(*green density*) tidak dipengaruhi oleh temperatur karena kompaksi yang digunakan adalah kompaksi dingin. Selain menghindari

terjadinya oksidasi pada material serbuk saat kompaksi, kompaksi dingin juga lebih rendah biaya produksinya. Hanya saja diperlukan penelitian untuk menentukan besarnya pembebanan optimum dan distribusi densitas terhadap produk akhir sehingga sifat mekanik dari densitas bakalan dapat diprediksi karena kekuatan anisotropi bakalan material serbuk juga dipengaruhi fraksi volume penguat. Meskipun penekanan dingin lebih murah dan menghindari pembentukan oksidasi namun komposit laminat MMCs yang difabrikasi dengan proses ikatan difusi dibawah kondisi penekanan panas akan memiliki antarmuka lapisan yang diskrit dibandingkan laminat intermetalik/logam laminat dengan penekanan dingin. Kekuatan ikatan ini dapat dianalisa dari perilaku retak rangkap sepanjang pengujian tarik terhadap komposit laminasi intermetalik/logam. Zhou[6] juga menyatakan model kerusakan sesuai dengan pola yang diprediksi secara teoritikal, meskipun perbandingan kekuatan dari logam/intermetalik tidak konstan mengikuti perbedaan mikrostruktur maka sifat kegagalan laminat logam/intermetalik juga dipengaruhi oleh perbedaan konsentrasi lapisan intermetalik. Gambar 4.10(a) memperlihatkan mikrostruktur komposit *microlaminated* 100 μm Ni/100 μm Al yang dibuat dengan proses ikatan difusi. Penelitian Hee Y. Kim [17] memperlihatkan laminasi komposit yang berkualitas baik, namun pada Gambar 4.10 (b) terlihat bahwa keberadaan inklusi menyebabkan terjadinya retak.



Gambar 4.10. (a)Mikrostruktur komposit mikrolaminasi 100 μm Ni/100 μm Al (b) retak rangkap 100 μm Ni/25 μm Al[17]

Pada penelitian Y. Shima[54] juga menunjukkan bahwa densitas dan kekuatan bakalan tergantung dari model kompaksi. Serbuk yang dikompaksi dengan *shear triaxial* memiliki kekuatan dua kali lebih tinggi dari bakalan dengan densitas yang sama, yang diproduksi dengan kompaksi isotaktik Cold Isotactic Pressing (CIP) pada Alumina dan Silikon Nitrida menunjukkan, besarnya regangan tegak lurus terhadap arah kompaksi lebih besar dibandingkan strain yang serah dengan kompaksinya.

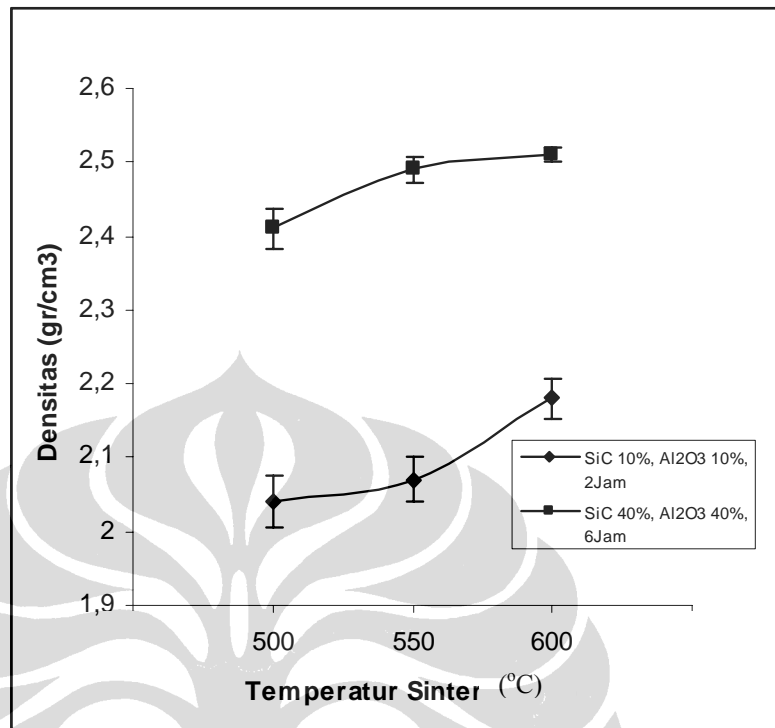
Fenomena sifat mekanik akibat pengaruh kompaksi menyatakan tingkat kohesifitas dan adesifitas dari partikel serbuk, juga menyatakan adanya cacat seperti retak, porositas dan batas partikel yang tidak koheren, dan morfologi partikel serbuk tergantung pada geometri partikel dan proses kompaksi. Setelah perlakuan kompaksi, bakalan dari material ulet memiliki beberapa karakteristik yaitu kekuatan tarik transversal lebih besar dari normal kekuatan tarik, dan retak arah transversal lebih kasar dan arah normal lebih halus. Jadi ikatan antar partikel pada saat densitas bakalan hanya diakibatkan oleh ikatan secara mekanik akibat kekasaran permukaan. Pada densitas bakalan yang tinggi, perubahan densitas akhir akan kecil karena penyusutannya juga rendah. Densitas bakalan yang tinggi akan 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 pada proses sinter akan meningkatkan kecepatan sinter, yang keterkaitannya berhubungan secara eksponensial[32].

Berbeda halnya dengan densitas pasca sinter (*sinter density*). Densitas ini sangat dipengaruhi oleh temperatur maupun waktu tahan sinter. Ada beberapa faktor yang berpengaruh terhadap proses sinter adalah ukuran partikel, bentuk, struktur, densitas bakalan, temperatur dan waktu. Penurunan ukuran partikel akan meningkatkan difusi, hal ini disebabkan peningkatan perbandingan luas area terhadap volume akan menyebabkan peningkatan gaya penggerak yang lebih tinggi, 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 proses sinter.

Struktur polikristalin cenderung mempunyai ukuran grain yang lebih kecil, dan memiliki sifat mekanik seperti tegangan tarik, waktu tahan sinter dan dimensi yang lebih stabil. Struktur butir yang lebih halus memiliki transpor material yang lebih baik, sehingga menyebabkan kecepatan difusi akan tinggi. Setelah proses sinter ukuran butir cenderung menghilangkan ukuran butir kecil karena terjadi pertumbuhan butir. Struktur kristalin pada serbuk pada saat proses sinter lebih stabil, selama gaya pengerak utama untuk terjadinya rekristalisasi (penurunan dislokasi), tidak terjadi di dalam serbuk. Struktur yang mempunyai cacat yang cukup besar, seperti dislokasi akan meningkatkan proses difusi. Komposisi partikel seperti oksidasi pada permukaan partikel akan menurunkan energi permukaan dan dapat menghalangi terjadinya mekanisme transpor permukaan, sehingga dapat menurunkan keefektifan dari proses difusi sepanjang sinter. Sepanjang proses sinter temperatur akan menjadi gaya dorong difusi antarmuka partikel. Sehingga semakin tinggi temperatur dan semakin lama waktu tahan sinter densitas komposit akan semakin meningkat, sebagaimana ditunjukkan pada Gambar 4.11

Tabel IV.3. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 2 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C ; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan

Vf SiC(%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Ts(°C)	ρ (gr/cm ³)
10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, Ht 2 Jam,			
10	10	500	2,04 ± 0,03606
10	10	550	2,07 ± 0,03
10	10	600	2,18 ± 0,02646
40%Vf SiC, 40% Vf Al₂O₃, Ht 6 Jam,			
40	40	500	2,41 ± 0,02646
40	40	550	2,49 ± 0,01732
40	40	600	2,51 ± 0,01



Gambar 4.11. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 2 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C ; Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C.

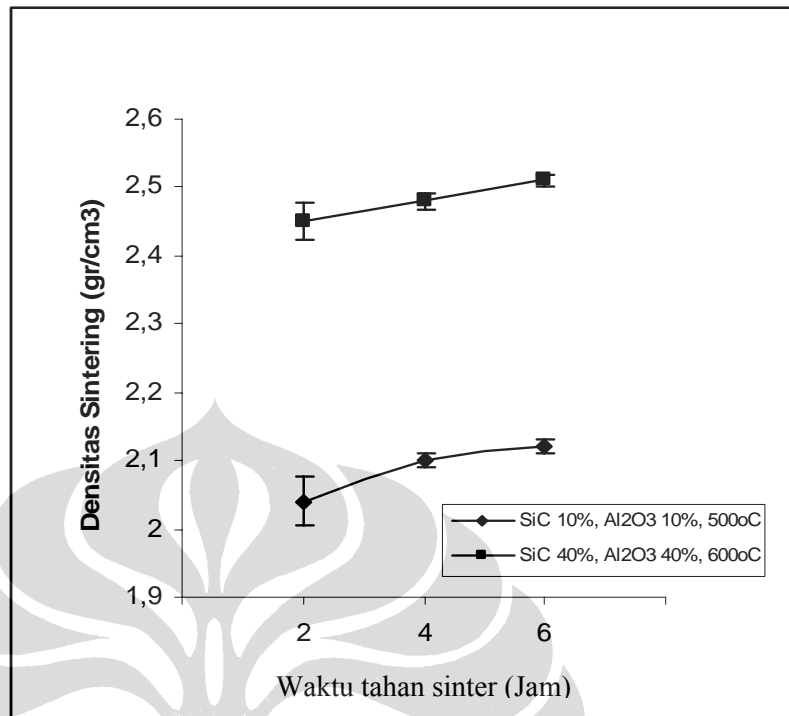
Terjadi peningkatan densitas saat temperatur sinter 500°C sebesar 2,04 gr/cm³ menjadi 2,18 gr/cm³ saat temperatur sinter 600°C. Jadi kenaikan densitas sebesar 6,4 % pada komposit hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 2 jam, dari temperatur sinter 500°C menjadi 600°C. Peningkatan densitas juga terjadi pada temperatur sinter 500°C sebesar 2,41 gr/cm³ menjadi 2,51 gr/cm³ saat temperatur sinter 600°C, yaitu peningkatan densitas sebesar 3,9 % pada komposit hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 6 jam, dari temperatur sinter 500°C menjadi 600°C.

Peningkatan densitas yang semakin baik yang sebanding dengan peningkatan temperatur sinter terjadi karena temperatur merupakan salah satu daya dorong proses difusi. Semakin besar temperatur maka kecepatan difusinya akan semakin tinggi juga. Hal ini memicu terjadinya difusi antar permukaan

partikel penguat dan matrik maupun antar lapisan yang berbeda dari komposit laminat hibrid. Mekanisme difusi yang pada intinya merupakan transpor massa material akan mengurangi porositas yang pada umumnya cenderung terdapat pada daerah laminasi akibat proses pengerjaan. Jadi temperatur sinter memberikan pengaruh yang signifikan terhadap peningkatan densifikasi komposit melalui mekanisme difusi antar lapisan pada daerah laminasi dan pengurangan porus. Terlihat bahwa peningkatan temperatur sinter sebanding dengan peningkatan densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ baik untuk fraksi volume SiC besar(40%) dan fraksi volume SiC kecil (10%) maupun waktu tahan sinter lama (6jam) maupun waktu tahan sinter yang singkat(2 jam). Densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ juga dipengaruhi oleh waktu tahan sinter sebagaimana dinyatakan pada Tabel IV.4 dan Gambar 4.12.

Tabel IV.4. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam dan Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam

Vf SiC(%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Ht (Jam)	ρ (gr/cm ³)
10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, Ts 500°C			
10	10	2	2,04 ±0,03606
10	10	4	2,10 ± 0,01
10	10	6	2,12 ± 0,01
40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, Ts 600°C			
40	40	2	2,45 ±0,02646
40	40	4	2,48 ±0,01155
40	40	6	2,51 ± 0,01



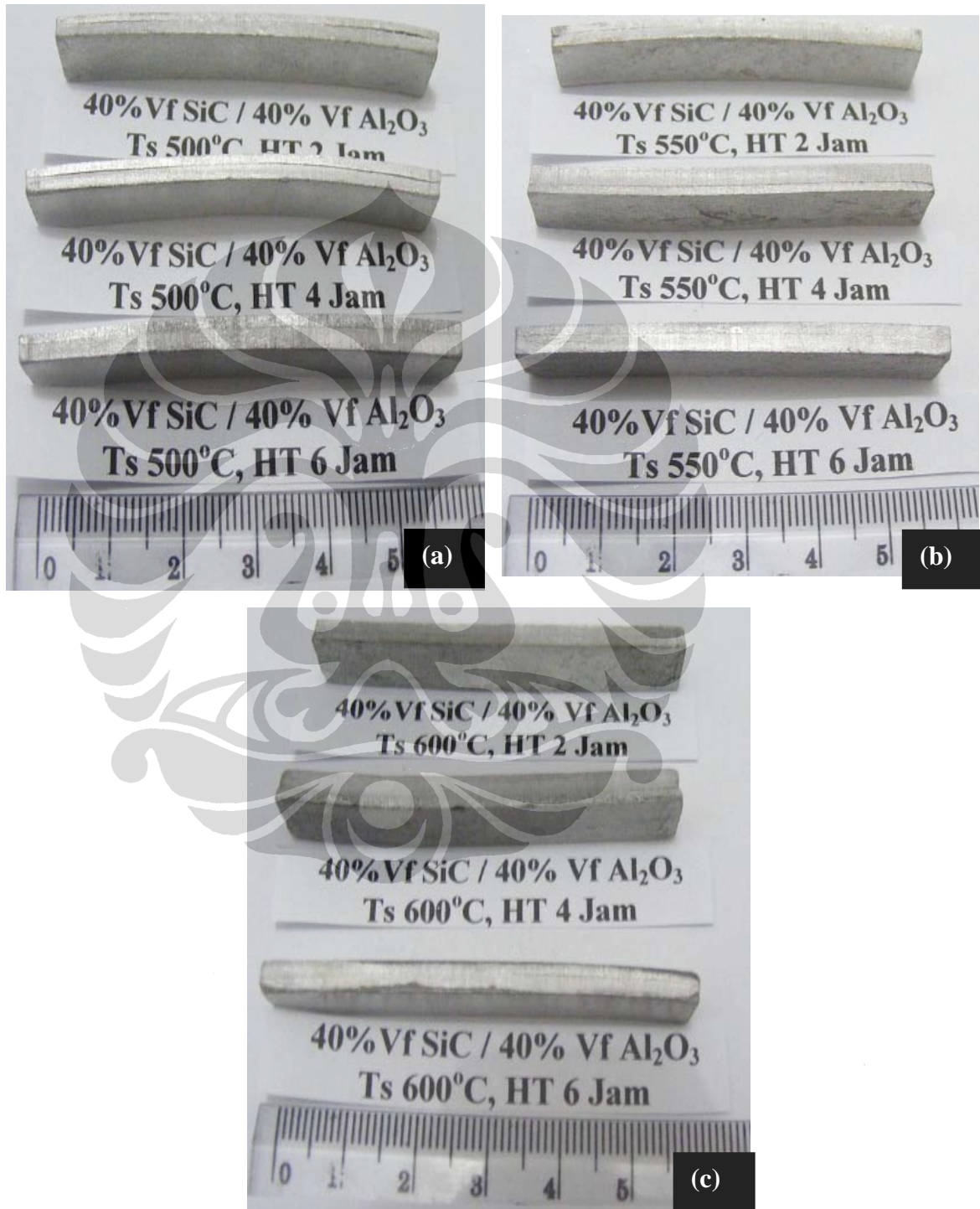
Gambar 4.12. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam, Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam

Pada Gambar 4.12 terlihat terjadi peningkatan densitas saat waktu tahan sinter 2 jam sebesar 2,04 gr/cm³ menjadi 2,12 gr/cm³ saat waktu tahan sinter 6 jam dengan peningkatan densitas sebesar 3,7 % pada komposit hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C. Peningkatan densitas saat waktu tahan sinter 2 jam sebesar 2,45 gr/cm³ menjadi 2,51 gr/cm³ saat waktu tahan sinter 6 jam dengan peningkatan densitas sebesar 2,3 % juga terjadi pada komposit hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C. Nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam maupun nilai densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 Jam, mengalami peningkatan seiring bertambahnya waktu tahan sinter. Hal ini dapat dijelaskan dari mekanisme pelepasan tegangan

sisanya yang terdapat pada daerah laminasi. Pada proses pembuatan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ ada beberapa cara yang digunakan untuk proses laminasinya. Cara pertama adalah campuran serbuk untuk lapisan pertama dan kedua dimasukkan secara bersamaan dan selanjutnya dikompaksi dengan gaya tekan akhir sebesar 25 kN. Cara kedua adalah pembuatan bakalan semijadi untuk lapisan pertama dengan memberikan gaya tekan setengah dari gaya tekan akhir. Setelah bakalan semijadi ini terbentuk maka dilanjutkan dengan dengan proses laminasi dengan pemberian gaya tekan akhir sebesar 25 kN. Cara ketiga adalah lapisan pertama dibentuk semijadi dengan penekanan setengah dari gaya tekan akhir selanjutnya campuran serbuk untuk lapisan kedua dimasukkan kedalam cetakan dan beri gaya tekan akhir 25 kN. Meskipun hanya metode yang ketiga yang digunakan dalam proses pembuatan komposit laminat hibrid ini namun ketiga cara ini, memungkinkan terjadinya tegangan sisa pada bakalan akibat pemberian gaya tekan awal dan gaya tekan akhir. Selain itu penuangan campuran serbuk kedalam cetakan memungkinkan terjebaknya udara atau lubrikan dan akan menjadi porositas. Perlakuan waktu tahan yang bervariasi akan mampu berperan untuk memberikan energi kepada partikel-partikel serbuk yang terdeformasi sepanjang proses kompaksi untuk melepaskan tegangan sisa dan meminimalkan porositas yang terjadi melalui penguapan gas/lubrikan selama masa tahan sinter diberikan. Dalam penelitian Guo-Jun Zhang[12] tentang High-Temperature Multilayer Composites with Superplastic Interlayers, Multilayer composite (MLC) Al₂O₃ /MoSi₂+Mo₂B₅ yang dibuat dengan tape casting. Ikatan antarmuka yang lemah pada komposit multilayer (MLCs) dapat menyisakan stress setelah fraktur. Hal ini menunjukkan bahwa MLCs dengan ikatan antarmuka yang lemah kurang toleran untuk aplikasi struktural. Cutler[70] juga mengamati perilaku fraktur pada SiC yang dikuatkan dengan serat gelas (misalnya CMCs) lamina hibrid pada temperatur 1350°C. ketahanan daerah antarmuka dan mekanisme delaminasi bervariasi berdasarkan perbedaan temperatur. Pada temperatur rendah terjadi retak pada matrik glass, sedangkan pada temperatur tinggi diatas temperatur glass, delaminasi terjadi melalui cavity dan rupture pada glass.

Gambar 4.13 menunjukkan pengaruh termal berupa temperatur dan waktu tahan sinter terhadap kualitas ikatan antarmuka komposit laminat hibrid yang

dapat teramati secara fisik. Pada temperatur sinter 500°C pada waktu tahan 2 dan 4 jam terlihat delaminasi/retak pada daerah laminasi komposit sedangkan pada temeperatur sinter yang lebih tinggi yaitu 550 dn 600°C tidak terjadi delaminasi yang terlihat secara nyata.



Gambar 4.13. Komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ setelah proses sinter dengan variabel temperatur sinter dan waktu tahan sintering, (a) temperatur sinter 500°C, (b) 550°C, (c) temperatur sinter 600°C

4.2. POROSITAS KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃

Komposit yang dibuat dengan menggunakan proses metalurgi serbuk pada umumnya cenderung memiliki porositas yang tinggi dibandingkan metalurgi cair (*casting*). Hal ini disebabkan karena sepanjang tahapan proses metalurgi serbuk terdapat kemungkinan adanya udara atau lubrikan yang terjebak diantara partikel serbuk seperti misalnya saat penimbangan serbuk, pencampuran dan saat kompaksi. Porositas dapat terjadi akibat terjebaknya lubrikan/gas dan terjadinya proses *necking* yang tidak terjadi secara sempurna. Prediksi secara tepat kekuatan mekanik material porus dapat dilakukan dengan mempertimbangkan bentuk porus, orientasi porus dan volume porus. Analisa porus pada umumnya hanya mempertimbangkan efek fraksi volume porositas dalam kaitannya dengan kekuatan komposit porus.

Persyaratan dasar kualitas komposit terletak pada kualitas ikatan antarmuka matrik dan penguat. Ikatan antarmuka inilah yang menjadi jembatan transmisi tegangan luar yang diberikan dari matrik menuju partikel penguat. Jika ikatan antarmuka matrik dan penguat terjadi dengan baik maka transmisi tegangan ini dapat berlangsung dengan baik. Keberadaan porus yang terletak pada daerah antarmuka antar serbuk matrik dan penguat menyebabkan terhalangnya pembentukan ikatan antar partikel penguat sepanjang proses kompaksi maupun pembentukan jembatan cair sepanjang proses sinter. Porositas juga merupakan pusat konsentrasi tegangan eksternal yang dapat menurunkan kemampuan material dalam menahan beban eksternal. Keberadaan porositas menyebabkan penurunan sifat mekanik komposit.

Pada komposit laminat hibrid AlSiC-Al/Al₂O₃, porositas tidak hanya terjadi pada daerah antarmuka matrik dan penguat namun juga terjadi pada daerah laminasi antar lapisannya. Hal ini berakibat lapisan pertama (Al/SiC) dan lapisan kedua (Al/Al₂O₃) meskipun bermatrik sama yaitu aluminium tidak dapat berikatan secara baik membentuk komposit hibrid lapis tunggal. Model porositas pada komposit laminat hibrid AlSiC-Al/Al₂O₃ ada 2 macam yaitu porositas antar partikel dan porositas pada daerah laminasi. Pada umumnya total porositas antar partikel serbuk masih lebih kecil dibandingkan porositas pada daerah laminasi. Sehingga porositas pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dikontribusi

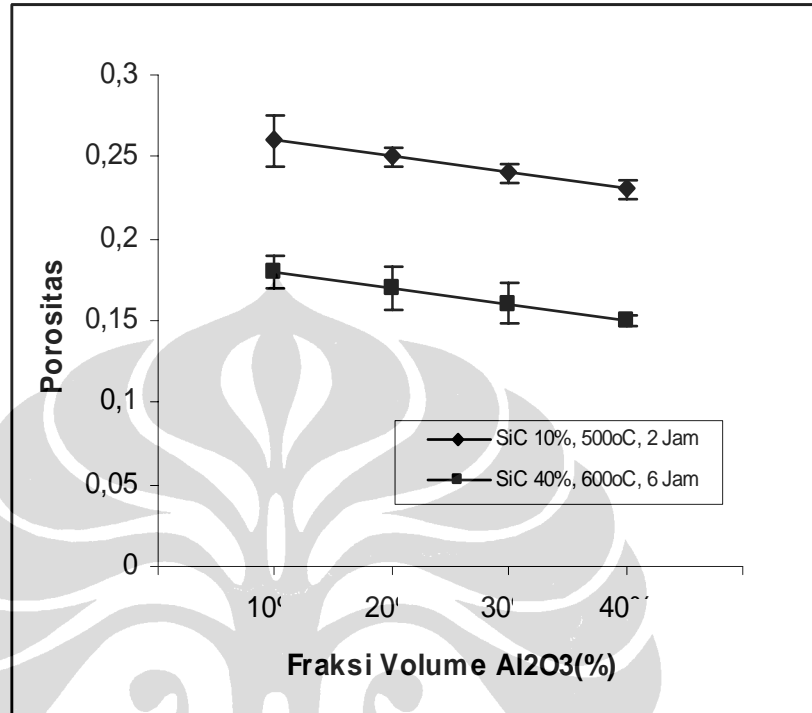
dari porositas antar partikel serbuk dan porositas pada daerah laminasi. Meskipun demikian sangat sulit untuk menentukan prosentasi kontribusi porositas antar partikel serbuk dan kontribusi akibat porositas pada daerah laminasi.

4.2.1. Pengaruh Fraksi Volume Penguat terhadap Porositas Komposit

Porositas adalah lubang yang terjadi pada bakalan serbuk akibat gas yang terjebak maupun lubrikan. Porositas pada daerah laminasi dapat disebabkan oleh adanya tegangan sisa yang terjadi pada penguat saat kompaksi sehingga saat sinter memicu terjadinya retak pada daerah bidang kristal yang lemah pada bahan tersebut. Dengan adanya waktu tahan maka pergerakan retak akan semakin tinggi dengan adanya pergerakan dislokasi. Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, pada Vf 10%SiC, T 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf Al₂O₃ terlihat pada Tabel 4.5 dan Gambar 4.14. Porositasnya berkisar antara 23%-26% dan nilai porositas terbesar dicapai pada fraksi volume Al₂O₃ 10% yaitu sebesar 26%, sedangkan porositas minimum dicapai pada fraksi volume Al₂O₃ 40% yaitu sebesar 23 %. Berarti ada penurunan porositas sekitar 11,5% dengan penambahan fraksi volume Al₂O₃ menjadi 40%.

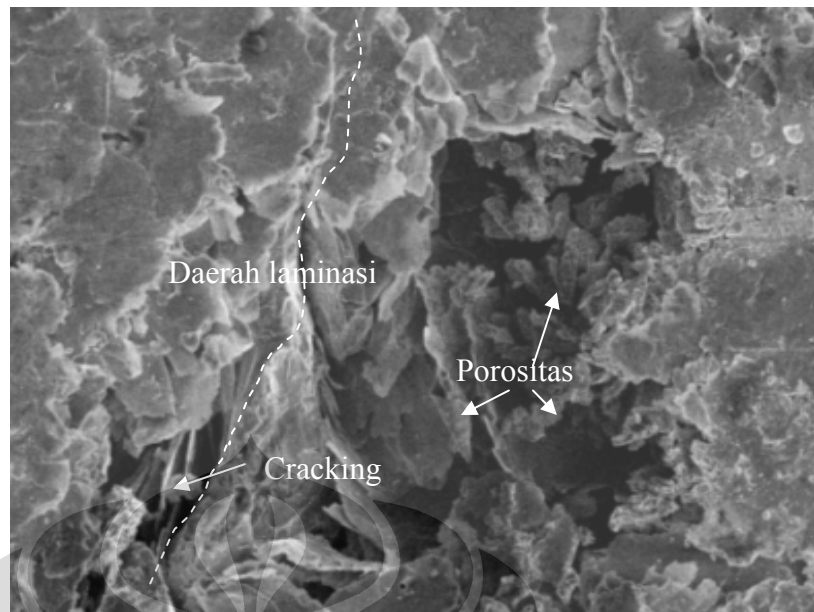
Tabel IV.5. Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10%Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf Al₂O₃ dan Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 40%Vf SiC, temperature sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, 10, 20, 30, dan 40% Vf Al₂O₃

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	P
10%Vf SiC, Ts 500°C, Ht 2 jam		
10	10	0,26±0,01528
10	20	0,25±0,00577
10	30	0,24±0,00577
10	40	0,23±0,00577
40%Vf SiC, Ts 600°C, Ht 6 jam,		
40	10	0,18 ± 0,00947
40	20	0,17 ± 0,01265
40	30	0,16 ± 0,01241
40	40	0,15 ± 0,00338



Gambar 4.14. Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10%Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, 10, 20, 30 dan 40%Vf Al₂O₃ dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 40%Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf Al₂O₃

Porositas sebesar 26% pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10%Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam, 10%Vf Al₂O₃ dikontribusi dari terjadinya porositas dan retak yang cukup besar pada daerah laminasi sebagaimana ditunjukkan gambar SEM pada Gambar 4.15 berikut :



Gambar 4.15. Porositas terbuka yang terjadi pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10% Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam

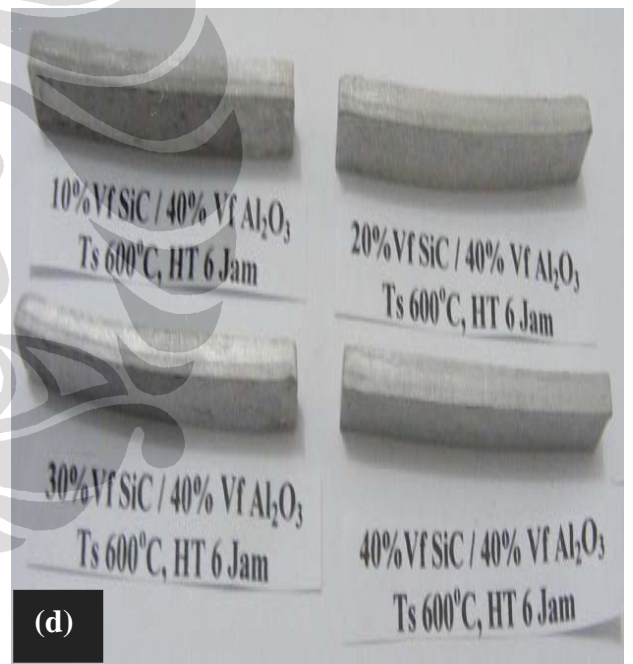
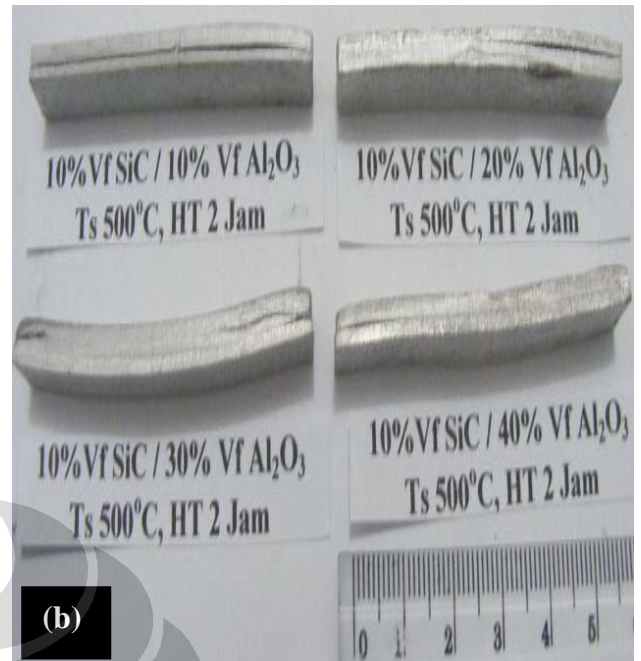
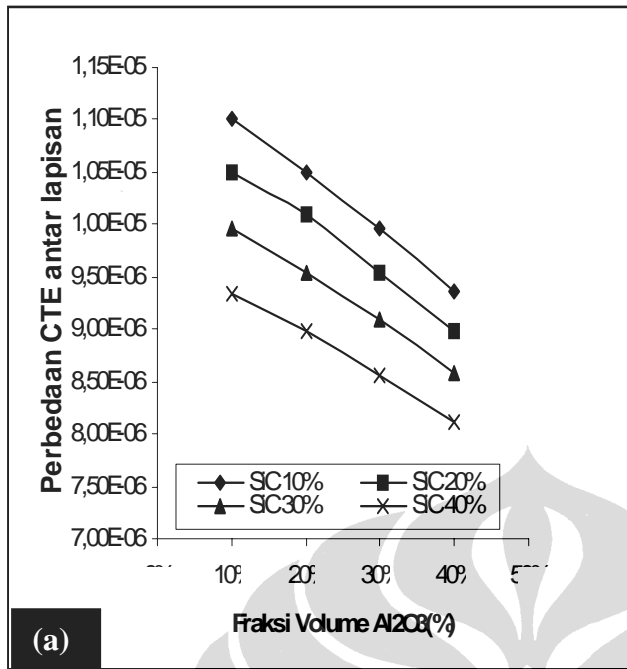
Pada 40%Vf SiC dibuat tetap, porositas tertinggi 19% saat 10%Vf Al₂O₃ sedangkan porositas terendah sebesar 16% saat 40%Vf Al₂O₃. Jadi pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 40%Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 Jam, (10, 20, 30 dan 40%) Vf Al₂O₃ mengalami penurunan porositas sebesar 15,7% dengan penambahan fraksi volume Al₂O₃ dari 10% menjadi 40%.

Porositas terbuka dan retak yang terjadi bisa disebabkan oleh beberapa hal. Pertama adalah akibat terjadinya perbedaan Koefisien Ekspansi Termal (CTE) antara lapisan Al/SiC dengan lapisan Al/Al₂O₃. Perbedaan CTE akan menyebabkan pemuaian yang berbeda antar lapisan sehingga memicu terjadinya retak. Elemori S[67] menyatakan bahwa aluminium memiliki CTE yang paling tinggi yaitu $2,4 \cdot 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$ artinya Aluminium mudah mengalami pemuaian akibat perubahan temperatur. CTE SiC sebesar $4,5 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ sedangkan CTE Alumina sebesar $4,7 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. CTE SiC maupun Al₂O₃ sangat rendah dibandingkan aluminium karena CTE keramik lebih rendah dari logam. Hal ini disebabkan karena ikatan pada keramik terjadi antara ion bukan antar atom seperti logam, maka dibutuhkan energi yang lebih besar untuk memutuskan ikatan antar ionik dibandingkan antar atom.

Tabel IV.6. Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan pendekatan Kerner

Lapisan 1 (Al/SiC)		Lapisan 2 (Al/Al ₂ O ₃)		Perbedaan CTE lapisan 1 dan lapisan 2
Fraksi Volume (v/v0)% (Konstan)	CTE(Al/SiC) (A1) (/°C)	Fraksi Volume (v/v0)% (Variabel)	CTE Al/Al ₂ O ₃ (A2) (/°C)	Ac=(A1XA2)/(A1+A2)
10	2,20E-05	10	2,21E-05	1,10E-05
	2,20E-05	20	2,01E-05	1,05E-05
	2,20E-05	30	1,82E-05	9,97E-06
	2,20E-05	40	1,63E-05	9,36E-06
20	2,01E-05	10	2,21E-05	1,05E-05
	2,01E-05	20	2,01E-05	1,01E-05
	2,01E-05	30	1,82E-05	9,55E-06
	2,01E-05	40	1,63E-05	8,99E-06
30	1,81E-05	10	2,21E-05	9,96E-06
	1,81E-05	20	2,01E-05	9,55E-06
	1,81E-05	30	1,82E-05	9,09E-06
	1,81E-05	40	1,63E-05	8,58E-06
40	1,62E-05	10	2,21E-05	9,34E-06
	1,62E-05	20	2,01E-05	8,98E-06
	1,62E-05	30	1,82E-05	8,57E-06
	1,62E-05	40	1,63E-05	8,12E-06

Pada Tabel IV.6 dan Gambar 4.16 terlihat bahwa penambahan fraksi volume penguat (SiC maupun Al₂O₃) menurun dengan penambahan fraksi volume SiC maupun Al₂O₃.



Gambar 4.16. (a) Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid dengan variasi fraksi volume SiC, (b, c,d) komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ setelah proses sintering dengan variasi temperatur dan waktu tahan sinter

Seperti pada kasus *cladding bimetal*, proses lengkung juga terjadi pada komposit laminatt hibrid, hal ini terjadi karena perbedaan CTE antar lapisan memicu proses ekspansi yang berbeda pada lapisan pertama dengan lapisan

kedua. Lapisan dengan ekspansi termal lebih besar akan cenderung mengikuti arah lapisan dengan ekspansi termal yang lebih rendah jika ikatan antar lapisan berkualitas baik. Jadi kelengkungan komposit laminat hibrid pasca sinter bisa menjadi salah satu indikasi kualitas ikatan antar lapisan. Jika kualitas ikatan antar lapisan kurang baik maka perbedaan CTE antar lapisan akan memicu terjadinya delaminasi sebagaimana Gambar 4.15(b). Retak pada daerah laminasi adalah terbentuknya porositas akibat mekanisme kompaksi yang memasukkan lapisan kedua dalam bentuk serbuk dan sisa HNO_3 pada daerah laminasi. Kegagalan ikatan antarmuka lapisan dapat terjadi apabila kekuatan kohesifitas antara kedua lapisan sama atau lebih besar dari kekuatan tegangannya.

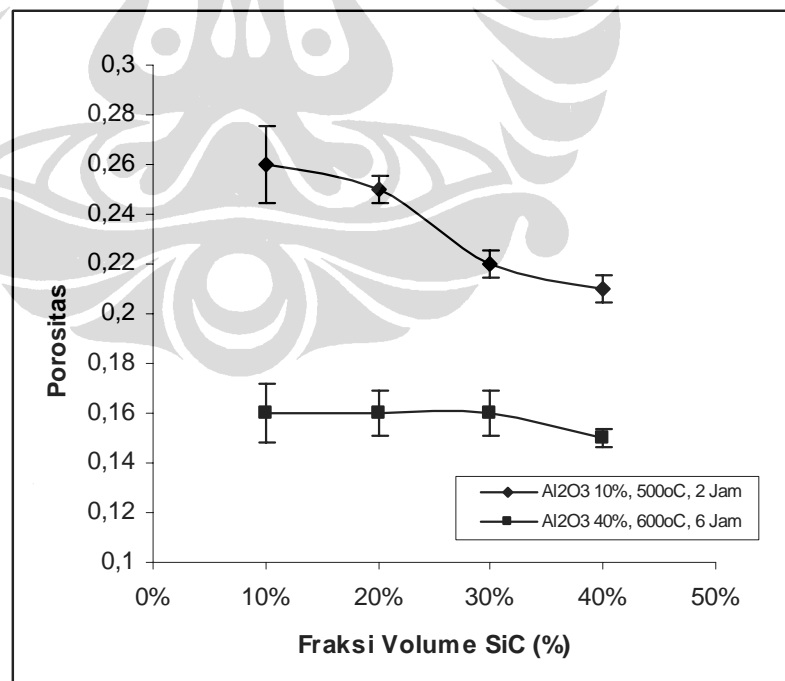
Pada Gambar 4.16(b) terlihat kegagalan pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , mekanisme kegagalan pada komposit lamina dapat berupa buckling delaminasi, kombinasi *interlaminar debonding* dan ketidakstabilan struktur. Pada umumnya jika komposit lamina diberi pembebanan maka akan terjadi buckling secara local. Pergeseran lapisan ini akan menyebabkan tegangan interlaminar yang tinggi pada arahmuka laminasi. Hooijmeijer, P. and O. Bosker[61]. Menyatakan bahwa jika pembebanan yang diberikan melebihi batas *yield strength* maka akan terjadi penjalaran dislokasi dan menurunkan kekakuan *post-buckling*, peningkatan pertumbuhan delaminasi dan menyebabkan failure pada komposit. Namun penelitian terhadap fenomena ini belum banyak dilakukan. Pengujian dengan fatik dilakukan untuk kondisi ini. Remmers, J. and R. de Borst[22] menyatakan pengujian dengan pemberian kondisi lingkungan yang ekstrim juga dilakukan. Ikatan interlaminar pada umumnya cukup kuat untuk dapat mengikat antarmuka komposit. Keberadaan pergeseran ikatan(*shear tractions*) pada daerah antarmuka berperan penting terhadap pertumbuhan delaminasi. J.Schipperen[69] menyatakan pergeseran antarmuka dapat menjadi parameter kontrol dari pertumbuhan kerusakan. Pertumbuhan delaminasi pada material komposit sangat tergantung pada sudut kontak antara arah penguatan penguat terhadap arahmuka delaminasi. maka pendekatan skalar untuk kasus ini tidak dapat digunakan.

Untuk mengetahui pengaruh fraksi volume penguat SiC dan Al_2O_3 terhadap porositas komposit laminat hibrid, $V_f \text{Al}_2\text{O}_3$ juga dibuat tetap sedangkan

Vf SiC yang divariabelkan 10, 20, 30 dan 40%. Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10% dan 40% Vf Al₂O₃ dengan 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC; dinyatakan pada Tabel IV.7 dan Gambar 4.17.

Tabel IV.7. Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10% Vf Al₂O₃ temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC dan Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40% Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30 dan 40%

Vf Al ₂ O ₃ (%)	Vf SiC (%)	P
10% Vf Al₂O₃, Ts 500°C, Ht 2 Jam		
10	10	0,26± 0,01528
10	20	0,25± 0,00577
10	30	0,22± 0,00577
10	40	0,21± 0,00577
40% Vf Al₂O₃, Ts 600°C, Ht 6 Jam		
40	10	0,16± 0,01182
40	20	0,16± 0,009
40	30	0,16± 0,00897
40	40	0,15± 0,00338



Gambar 4.17. Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10% Vf Al₂O₃ temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC dan Nilai Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40% Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, 10, 20, 30 dan 40% Vf SiC

Pada komposit laminat hibrid 10%Vf Al₂O₃ dibuat tetap, porositas paling besar adalah 26% saat Vf SiC 10% dan porositas paling kecil 21% saat Vf SiC 40% dengan penurunan porositas sebesar 23% dengan bertambahnya Vf SiC dari 10% menjadi 40% sedangkan pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan Vf Al₂O₃ dibuat tetap 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam dan Vf SiC divariabelkan 10, 20, 30, dan 40%, nilai porositas tertinggi sebesar 16% dan porositas terendah 15% dengan penurunan porositas sebesar 6% dengan peningkatan fraksi volume SiC 10% menjadi 30%. Jadi ada beberapa hal yang dapat disimpulkan dari penelitian tentang pengaruh fraksi volume penguat SiC/Al₂O₃ terhadap porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃. *Pertama* porositas komposit mengalami penurunan berkisar 11,5%(10%Vf SiC dibuat tetap); 15,7% (40%Vf SiC dibuat tetap); 23%(10%Vf Al₂O₃ dibuat tetap) dan 6% (40%Vf Al₂O₃ dibuat tetap) untuk penambahan variabel fraksi volume SiC/Al₂O₃ dari 10% menjadi 40%. *Kedua*, penurunan nilai porositas terjadi lebih besar pada Vf SiC dibuat tetap dibandingkan dengan Vf Al₂O₃ dibuat tetap.

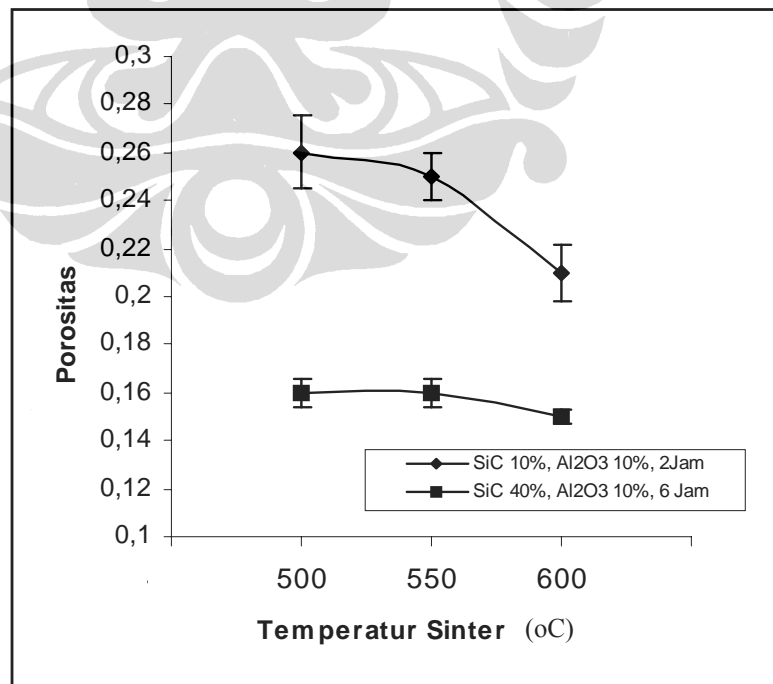
4.2.2. Pengaruh Temperatur dan Waktu Tahan Sinter terhadap Porositas Komposit

Densitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pasca kompaksi dapat ditingkatkan dengan proses sinter. Sinter adalah suatu proses perlakuan panas yang diberikan pada 2/3 temperatur lelehnya dan bertujuan untuk membentuk fasa baru. Peningkatan densitas sepanjang sinter terjadi karena proses *degassing* (pelepasan gas/lubrikan dari antar partikel atau dari lapisan komposit laminat), penurunan porositas dan terbentuknya jembatan cair antar permukaan partikel serbuk melalui proses difusi. Mekanisme difusi melibatkan proses evaporasi, kondensasi, difusi permukaan dan difusi volume. Temperatur merupakan gaya dorong proses difusi yang terjadi sepanjang sinter sehingga semakin tinggi temperatur sinter akan memberikan driving force yang semakin besar untuk proses difusi. Maka transpor massa antar permukaan partikel serbuk maupun antar lapisan yang terjadi semakin besar dan secara tidak langsung hal ini akan berakibat pada peningkatan densitas dan penurunan porositas. Penurunan porositas akibat infiltrasi matrik Al melalui difusi atomik. Secara ekperimental

pengaruh temperatur sinter terhadap porositas dapat diketahui dari pengamatan data penelitian pada Tabel 4.8 dan Gambar 4.18. Porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 2 Jam, mengalami penurunan seiring dengan peningkatan temperatur sinter. Pada saat temperatur sinter 500°C porositas komposit sebesar 26 % sedangkan pada temperatur sinter 600°C porositas komposit 21%. Jadi terjadi penurunan porositas sekitar 19,2% dengan peningkatan temperatur sinter 200°C

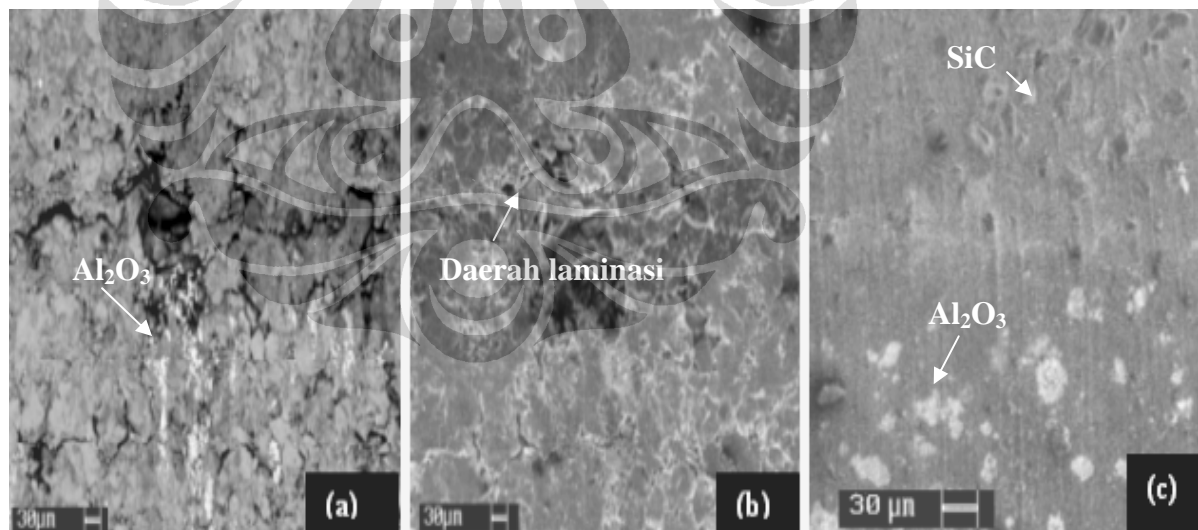
Tabel IV.8. Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 2 jam, temperatur 500, 550 dan 600°C dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40% Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C.

Vf SiC(%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Ts(°C)	P
10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 2 Jam			
10	10	500	0,26±0,01528
10	10	550	0,25±0,01
10	10	600	0,21±0,01155
40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, 6 Jam			
40	40	500	0,16 ± 0,00577
40	40	550	0,16 ± 0,00577
40	40	600	0,15 ± 0,00338



Gambar 4.18 Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, 2 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C & Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al₂O₃, 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C.

Penurunan porositas yang sebanding dengan peningkatan temperatur sinter juga terjadi pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 40%Vf SiC tetap dengan waktu tahan 6 jam, sebagaimana ditunjukkan pada Tabel 4.8 dan Gambar 4.18. Pada gambar ini terlihat densitas komposit laminat hibrid mengalami penurunan sebesar 6 % dari 16% saat 500°C menjadi 15% saat temperatur sinter 600°C. Dari dua contoh data eksperimental diatas dapat disimpulkan bahwa porositas komposit menurun dengan peningkatan temperatur sinter. Namun pada temperatur sinter sama 500°C, porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, 2 jam sebesar 26% lebih tinggi jika dibandingkan dengan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, 6 jam yaitu 15%. Jadi porositas tidak hanya berbanding terbalik dengan temperatur sinter namun juga terhadap fraksi volume SiC/Al₂O₃ sebagaimana telah dibahas pada Subbab 4.2.1 diatas. Gambar 4.19 menunjukkan perubahan struktur mikro daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ yang mengalami penyusutan porositas seiring dengan peningkatan temperatur sinter.



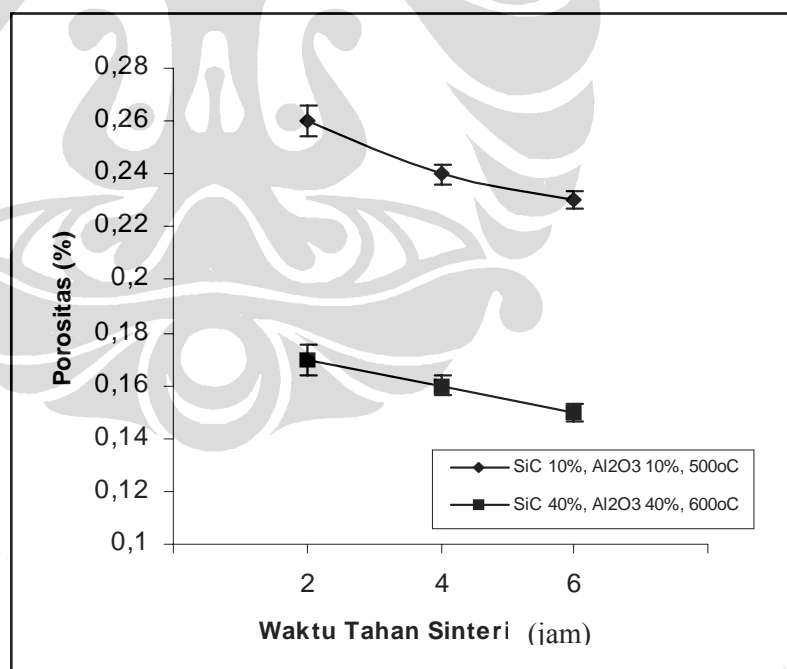
Gambar 4.19. Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, waktu tahan sinter 2 jam, (a) temperatur sinter 500°C, (b) temperatur sinter 550°C, (c) temperatur sinter 600°C

Disamping pengaruh temperatur, waktu tahan sinter sangat mempengaruhi penyusutan dan pengurangan porositas pada material komposit laminat hibrid

Al/SiC-Al/Al₂O₃. Pengurangan porositas terjadi sepanjang proses sinter. Pori ada kalanya berbentuk pori terbuka dan ada kalanya menjadi pori tertutup. Pori pada daerah laminasi pada umumnya lebih besar dibandingkan pori pada daerah antarmuka partikel serbuk.

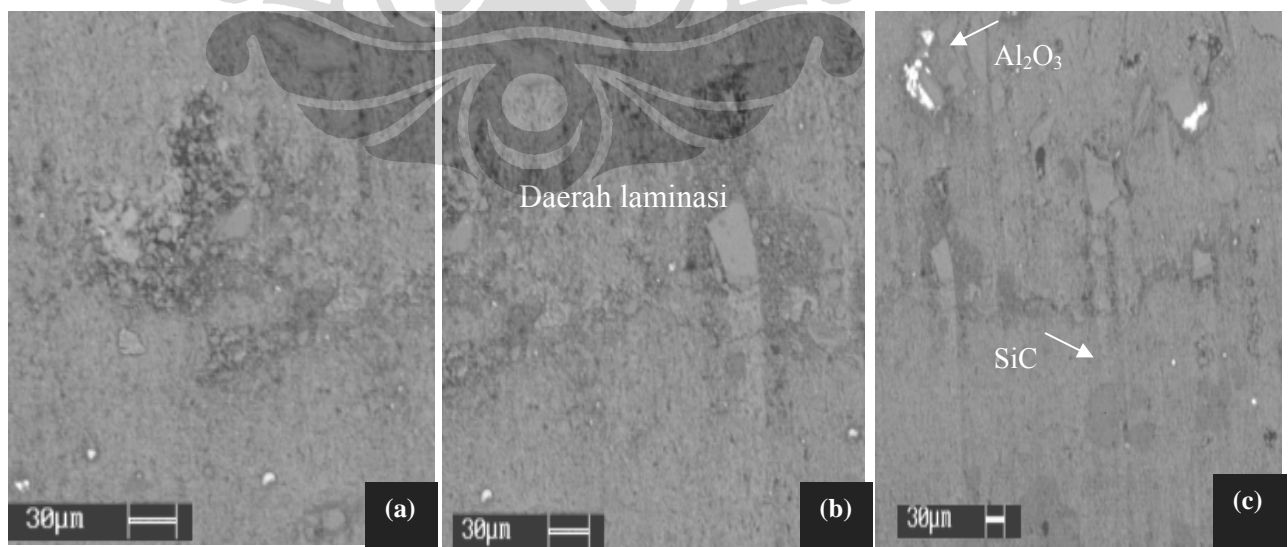
Tabel IV.9. Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Ht (Jam)	P
Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, T 500°C			
10	10	2	0,26 ± 0,01528
10	10	4	0,24 ± 0,02309
10	10	6	0,23 ± 0,00577
Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, T 600°C			
40	40	2	0,17± 0,00577
40	40	4	0,16± 0,0039
40	40	6	0,15± 0,00338



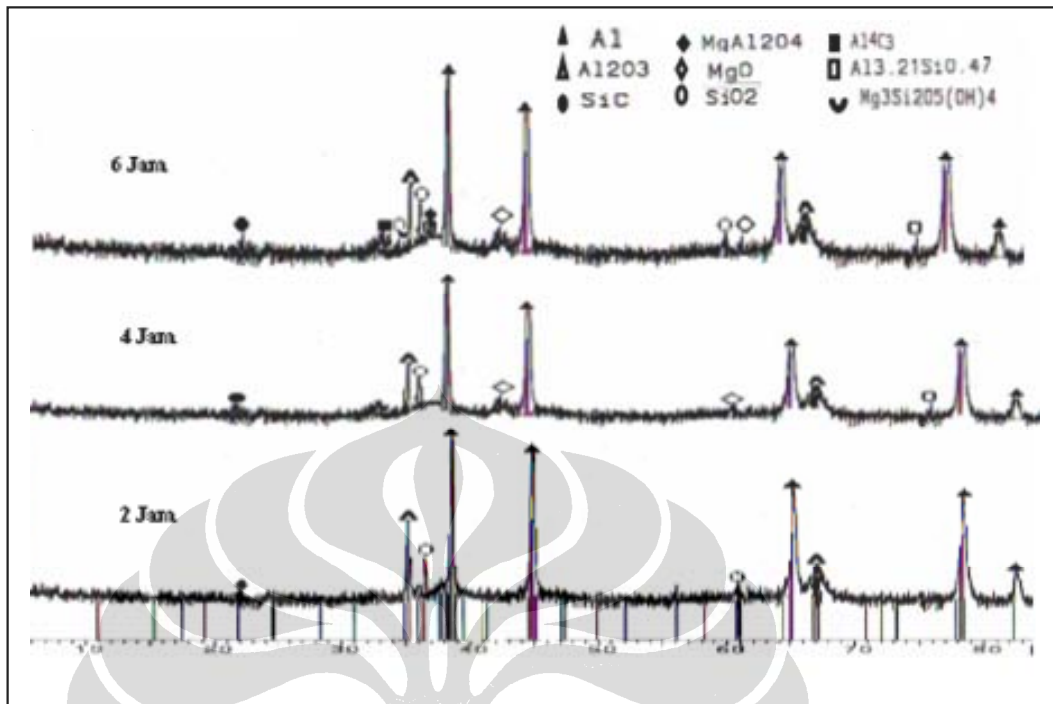
Gambar 4.20. Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10% Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam dan Nilai porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam

Penyusutan pori merupakan keadaan sinter yang paling penting, pada keadaan ini material padat ditransportasikan 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 (*spherical pore*) pada material. Sepanjang proses difusi, transpor massa atomik sangat tergantung pada gaya dorong permukaan, sedangkan kedalaman difusi tergantung waktu proses difusi. Pengaruh lamanya waktu sinter dapat diamati dengan memvariabelkan waktu tahan sinter. Waktu tahan sinter berpengaruh terhadap peningkatan densitas dan pengurangan porositas. Pada Gambar 4.20 terlihat bahwa porositas komposit laminat mengalami penurunan dengan semakin lamanya waktu tahan sinter yang diberikan. Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam nilai porositasnya sebesar 26% sedangkan saat 6 jam nilai porositasnya menurun sebesar 23%, jadi ada penurunan 11,5% porositas jika waktu tahan sinternya dinaikkan dari 2 jam menjadi 6 jam. Penurunan porositas akibat peningkatan waktu tahan sinter juga dapat diamati pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam.



Gambar 4.21. Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hybrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, T 600°C, waktu tahan sinter (a) 2 jam, (b) 4 jam, dan (c) 6 jam. Porositas daerah laminasi menurun dengan penambahan waktu tahan sinter.

Pada saat 2 jam, porositas komposit berkisar antara 17% sedangkan dengan penambahan waktu tahan sinter hingga 6 jam porositas menurun hingga 15%, sehingga terjadi penurunan porositas sebesar 11,7% dengan penambahan waktu tahan sinter selama 4 jam dari 2 jam menjadi 6 jam. Pada Gambar 4.21 terlihat bahwa porositas-porositas yang terjadi pada daerah laminasi mengalami penyusutan bersama dengan peningkatan waktu tahan sinter dari 2 jam menjadi 4 jam hingga 6 jam. Sehingga densitas komposit secara keseluruhan meningkat dengan pengurangan porositas ini. Pengaruh waktu tahan sinter terhadap pengurangan porositas juga dapat dijelaskan dengan adanya pembentukan fasa-fasa baru yang bersifat konstruktif meningkatkan kualitas ikatan antar partikel serbuk maupun antar lapisan komposit laminat hibrid. Fasa ini berupa fasa spinel MgO, $Mg_2Al_2O_4$ dan $Al_{3,21}SiO_{47}$ sebagaimana terlihat pada Gambar 4.22. Fasa MgO muncul pada sudut 2θ : 43 dan 62,5, sedangkan fasa spinel $MgAl_2O_4$ muncul pada sudut 2θ : 37 dan 43. Fasa aluminium silikat $Al_{3,21}SiO_{47}$ muncul pada sudut 2θ : 38,5,5 dan 78. Fasa-fasa konstruktif ini mulai muncul dan meningkat kuantitasnya seiring dengan penambahan waktu tahan sinter dari 2 jam menjadi 6 jam. Namun disisi lain penambahan waktu tahan sinter juga memicu terjadinya porositas akibat terbentuknya karbida (Al_4C_3) yang bersifat destruktif karena sangat getas dan tidakstabil, pada daerah laminasi. Fasa Al_4C_3 pada antar permukaan matrik Al dan karbida terjadi khususnya pada material berbasis paduan Al yang diperkuat dengan karbida seperti SiC, B_4C , atau berbagai jenis grafit, sehingga dapat menurunkan sifat mekanik dari material komposit yang dibuat. Kuantitas Al_4C_3 yang bersifat destruktif jika lebih besar dari 1% dan terdistribusi homogen didalam matrik. Juga terbentuknya antigorite $Mg_3Si_2O_5(OH)_4$ yang bersifat destruktif.



Gambar 4.22. XRD komposit laminat hybrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, T 600°C, waktu tahan sinter 2 jam, 4 jam, dan 6 jam.

Namun karena kuantitasnya sangat kecil (kurang dari 1%) maka tidak memberikan efek yang cukup signifikan terhadap kualitas antarmuka lapisan dan sifat mekanik komposit laminat hibrid secara keseluruhan. Yusuf ozcatalbas, menyatakan pembentukan fasa Al₄C₃ memicu peningkatan kerapatan dislokasi dan pemusatan tegangan namun, pelapisan partikel SiC/Al₂O₃ menurunkan degradasi ikatan antarmuka yang ditimbulkan dengan keberadaan fasa Al₃C₄ ini[24]. Keberadaan porositas pada komposit khususnya pada daerah laminasi memicu terjadinya cracking dan mengarah pada proses delaminasi. Jadi dapat disimpulkan bahwa pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, dengan variabel temperatur sinter 500, 550 dan 600°C terjadi penurunan porositas sekitar 19,2% dengan peningkatan temperatur sinter 200°C. Sedangkan pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 6 jam, dengan variabel temperatur sinter 500, 550 dan 600°C porositas komposit laminat

hibrid mengalami penurunan sebesar 6 % dengan peningkatan temperatur sinter 200°C. Untuk Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C dengan waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam, terjadi penurunan porositas 11,5% dari 2 jam menjadi 6 jam sedangkan pada komposit Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam, terjadi penurunan porositas sebesar 11,7%.

4.3. MODULUS ELASTISITAS KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃

Sifat mekanik komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ sangat ditentukan oleh kualitas ikatan antar partikel penguat SiC maupun Al₂O₃ terhadap matrik aluminium maupun ikatan antar lapisan Al/SiC dan Al/Al₂O₃ yang juga melibatkan ikatan antar partikel serbuk. Pengujian ikatan antarmuka lapisan pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dilakukan dengan pengembangan pengujian pada sistem komposit isotropik logam-keramik. Metode pengukuran kompaktilitas komposit isotropik pada umumnya berupa pengukuran distorsi spesimen setelah sinter dan uji bending. Pengujian kekuatan ikatan digunakan untuk mengukur ketahanan terhadap tegangan dan tegangan sisa yang terjadi. Beberapa teknis pengujian dapat dilakukan seperti pengujian tekanan, geser, bending dan pengujian kekerasan vickers untuk menguji ketangguhan daerah antarmuka sistem logam-keramik. Retak mikro yang terjadi pada daerah antarmuka menunjukkan ikatan yang lemah.

Pada sistem komposit isotropik maupun laminat hibrid, pengujian ikatan digunakan untuk mengukur pengaruh berbagai variabel proses seperti fraksi volume penguat, besarnya gaya tekan kompaksi, temperatur sinter dan waktu tahan sinter terhadap kualitas ikatan antarmuka. Kualitas ikatan ini diukur secara mekanik berdasarkan nilai modulus elastisitasnya. Nilai modulus elastisitas yang tinggi dapat menjadi indikator bahwa kualitas ikatan antarmuka yang terjadi pada komposit berkualitas baik sehingga transmisi tegangan luar yang diberikan dapat berlangsung dengan baik antara matrik dan penguat.

4.3.1. Pengaruh Fraksi Volume terhadap Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃.

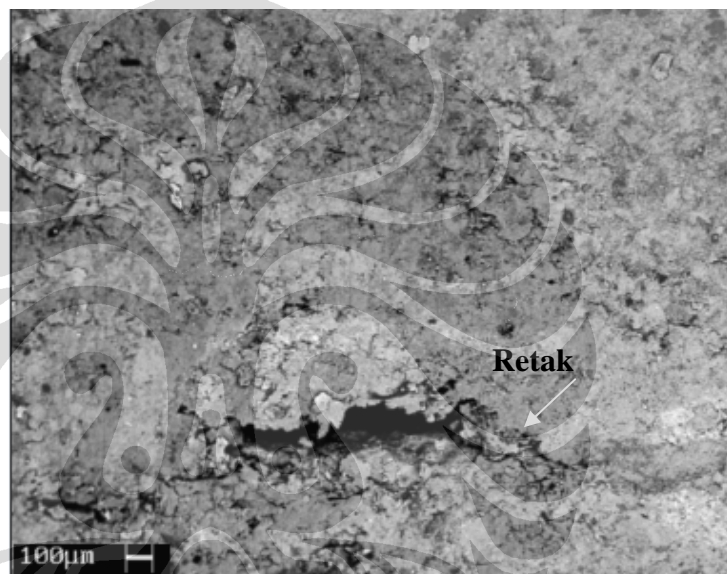
Fraksi volume penguat telah menyebabkan peningkatan densitas dan menurunkan porositas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃. Perlu diteliti juga seberapa besar pengaruh fraksi volume penguat (SiC maupun Al₂O₃) terhadap sifat mekanik komposit yang dinyatakan dengan nilai modulus elastisitasnya. Pengukuran modulus elastisitas dilakukan dengan pengujian bending.



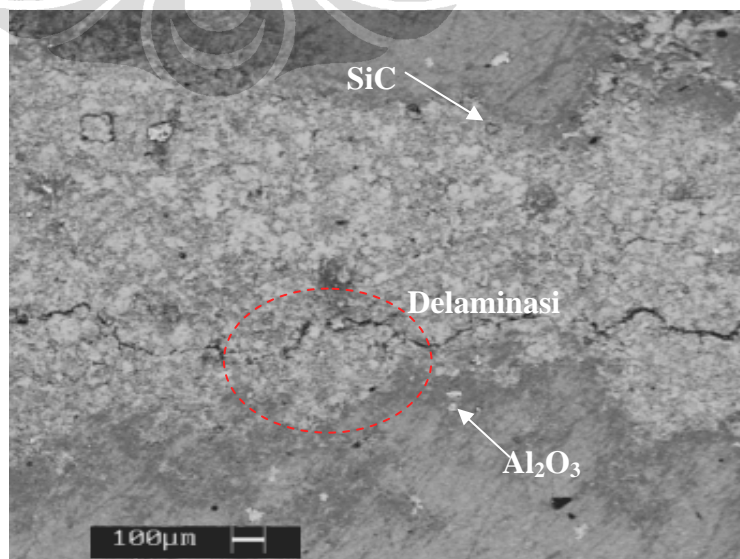
Gambar 4.23. Pengujian bending pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Pada sistem komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ transmisi tegangan tidak hanya terjadi antara matrik aluminium dengan partikel keramik SiC maupun Al₂O₃ namun juga terjadi antar lapisan pertama (Al/SiC) dengan lapisan kedua (Al/Al₂O₃). Sehingga perlu diketahui pengaruh fraksi volume penguat terhadap transmisi tegangan yang tidak hanya dikontribusi oleh antarmuka partikel serbuk namun juga oleh antarmuka lapisan komposit laminat hibrid. Ikatan antarmuka pada komposit laminat hibrid ada dua macam, pertama adalah intra laminat dan yang kedua adalah interlaminar. Intralaminar adalah ikatan yang terjadi antar partikel pada lapisan penyusun laminat, yaitu antara partikel Aluminium dengan SiC maupun partikel aluminium dengan penguat Al₂O₃ pada lapisan kedua. Sedangkan ikatan interlaminar terjadi antara partikel serbuk Aluminium pada matrik lapisan pertama terhadap aluminium matrik lapisan kedua maupun

aluminium dengan partikel SiC dan Al₂O₃. Kerusakan/kegagalan material yang terjadi pada intralaminat komposit laminat hibrid ini dapat berupa kerusakan pada penguat akibat pemberian gaya luar yang melebihi batas *yield strength* SiC maupun Al₂O₃, maupun kerusakan intra laminat yang disebabkan oleh kegagalan pada matrik berupa terjadinya retak pada matrik. Pada kondisi aplikasi, material komposit laminat hibrid ini akan mengalami pembebanan eksternal yang juga menyebabkan kerusakan. Retak, retak kasar, maupun delaminasi pada daerah antarmuka lapisan akan terjadi jika ikatan antarmuka lapisan berkualitas rendah, misalnya retak pada daerah laminasi yang ditunjukkan Gambar 4.24 berikut :



Gambar 4.24 Retak pada daerah laminasi 10%Vf SiC, 30%Vf Al₂O₃, 500°C, 6 jam



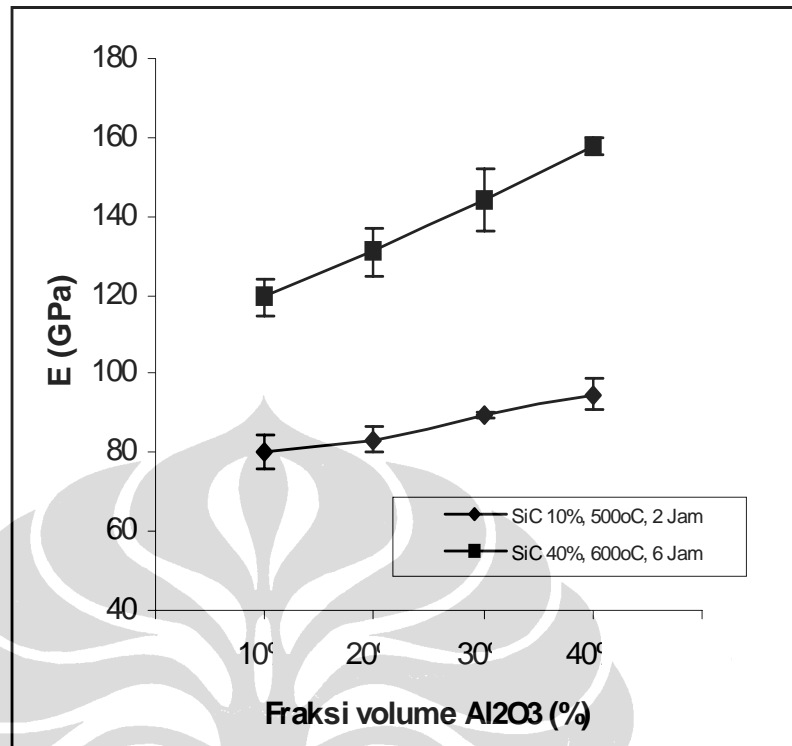
Gambar 4.25. Delaminasi pada daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 30%,

Jika ikatan interlaminat berkualitas baik maka pembebanan luar yang diberikan pada komposit pada awalnya akan merusak matrik, ikatan antara matrik dan penguat dan terakhir akan merusak ikatan antar lapisan lamina. Hal ini dapat dijelaskan dari mekanisme retak. Retak pada umumnya menjadi awal untuk terjadinya delaminasi pada daerah laminasi komposit laminat hibrid. Retak memiliki tahapan sebelum memicu terjadinya delaminasi. Saat pemberian tegangan geser, pertama akan terjadi retak pada daerah yang paling getas atau yang terdapat porus menuju daerah ulet. Selanjutnya retak awal ini akan berlanjut pada bagian lain pada komposit khususnya pada bagian matrik. Hal ini akan terjadi hingga terjadi kondisi saturasi yaitu kondisi dimana retak terjadi secara merata terjadi di hampir seluruh bagian matrik komposit. Selanjutnya akan terjadi retak makro atau delaminasi laminat.

Berdasarkan tujuan utama rekayasa material dalam pembuatan komposit, penambahan penguat dengan fraksi volume tertentu dalam hal ini keramik (SiC and Al_2O_3) diharapkan mampu meningkatkan kekuatan material matrik yang direkayasa (Aluminium). Penentuan fraksi volume yang menyebabkan penguatan optimum komposit perlu dilakukan. Dalam sistem komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , pengaruh fraksi volume penguat SiC dan Al_2O_3 terhadap modulus elastisitas dapat diamati pada Tabel 4.9 dan Gambar 4.26.

Tabel IV.10. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , Vf SiC 10%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 Jam, Vf Al_2O_3 10, 20, 30 dan 40% dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , Vf SiC 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, Vf Al_2O_3 10 20, 30 dan, 40%

Vf SiC(%)	Vf Al_2O_3 (%)	E (GPa)
Vf SiC 10%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam		
10	10	80,23 ± 4,13265
10	20	83,22 ± 3,31946
10	30	89,51 ± 0,71021
10	40	94,69 ± 4,04681
Vf SiC 40%, T 600°C, waktu tahan 6 Jam		
40	10	119,52 ± 4,54023
40	20	130,89 ± 6,03164
40	30	144,17 ± 8,10008
40	40	157,81 ± 2,36888



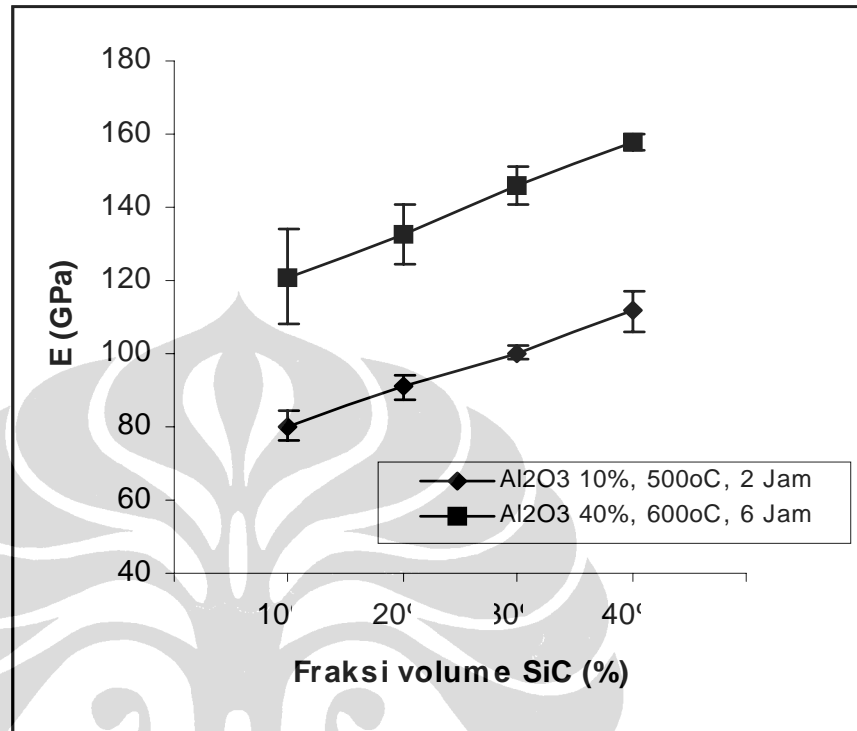
Gambar 4.26 Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30 dan 40%Vf Al₂O₃ dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30, dan 40% Vf Al₂O₃

Pada Gambar 4.26. terlihat bahwa pada modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, mengalami peningkatan seiring peningkatan fraksi volume penguat Al₂O₃ pada Vf SiC tetap 10% dan 40%. Pada 10%Vf SiC dibuat tetap, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat 10%Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 80, 23Gpa sedangkan modulus elastisitas tertinggi dicapai saat 40%Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 94, 69GPa. Jadi terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid sebesar 15,2% dengan peningkatan fraksi volume Al₂O₃ dari 10% menjadi 40%. Pada Vf SiC tinggi yaitu 40% dan Vf Al₂O₃ divariabelkan 10% hingga 40% dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan sinter 6 jam. Nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat 10%Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 119,52 GPa. Modulus elastisitas tertinggi dicapai saat 40% Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 157,81 GPa. Jadi terjadi peningkatan

nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid sebesar 24,2% dengan peningkatan fraksi volume Al_2O_3 dari 10% menjadi 40%. Pengaruh fraksi volume SiC dan Al_2O_3 terhadap modulus elastisitas komposit juga perlu diamati pada Vf Al_2O_3 dibuat tetap 10% dan Vf SiC divariabelkan sebagaimana pada Gambar 4.27. Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , Vf Al_2O_3 dibuat tetap 10%, temperatur sinter 500°C , waktu tahan 2 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat 10%Vf SiC yaitu sebesar 80,23 GPa dan saat 40%Vf SiC yaitu sebesar 111,66 GPa. Jadi terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid sebesar 28,1% dengan peningkatan Vf SiC dari 10% menjadi 40%.

Tabel 4.11. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 dengan 10%Vf Al_2O_3 temperatur sinter 500°C , waktu tahan 2 Jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf SiC dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 dengan 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600°C , waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30, dan 40% Vf SiC

Vf Al_2O_3 (%)	Vf SiC(%)	E (GPa)
Vf Al_2O_3 10%, temperatur sinter 500°C , waktu tahan 2 jam		
10	10	80,23 ± 4,13265
10	20	90,91 ± 3,26049
10	30	100,27 ± 2,07181
10	40	111,66 ± 5,4192
Vf Al_2O_3 40%, T 600°C , waktu tahan 6 Jam		
40	10	120,98 ± 12,7303
40	20	132,31 ± 8,13801
40	30	145,72 ± 5,13026
40	40	157,81 ± 2,36888



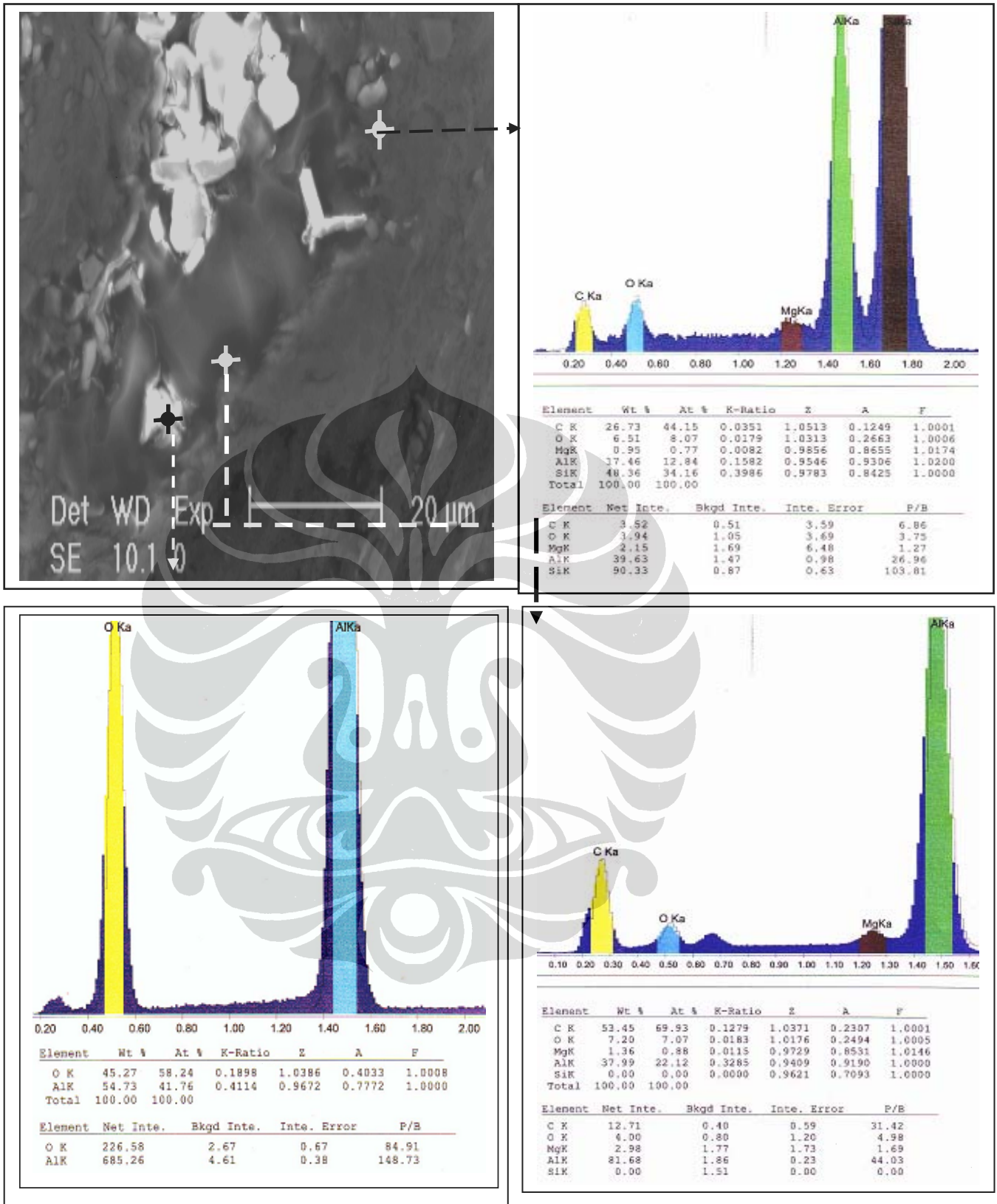
Gambar 4.27. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10% Vf Al₂O₃ temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf SiC dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 10, 20, 30, dan 40%Vf SiC

Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, Vf Al₂O₃ dibuat tetap 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat 10%Vf SiC yaitu sebesar 120,98 Gpa dan tertinggi dicapai saat 40%Vf SiC yaitu sebesar 157,81Gpa dengan peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid sebesar 23,3 %. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 15,2 % terjadi saat Vf SiC 10%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam dari Vf Al₂O₃ 10% menjadi 40%. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 24,2 % terjadi saat 40%Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam dari Vf Al₂O₃ 10% menjadi 40%. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 28,1 % terjadi saat 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam dari Vf SiC 10% menjadi 40%. Peningkatan modulus

elastisitas sebesar 23,3 % terjadi saat 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam dari 10%Vf SiC menjadi 40%. Dari analisa data ini dapat disimpulkan bahwa fraksi volume penguat baik SiC maupun Al₂O₃ berpengaruh terhadap nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃. Semakin tinggi fraksi volume penguat maka semakin tinggi modulus elastisitas komposit laminat hibrid. Hal ini terjadi karena transfer beban eksternal terjadi secara baik, karena kualitas ikatan antarmuka partikel serbuk maupun antarmuka lapisan juga berkualitas baik.

4.3.2. Pengaruh Temperatur Sinter Terhadap Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃.

Perlakuan panas memberikan pengaruh yang sangat signifikan terhadap modulus elastisitas komposit. Untuk mengukur kompaktilitas akibat pengaruh termal, bukan hanya CTE (*Coefficient Thermal Expansion*(α)) dan TCC (*Thermal Contraction Coefficient*(β)) yang dipertimbangkan namun juga modulus elastisitas logam-keramik, geometri specimen, temperatur solidifikasi dan kecepatan pendinginan keramik. Keramik memiliki titik leleh yang sangat tinggi, sehingga membutuhkan energi tinggi untuk mencapai lelehnya, padahal titik didih aluminium cukup rendah. X. B. Zhou and J. Th. M. De Hosson[48] menyatakan jika komposit bermatrik aluminium diberikan energi tinggi untuk mencapai titik leleh keramik maka akan terbentuk genangan aluminium yang menimbulkan kekasaran permukaan dan merusak lapisan keramik, sebagaimana dinyatakan pada Gambar 4.28. Pada Gambar 4.28 ini terlihat adanya lelehan aluminium pada daerah antarmuka Al₂O₃ (sebagai penguat) dengan aluminium sebagai matrik.

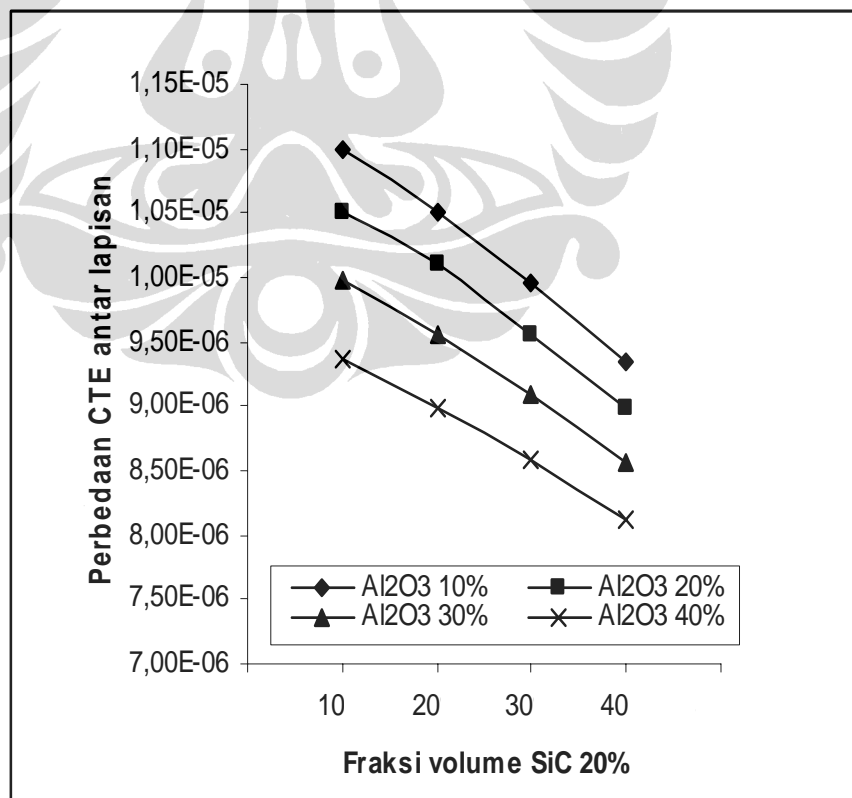


Gambar 4.28. Terbentuk lelehan aluminium pada daerah antarmuka bulk partikel Al_2O_3 dengan matrik aluminium, yang membentuk fasa baru dengan elemen Al, Mg, O dan C

Perbedaan CTE antara aluminium (sekitar $22 \mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$) dan keramik (dibawah $8 \mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$) akan menyebabkan stress yang tinggi pada antarmuka logam/keramik sepanjang pendinginan cepat dan menyebabkan kegagalan ikatan. X. B. Zhou and J. Th. M. De Hosson[48] menyatakan bahwa perlakuan panas menyebabkan terjadinya perbedaan kontraksi termal pada material komposit. Nilai TCCnya akan positif jika ($\alpha_{\text{logam}} > \alpha_{\text{keramik}}$) dan kuat tarik akan bernilai negative jika TCC ($\alpha_{\text{logam}} < \alpha_{\text{keramik}}$). Perbedaan CTE antara logam dan keramik, dapat menyebabkan deformasi pada aluminium dan menyebabkan fraktur pada keramik. Tegangan sisa pada sistem logam-keramik tergantung pada perbedaan CTE dan dapat mempengaruhi modulus elastisitas komposit. Pendekatan pengaruh termal terhadap kualitas komposit diatas lebih kearah pendekatan antarmuka partikel serbuk dan keramik pada sistem komposit isotropik logam-keramik seperti pada Al/SiC maupun Al/Al₂O₃. Sedangkan pendekatan pengaruh termal terhadap nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid juga dapat dianalisa dengan pendekatan ini. Hal ini dapat dilakukan karena ikatan yang terjadi pada daerah laminasi pada hakekatnya terjadi antar permukaan serbuk matrik aluminium dengan aluminium, Al-SiC dan Al-Al₂O₃. Sebagaimana dinyatakan pada Tabel 4.6 dan Gambar 4.16 bahwa peningkatan fraksi volume penguat sebanding dengan penurunan perbedaan CTE antarlapisan komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃. Penurunan perbedaan CTE antar lapisan ini tidak hanya terjadi pada saat fraksi volume SiC dibuat konstan 10, 20, 30 dan 40% namun juga ketika fraksi volume Al₂O₃ dibuat konstan (10, 20, 30 dan 40%) dan fraksi volume SiC divariasikan terhadap fraksi volume Al₂O₃ sebagaimana dinyatakan pada Tabel IV.12 dan Gambar 4.29. Pelapisan HNO₃ yang bersifat korosif pada daerah laminasi berfungsi untuk membantu proses oksidasi aluminium agar membentuk $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ yang bersifat metastabil sehingga dapat meningkatkan reaktivitas permukaan laminasi dan meminimalkan perbedaan CTE yang masih terjadi. Zhou[6] struktur kristal beta-Al₂O₃ dengan Mg dapat membentuk MgAl₂O₄ melalui nukleasi sampai tumbuh pada permukaan $\beta\text{-alumina}$

Tabel IV.12. Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid Al/SiC- Al/Al₂O₃ pada Vf Al₂O₃ konstan.

Lapisan 1 (Al/Al ₂ O ₃)		Lapisan 1 (Al/SiC)		Perbedaan CTE lapisan 1 dan lapisan 2
Fraksi Volume (%) (Konstan)	CTE Al/Al ₂ O ₃ (A1) (/oC)	Fraksi Volume (%) (Variabel)	CTE(Al/SiC) (A2) (/oC)	Ac=(A1XA2)/(A1+A2)
10	2,21E-05	10	2,20E-05	1,10E-05
	2,21E-05	20	2,01E-05	1,05E-05
	2,21E-05	30	1,81E-05	9,96E-06
	2,21E-05	40	1,62E-05	9,34E-06
20	2,01E-05	10	2,20E-05	1,05E-05
	2,01E-05	20	2,01E-05	1,01E-05
	2,01E-05	30	1,81E-05	9,55E-06
	2,01E-05	40	1,62E-05	8,98E-06
30	1,82E-05	10	2,20E-05	9,97E-06
	1,82E-05	20	2,01E-05	9,55E-06
	1,82E-05	30	1,81E-05	9,09E-06
	1,82E-05	40	1,62E-05	8,57E-06
40	1,63E-05	10	2,20E-05	9,36E-06
	1,63E-05	20	2,01E-05	8,99E-06
	1,63E-05	30	1,81E-05	8,58E-06
	1,63E-05	40	1,62E-05	8,12E-06

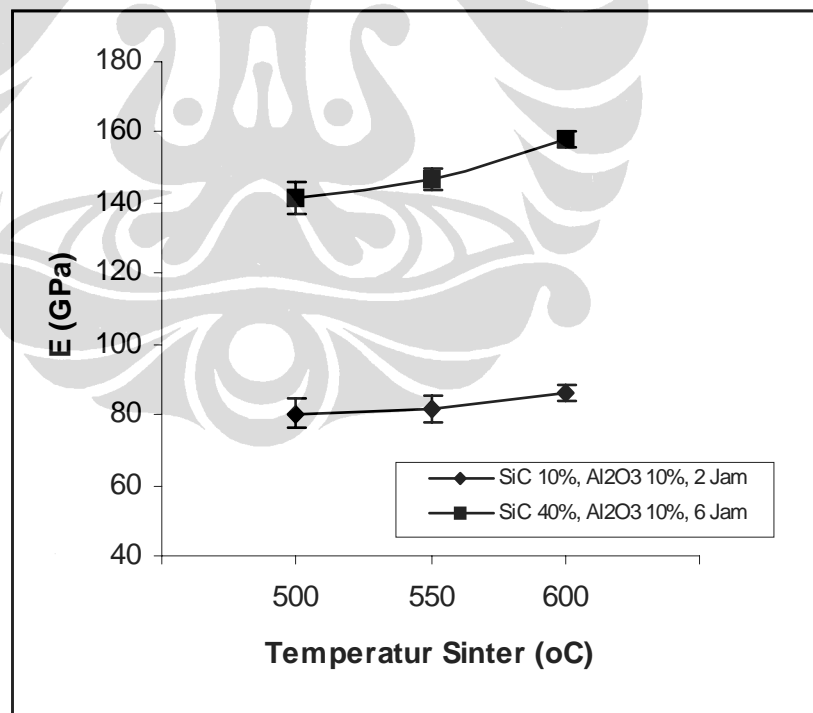


Gambar 4.29. Perbedaan CTE antar lapisan komposit laminat hibrid Al/SiC- Al/Al₂O₃ dengan fraksi volume Al₂O₃ dibuat konstan 10, 20, 30, dan 40%

Pengaruh temperatur sinter terhadap modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dapat dilihat dari Gambar 4.30 berikut :

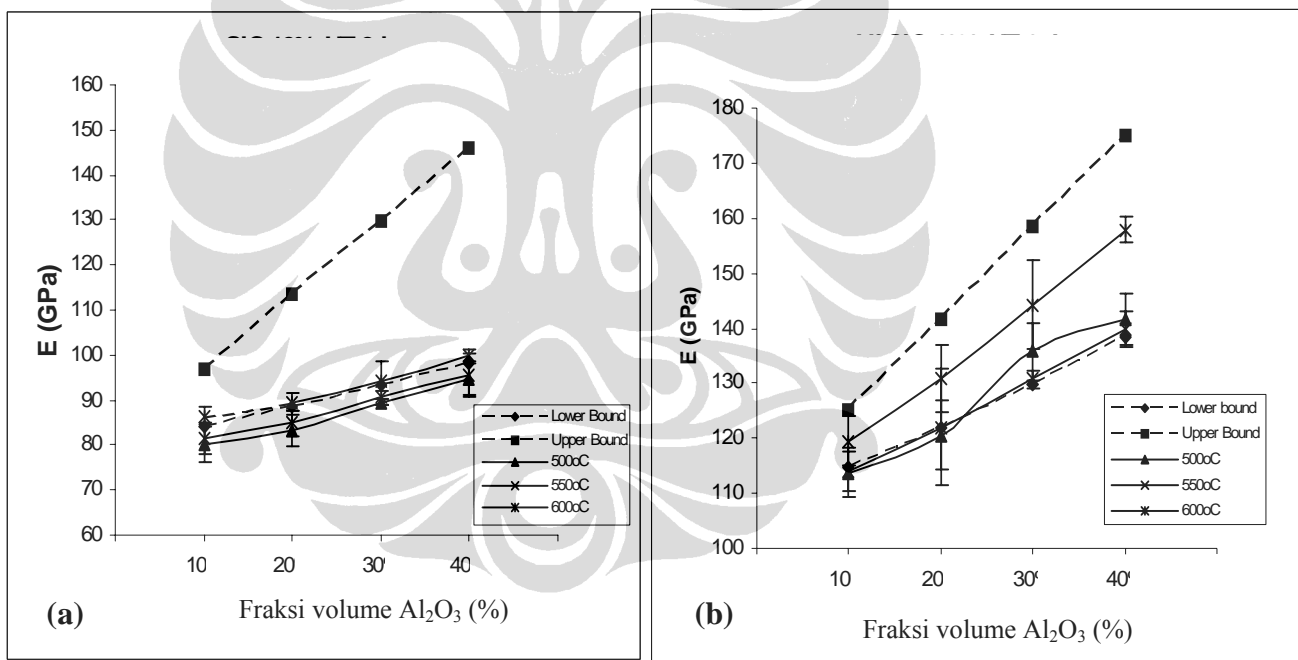
Tabel 4.13. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, 2 Jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 10%, 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C

Vf SiC(%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Ts(°C)	E (GPa)
Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, 2 Jam			
10	10	500	80,23 ± 4,13265
10	10	550	81,55 ± 3,47967
10	10	600	86,22 ± 2,22027
Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 10%, 6 Jam			
40	40	500	141,58 ± 4,71487
40	40	550	146,87 ± 3,20127
40	40	600	157,81 ± 2,36888



Gambar 4.30. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 2 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 6 jam, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C.

Pada komposit laminat isotropik Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat temperatur sinter 500°C yaitu sebesar 80,23 GPa, sedangkan nilai tertingginya dicapai saat temperatur sinter 600°C yaitu sebesar 86,22 GPa dengan peningkatan nilai modulus elastisitas sebesar 6,7% pada kenaikan temperatur sinter dari 500°C menjadi 600°C. Pada komposit laminat dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 6 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat temperatur sinter 500°C yaitu sebesar 141,58 GPa, sedangkan nilai tertingginya dicapai saat temperatur sinter 600°C yaitu sebesar 157,81GPa dengan peningkatan nilai modulus elastisitas sebesar 10,2% dengan kenaikan temperatur sinter dari 500°C menjadi 600°C



Gambar 4.31. Pengaruh fraksi volume penguat Al₂O₃ dan temperatur sinter terhadap modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al-Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada (a) 10%Vf SiC, waktu tahan sinter 2 jam, (b) 40%Vf SiC, waktu tahan sinter 6 jam

Pada Gambar 4.31 (a) untuk 10% Vf SiC, waktu tahan sinter 2 Jam terlihat bahwa modulus elastisitas komposit laminat hibrid yang masuk pada daerah *upper lower bound* hanya komposit yang mendapat perlakuan sinter pada temperatur 600°C. Pada 40%Vf SiC dengan waktu tahan sinter 6 jam, semua nilai modulus

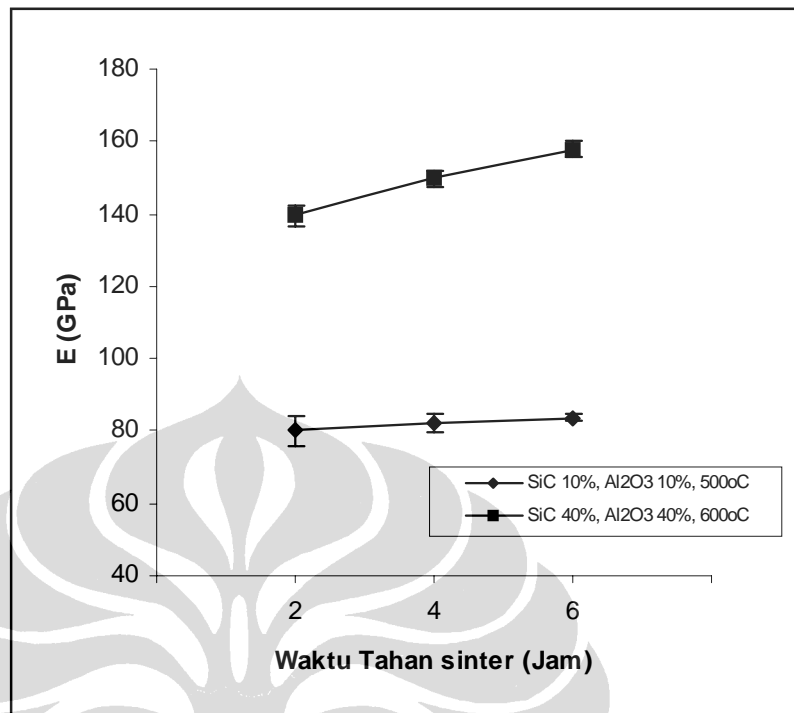
elastisitas komposit laminat hibrid masuk dalam rentang upper-lower bound untuk komposit yang mendapat perlakuan sinter pada temperatur 550°C dan 600°C untuk semua fraksi volume Al₂O₃ sedangkan pada temperatur 500°C nilai modulus elastisitas komposit masuk dalam rentang *upper-lower bound* hanya pada 30% dan 40%. Vf Al₂O₃

4.3.3. Pengaruh Waktu Tahan Sinter terhadap Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃.

Sinter merupakan suatu proses perlakuan panas dengan pemberian temperatur di bawah titik leleh suatu material solid atau bakalan serbuk. Pemberian temperatur ini mengakibatkan terjadinya reaksi kimia atau difusi atomik. Pada proses metalurgi serbuk, sinter dapat dilakukan secara bersamaan dengan proses kompaksi (*hot pressing or hot isotactic pressing*) atau setelah proses kompaksi. Proses sinter meliputi perlakuan panas, *alloying, joining* dan densifikasi. Tahapan proses ini berpengaruh terhadap nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃. Selain temperatur, waktu tahan sinter merupakan variabel penting dalam proses sinter. Pengaruh waktu tahan sinter terhadap modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam dinyatakan pada Gambar 4.32 berikut :

Tabel 4.14. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2,4,6 jam dan Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40% Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam

Vf SiC(%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Ht (jam)	E (GPa)
Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, T 500°C			
10	10	2	80,23 ± 4,13265
10	10	4	82,35 ± 2,69516
10	10	6	83,55 ± 0,91395
Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, T 600°C			
40	40	2	139,41 ± 3,13962
40	40	4	149,77 ± 2,33332
40	40	6	157,81 ± 2,36888



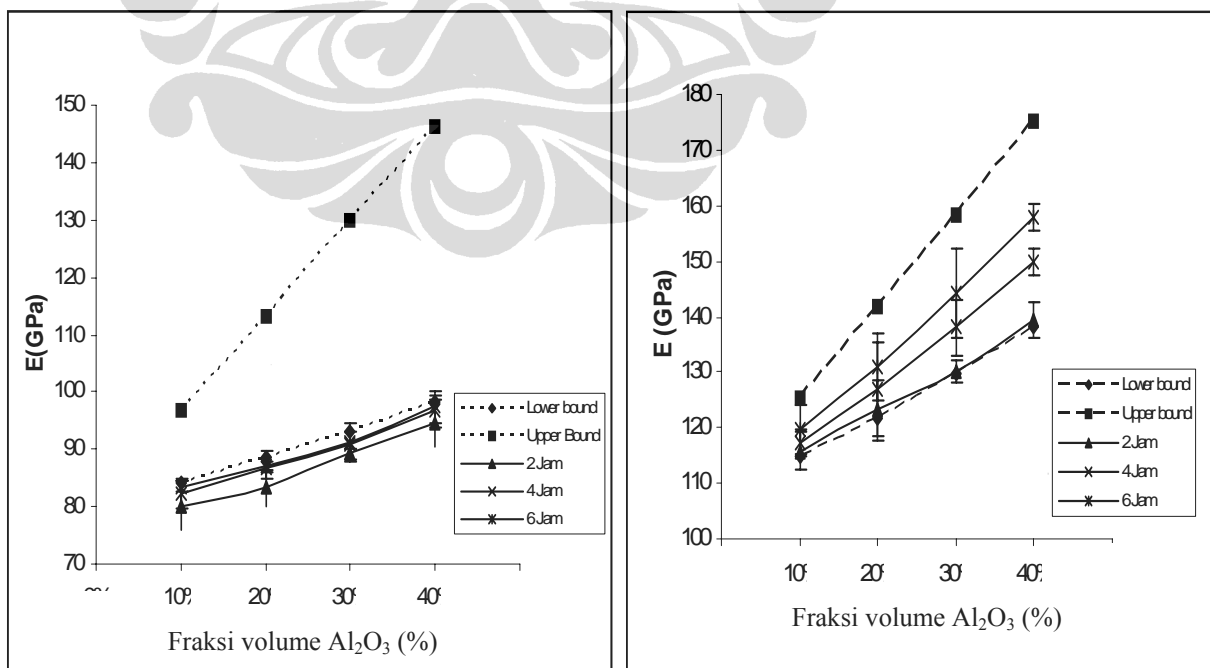
Gambar 4.32. Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam, Nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam

Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10%Vf SiC dibuat tetap, temperatur sinter 500°C, waktu tahan 2 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat 10%Vf Al₂O₃ yaitu sebesar 80,23 Gpa, sedangkan modulus elastisitas tertinggi dicapai saat waktu tahan 6 jam yaitu sebesar 83,55 Gpa dengan peningkatan sebesar 3,9%. Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, Vf SiC dibuat tetap 40% Vf Al₂O₃ juga dibuat tetap 40%, temperatur sinter 600°C, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat waktu tahan 2 jam, yaitu sebesar 139,41GPa, tertinggi saat waktu tahan 2 jam yaitu sebesar 157,81Gpa dengan peningkatan nilai modulus elastisitas 10% sebesar 11,6 % dengan peningkatan waktu tahan dari 2 jam menjadi 4 jam.

Peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ akibat pengaruh peningkatan temperatur sinter dan waktu tahan sinter

dapat dijelaskan dengan proses difusi sepanjang sinter. Difusi pada dasarnya adalah transport massa akibat adanya gaya penggerak baik perbedaan konsentrasi maupun akibat termal. Ada dua mekanisme transport massa yang terjadi sepanjang proses sinter yaitu transport permukaan (*surface transport*) dan transport bulk (*bulk transport*). Kedua jenis transport ini terjadi pada daerah antarmuka serbuk matrik dan penguat maupun pada daerah antarmuka lapisan pada sistem komposit laminat hibrid. Mekanisme transport permukaan merupakan awal dari terbentuknya pertumbuhan leher. Mekanisme transport permukaan terjadi akibat evaporasi-kondensasi, difusi permukaan dan difusi volume.

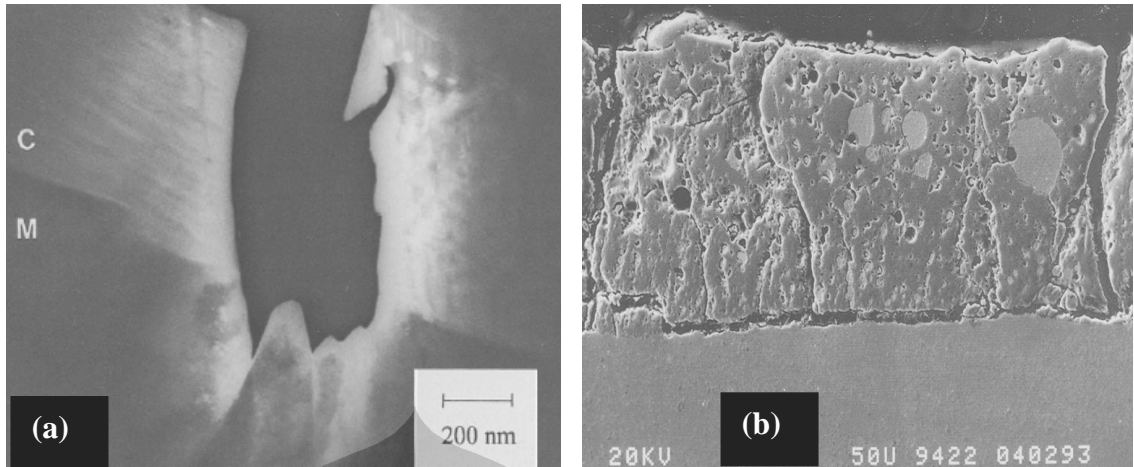
Evaporasi-kondensasi dan difusi permukaan terjadi akibat tekanan uap tinggi dan tegangan permukaan rendah pada permukaan leher. Evaporasi-kondensasi dan difusi permukaan merupakan mekanisme transfer massa yang paling utama. Difusi volume tergantung pada gradien kekosongan yang tinggi, yang ditemukan pada daerah leher. Konsentrasinya akan meningkat dengan meningkatnya tegangan permukaan dan kelengkungan cekungannya. Transport permukaan berkontribusi pada pembentukan leher, dan sangat mempengaruhi terjadinya perubahan dimensi dan kerapatan. Transport bulk disebabkan oleh adanya tegangan permukaan yang tinggi pada daerah leher.



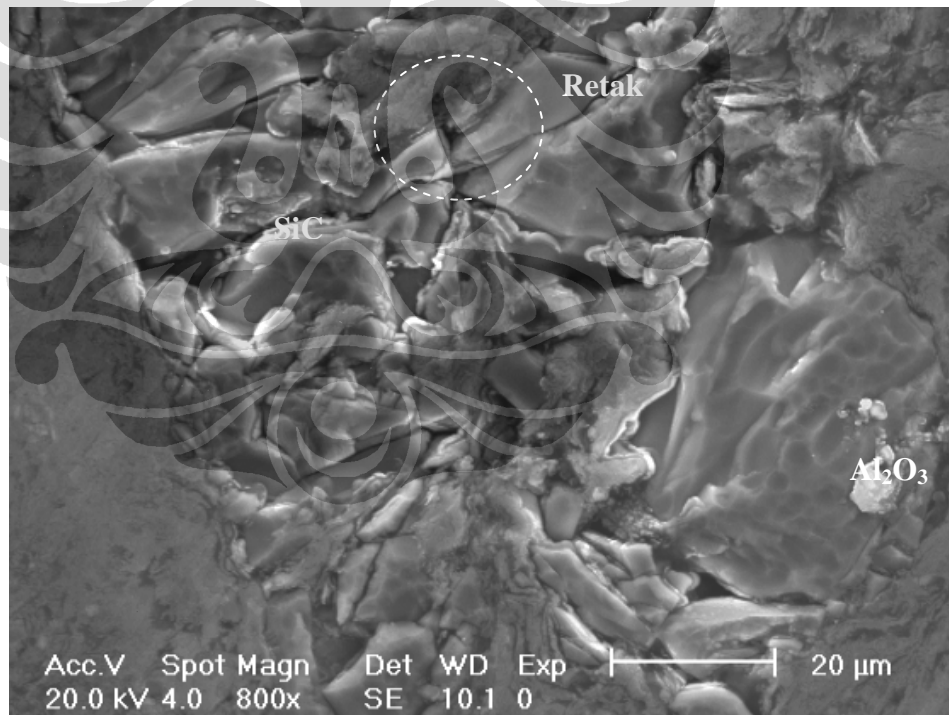
Gambar 4.33. Peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ (V_f SiC dibuat tetap 10 % dan 40%, 10%-40%V_f Al₂O₃, temperatur sinter 500°C dan 600°C) seiring peningkatan waktu tahan sinter 2, 4 dan 6 jam

Berbagai metode transpor pada dasarnya dapat menumbuhkan leher sehingga terjadi penyusutan porositas akibat aliran plastis, difusi antar batas butir dan difusi volume atau kisi. Kecepatan difusi tergantung pada temperatur dan energi aktivasi. Difusi batas butir akan terjadi sampai terjadi pertumbuhan butir dan terjadi penyusutan porositas. Dengan cara meningkatkan waktu 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 sehingga difusi bulk menghasilkan perubahan dimensi.

Permasalahan daerah laminasi juga disebabkan oleh ketidakhomogenan pemanasan dan pendinginan setelah proses sinter sehingga menimbulkan regangan pendinginan. Pada logam, regangan ini diakomodasi oleh plastisitas hingga temperatur yang diberikan ($T > 2/3 T_m$). Pada temperatur rendah regangan menghasilkan fraktur pada keramik. ketika logam dilapisi keramik, fraktur yang terjadi dapat menembus lapisan antarmuka tergantung kekuatan ikatan antarmuka dan perbedaan CTE. Analisa daerah antarmuka juga memperhitungkan pengotor pada daerah laminasi yang dalam jumlah tertentu menyebabkan ketidakhomogenan penguatan/ikatan. Setelah retak awal maka ada dua hal yang terjadi. Pertama adalah proses delaminasi yang diawali dari sudut bebas dan akan berhenti pada lapisan yang tipis. Jika lapisan cukup kuat, delaminasi dapat menyebabkan kegagalan yang melewati keramik secara paralel. Kegagalan akan terjadi berhubungan dengan perbedaan panas pada daerah laminasi. Retak hampir bisa dikatakan tidak tergantung pada ketebalan lapisan. Perbedaan CTE antar lapisan yang dapat menyebabkan tegangan geser dan berakibat pada terjadinya proses delaminasi. Retak dengan kekasaran tinggi adakalanya juga terjadi pada daerah laminasi akibat perbedaan CTE.



Gambar 4.34. (a) Gambar TEM retak kasar pada daerah laminasi komposit laminat pada pelapisan Cr_2O_3 pada baja (SAF2205), (C) adalah lapisan (Fe, Cr)-spinel dan (M) adalah lapisan baja. (b) Penjalaran retak pada daerah laminasi [57]

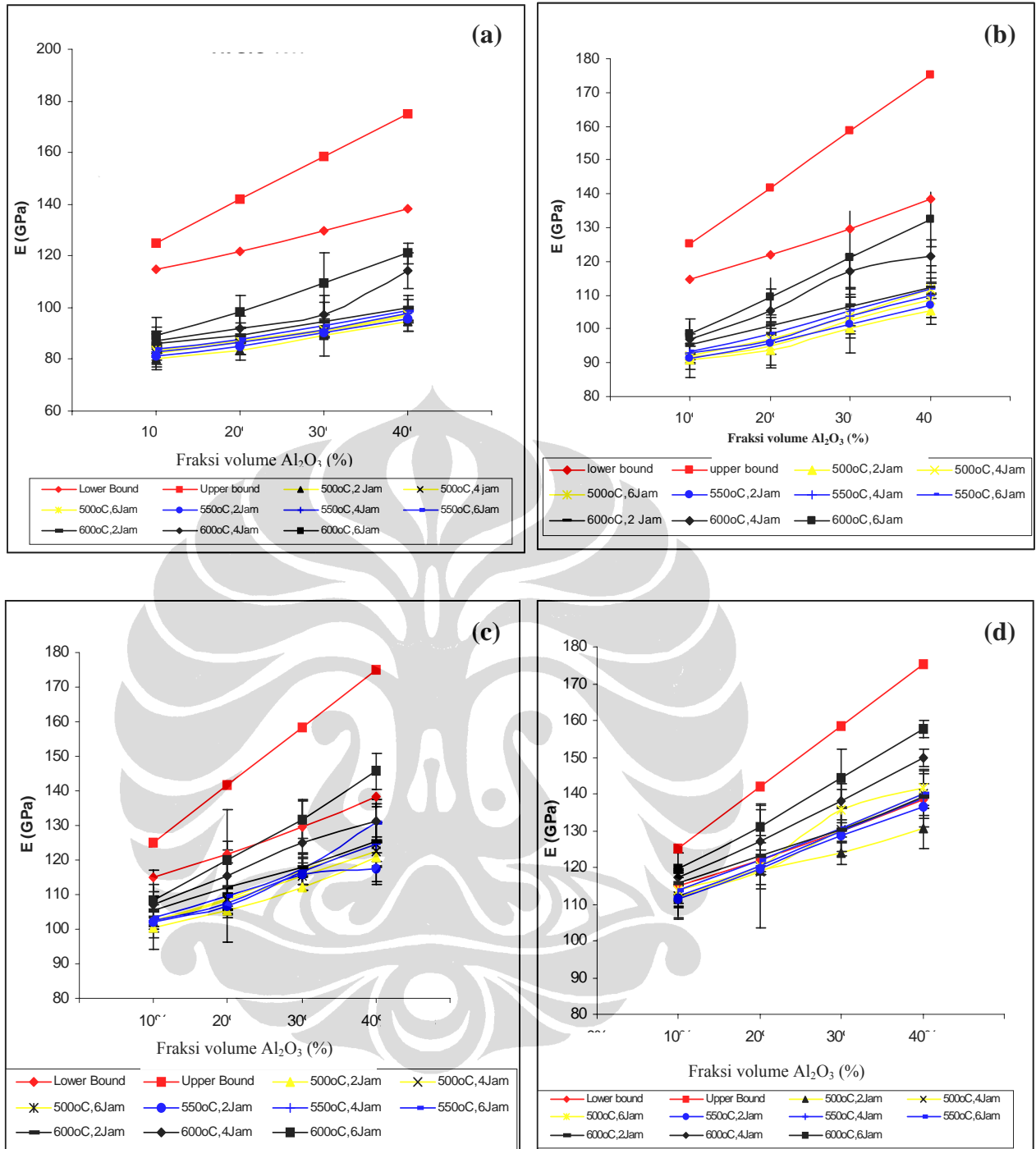


Gambar 4.35. Retak pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada bagian komposit Al/SiC

Hanya beberapa kasus delaminasi terjadi setelah perlakuan pengerasan terhadap substrat. Diasumsikan bahwa deformasi plastik hanya terjadi pada sejumlah kecil volume dekat retak yang melintasi nilai minimum kecepatan pelepasan energi kritis dapat diperoleh dari pembebanan maksimum[57].

4.3.4. Analisa Kuantitatif Modulus Elastisitas Komposit Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Salah satu cara untuk mengetahui kualitas ikatan antar matrik dan penguat pada sistem komposit isotropik partikulit dapat digunakan grafik *upper-lower bound* yang menyatakan hubungan antara fraksi volume penguat dan nilai modulus elastisitas. Metode ini juga dapat digunakan pada sistem komposit laminat hibrid yang pada hakekatnya merupakan pengembangan komposit isotropik partikulit. Jika nilai modulus elastisitas komposit eksperimental berada diantara rentang nilai modulus elastisitas *upper-lower bound*, maka bisa dipastikan bahwa kualitas ikatan komposit yang dibuat berkualitas baik. Namun sebaliknya jika nilai modulus elastisitas komposit berada diluar grafik *upper-lower bound* baik diatas *upper bound* maupun dibawah *lower bound* maka kualitas ikatan komposit kurang baik. Pendekatan mikromekanik yang berkaitan dengan sifat komposit juga sering digunakan untuk memprediksi modulus elastisitas laminat. Namun teknik ini tergantung pada pengetahuan tentang sifat material yang sulit untuk diperoleh, karena itu pendekatan mikromekanik tidak melibatkan pengukuran proses manufaktur dan variabel temperatur yang mempengaruhi sifat elastik laminat. Untuk memudahkan penelitian, komposit secara makroskopik dianggap homogen dan setiap fasa yang ada didalamnya juga diasumsikan homogen dan isotropik. Persamaan matematik dikembangkan untuk menyatakan hubungan antara CTE dari penguat terhadap CTE komposit dan pengaruhnya terhadap sifat elastik komposit. Modulus elastisitas komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10, 20, 30 dan 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500, 550 dan 600°C dengan variabel waktu tahan sinter 2, 4 dan 6 jam terlihat pada Gambar 4.36 dibawah ini. Pada gambar 4.36 (a),(b) terlihat bahwa hampir semua nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid dengan fraksi volume SiC 10% dan 20% dibuat tetap ternyata berada diluar rentang grafik *upper-lower bound*.



Gambar 4.36 Nilai modulus elastisitas komposit laminat isotropik Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10, 20, 30, 40%Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 500, 550, 600°C, waktu tahan sinter 2,4,6 jam, (a) 10%Vf SiC, (b) 20%Vf SiC, (c) 30%Vf SiC dan (d) 40%Vf SiC.

Pada saat fraksi volume SiC dibuat tetap 30%, hanya nilai modulus elastisitas dengan Vf Al_2O_3 30% dan 40% dengan temperatur sinter 600°C dan waktu tahan

sinter 6 jam, yang masuk rentang *upper-lower bound*, selebihnya berada diluar rentang nilai *upper-lower bound*. Pada komposit laminat hibrid dengan fraksi volume SiC dibuat tetap 40% terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas. Untuk komposit dengan perlakuan temperatur sinter 600°C dan semua waktu tahan 2, 4, 6 jam masuk dalam *upper lower bound*. Untuk perlakuan 550°C hanya pada 30% dan 40% Vf Al₂O₃ pada waktu tahan 4 dan 6 jam yang masuk pada rentang *upper lower bound*, sedangkan pada untuk perlakuan pada temperatur 500°C dengan waktu tahan 6 jam, nilai modulus elasisitas komposit laminat hibrid yang masuk rentang nilai *upper lower bound* hanya pada fraksi volume Al₂O₃ 30% dan 40% sebagaimana Gambar 4.36 (d). Jadi dapat disimpulkan bahwa peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid sebanding dengan peningkatan fraksi volume penguat baik SiC maupun Al₂O₃ dan temperatur sinter maupun waktu tahan sinter.

4.4. ANALISA ANTARMUKA DAERAH LAMINASI KOMPOSIT LAMINAT HIBRID Al/SiC-Al/Al₂O₃

Fogagnolo.J.B.,Velasco F[58] menyatakan bahwa pemakaian MMCs saat ini sangat populer dalam aplikasi industri khususnya komposit dengan penguat partikulit karena material komposit ini mampu meningkatkan kekuatan, meningkatkan modulus elastisitas serta menaikkan ketahanan aus dibandingkan material konvensional yang berbasis paduan. Hanya saja MMCs yang dibuat dengan berbasiskan teknologi pelapisan khususnya komposit laminat MMCs masih sedikit digunakan karena, fabrikasi material ini membutuhkan teknik penggabungan yang mempersyaratkan penggabungan struktur yang kompleks.

Komposit laminat pada dasarnya ada 2 jenis yaitu komposit laminat dan laminat struktural. Komposit laminat adalah komposit dengan penambahan penguat yang dapat meningkatkan sifat material dan susunan matrik penguatnya terlaminasi dengan sendirinya tanpa rekayasa struktural, seperti misalnya pada pelapisan tipis pada substrat dan hasil las. Adapun laminat struktural adalah material dengan susunan laminasi struktural yang sengaja dilakukan untuk meningkatkan sifat material, misalnya polimer dengan penguat serat karbon yang dilaminasikan dengan variabel arah penguatan serat. Komposit laminatt hibrid adalah komposit laminat yang terdiri dari 2 lapisan dengan penguat berbeda

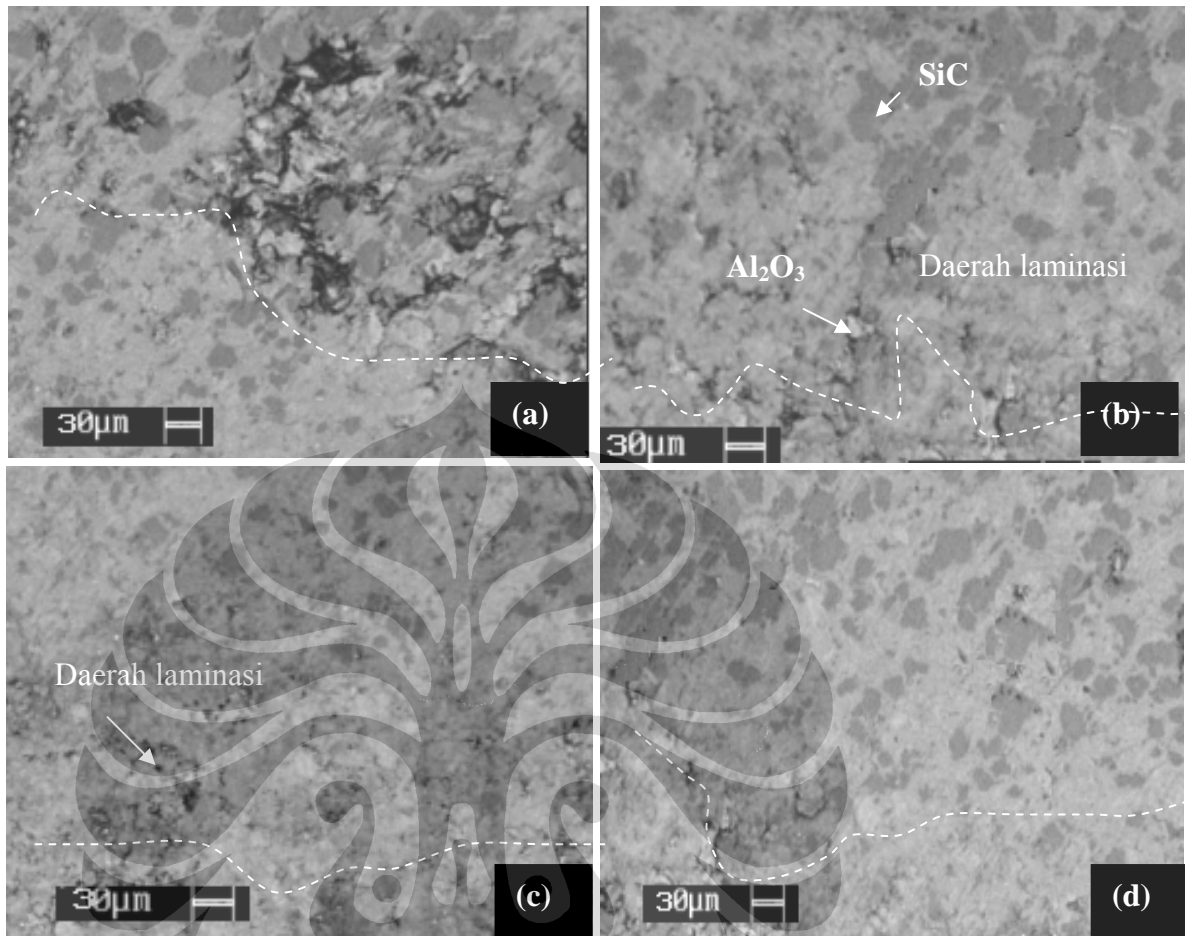
namun dianggap sebagai lapisan tunggal. Komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dibentuk dari laminasi lapisan komposit isotropik Al/SiC dengan lapisan komposit isotropik Al/Al₂O₃ hingga membentuk lapisan tunggal.

Seperti halnya pada komposit secara umum, ikatan antarmuka matrik dan penguat merupakan fokus pengukuran dan analisa yang paling penting selain mekanisme penguatan terhadap matrik. Namun analisa ikatan antarmuka komposit laminat maupun laminat struktural lebih kompleks dibandingkan komposit tunggal karena analisa antarmuka pada laminat juga mencakup ikatan antarmuka antar lapisan. Ikatan antara matrik dan penguat disebut ikatan intralaminat sedangkan ikatan antar lapisan disebut interlaminar. Jadi sifat komposit laminat hibrid yang dihasilkan dikontribusi dari ikatan antarmuka matrik dengan penguat maupun antar lapisan(laminat dengan laminat). Semakin baik kualitas dua ikatan ini maka kualitas material komposit laminat akan semakin baik.

Banyak fenomena antarmuka lapisan yang dapat teramati pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ ini. Fenomena retak, delaminasi, retak kasar, buckling maupun terbentuknya fasa baru antarmuka yang dapat teridentifikasi dari perbedaan warna, maupun agregasi serbuk dan ketidakhomogenan distribusi penguat dalam matrik. Secara kuantitatif fenomena antarmuka ini dapat diamati dengan pengamatan mikrostruktur. Memahami metalografi aluminium termasuk komposit matrik aluminium cukup sulit dilakukan karena keduanya memiliki variasi komposisi kimia, rentang nilai kekerasan yang luas dan sifat mekanik yang berbeda. Misalnya suatu paduan dapat mengandung beberapa model feature, seperti matrik, fasa kedua, dispersan, butir, subbutir dan batas butir berdasarkan jenis paduan dan perlakuan termomekanikal sebelumnya. Pengamatan mikrostruktur sangat bermanfaat untuk dapat menjelaskan fenomena fisik maupun mekanik pada material yang tidak dapat dijelaskan dengan pengukuran kuantitatif. Misalnya keberadaan cacat seperti dislokasi yang adakalanya menguntungkan yaitu meningkatkan proses difusinya maupun keberadaan oksida stabil yang menjadi penghalang dalam proses mekanisme transpor massa sepanjang proses sinter. Berbagai fenomena antarmuka lapisan ini dipengaruhi oleh variabel proses seperti fraksi volume penguat, temperatur sinter dan waktu tahan sinter.

4.5.1. Pengaruh Fraksi Volume Terhadap Antarmuka Daerah Laminasi Al/SiC-Al/Al₂O₃

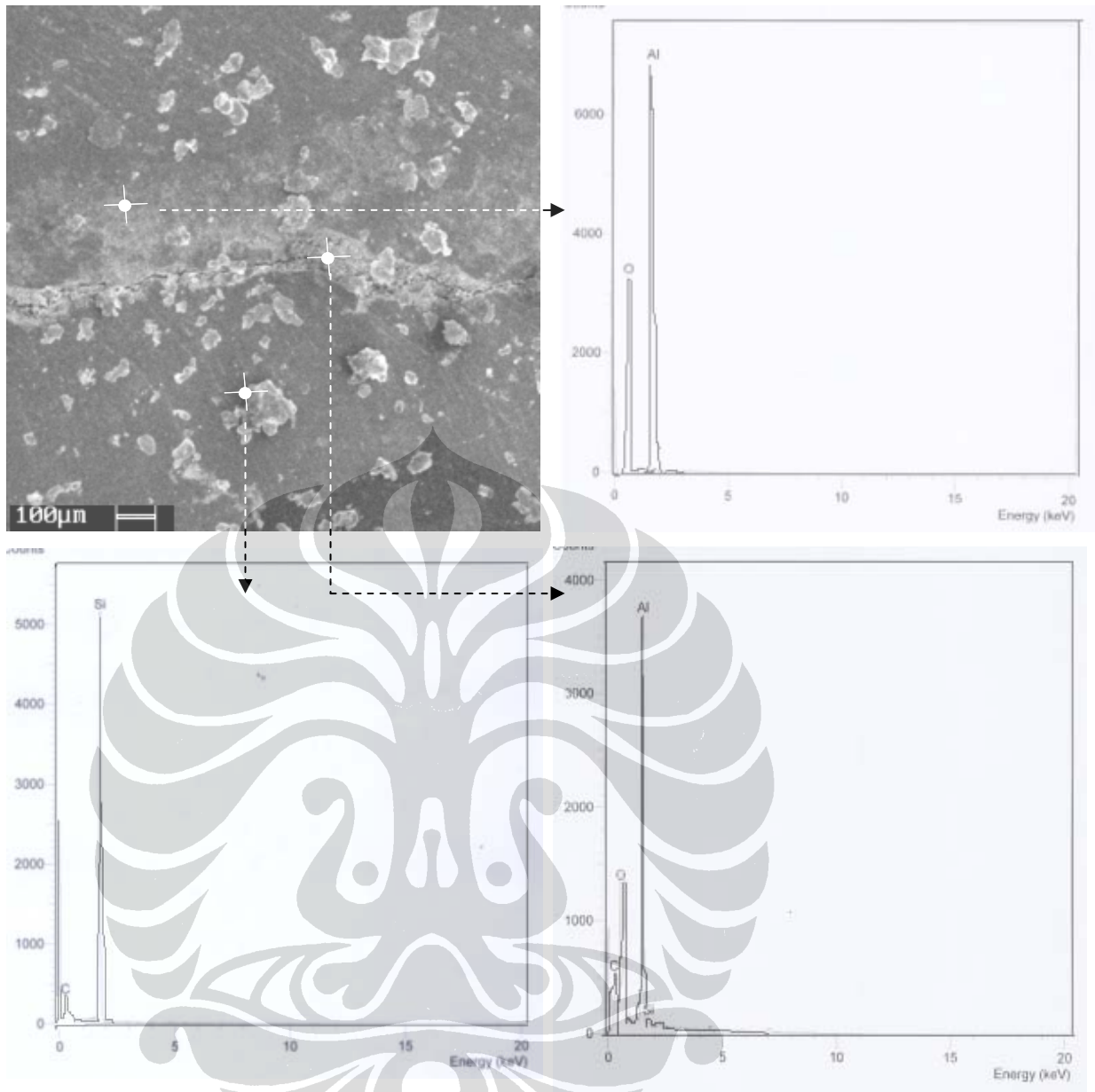
Pengaruh fraksi volume penguat terhadap kualitas ikatan antar lapisan laminat pada awalnya diamati pada komposit *microlaminated* Al murni/Al-SiCp yang dibuat dengan proses pengelasan. Pada saat proses pengelasan, partikel SiCp akan bergerak dan terkonsentrasi pada daerah laminasi. Konsentrasi SiC pada daerah antarmuka lapisan memicu terjadinya perbedaan CTE yang cukup tinggi antara konsentrasi SiC tinggi dengan matrik Al sekitarnya pada daerah laminasi. Namun perlakuan panas sebelum di las, menyebabkan pada daerah antarmukanya, konsentrasi SiCp terendah. M. Muratoğlu dan O. Yilmaz, M. Aksoy [59] yang melakukan penelitian tentang komposit laminat dengan metode las menyatakan bahwa perlakuan panas sebelum pengelasan menurunkan konsentrasi partikulat SiC pada daerah antarmuka, juga menaikkan konsentrasi Cu% pada daerah antarmuka. Hal ini diketahui jika menggunakan Cu atau Ni sebagai interlayer material pada daerah antarmuka MMCs berbasis Al. Penambahan fraksi volume penguat terhadap kualitas ikatan antarlaminasi dapat terlihat pada Gambar 4.37. Dari gambar ini terlihat bahwa semakin tinggi fraksi volume penguat, kerapatan daerah laminasi akan semakin tinggi.



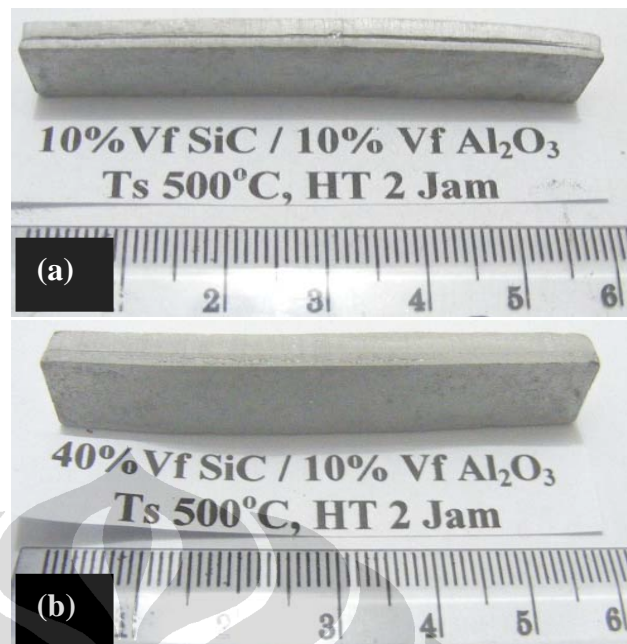
Gambar 4.37. Peningkatan kualitas ikatan antar laminasi yang semakin rapat dengan peningkatan fraksi volume penguat pada komposit laminat hibrid Vf SiC 10%, temperatur sinter 550°C, waktu tahan sinter 2 jam, dengan fraksi volume Al₂O₃ (a)10%, (b)20%, (c)30%, (d)40%

Pada Gambar 4.37(a) terlihat adanya konsentrasi partikel SiC yang berlanjut dengan terjadinya penjalaran retak yang diawali dari daerah laminasi (gambar b), namun seiring dengan peningkatan fraksi volume penguat maka kerapatan daerah laminasi meningkat sebagaimana terlihat pada gambar (c) dan (d) meskipun masih terdapat retak pada daerah laminasi. Peningkatan kerapatan daerah laminasi ini terjadi karena semakin tingginya energi termal yang dapat diserap oleh komposit laminat hibrid seiring dengan peningkatan fraksi volume penguat karena kapasitas panas penguat(SiC dan Al₂O₃) lebih tinggi dibandingkan matrik aluminium. Namun jika termal yang diberikan sepanjang proses sinter baik akibat tingkat temperatur yang rendah maupun waktu tahan sinter yang singkat,

maka kerapatan antarmuka laminasi tidak dapat mencapai densitas yang optimum. Hampir semua penelitian tentang sifat mekanik komposit laminat pada umumnya difokuskan pada daerah antarmuka lapisan dan fenomena interlaminasi yang terjadi. Fraktur adalah salah satu proses yang cukup kompleks yang terjadi pada komposit laminat karena melibatkan mekanisme kerusakan interlaminat yaitu retak pada matrik, fraktur pada penguat dan kerusakan interlaminat/delaminasi. Delaminasi adalah salah satu model kerusakan pada komposit laminat yang berakibat pada pelepasan ikatan antar lapisan maupun kerusakan pada penguat pada arah ketebalannya. Delaminasi merupakan hasil dari cacat pada waktu proses manufaktur yang menyebabkan reduksi yang cukup signifikan pada tegangan tarik maupun ketahanan terhadap tegangan. Misalnya akibat ketidakkontinyuan lapisan, batas kekakuan yang berbeda pada daerah antarmukanya, lepasnya ikatan antarmuka dan adanya lubang yang memicu delaminasi. Ini semua memicu mekanisme kerusakan antarlapisan dan menghasilkan pengurangan integritas struktural komposit sebagaimana dinyatakan pada Gambar 4.39. Pada Gambar 4.39(a) ini juga terlihat pengaruh fraksi volume SiC terhadap terjadinya delaminasi. Pada kondisi fraksi volume Al_2O_3 dan temperatur maupun waktu tahan sintering sama, fraksi volume SiC yang lebih tinggi mencegah terjadinya delaminasi sebagaimana Gambar 4.39(b)



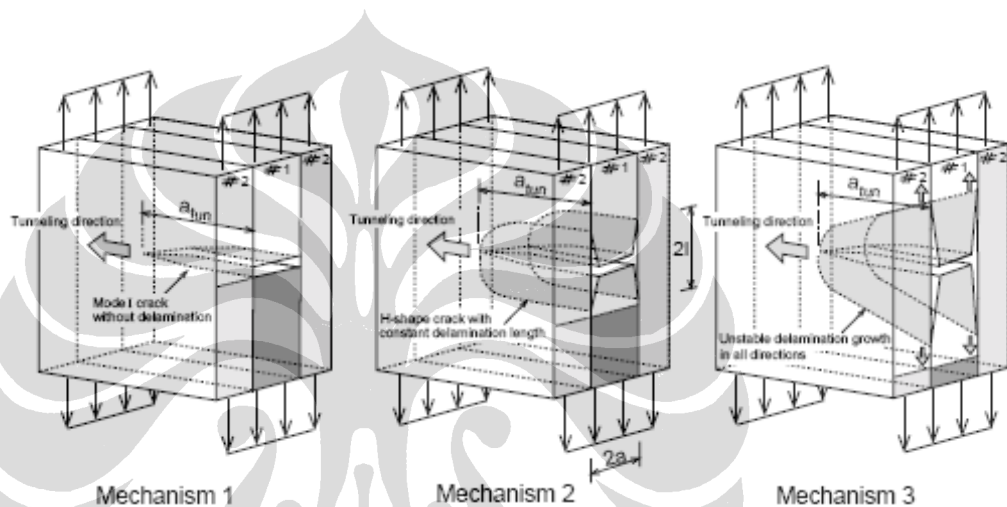
Gambar 4.38. SEM/EDAX pada daerah laminasi komposit laminat hibrid dengan Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 40%, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam



Gambar 4.39. Delaminasi pada komposit laminat hibrid Al/SiC- Al_2O_3 dan pengaruh fraksi volume SiC terhadap terjadinya delaminasi.

Shaw et al [46] mengamati bidang tegangan sepanjang retak dan menghitung tegangan berdasarkan fraksi volume keramik. Kegagalan laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 salah satunya diakibatkan adanya mikrosegresi atau ketidakhomogenan distribusi penguat pada matrik. Aglomerasi juga cenderung terjadi pada daerah laminasi karena daerah ini merupakan daerah paling tidak stabil akibat adanya pemusatan tegangan sisa sepanjang proses kompaksi. Aglomerasi penguat ini memicu terjadinya shock termal akibat perbedaan CTE pada aglomerasi ini dengan matrik aluminium sekitarnya. Pengelompokan partikel penguat yang menyebabkan retak pada daerah laminasi komposit laminat hibrid dengan 10% V_f SiC, 40% V_f Al_2O_3 , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam dapat terlihat pada Gambar 4.29 diatas. Pada Gambar 4.29 ini terlihat bahwa aglomerasi SiC dan Al_2O_3 terjadi pada daerah laminasi. Titik penembakan pada daerah laminasi juga menunjukkan SiC dan oksida matrik Aluminium (Al dan O). Oksida aluminium (Al_2O_3) yang terbentuk ini adalah oksida stabil ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) yang bersifat getas dan mengakibatkan terjadinya retak. Pola retak yang terjadi pada komposit laminat hibrid diatas

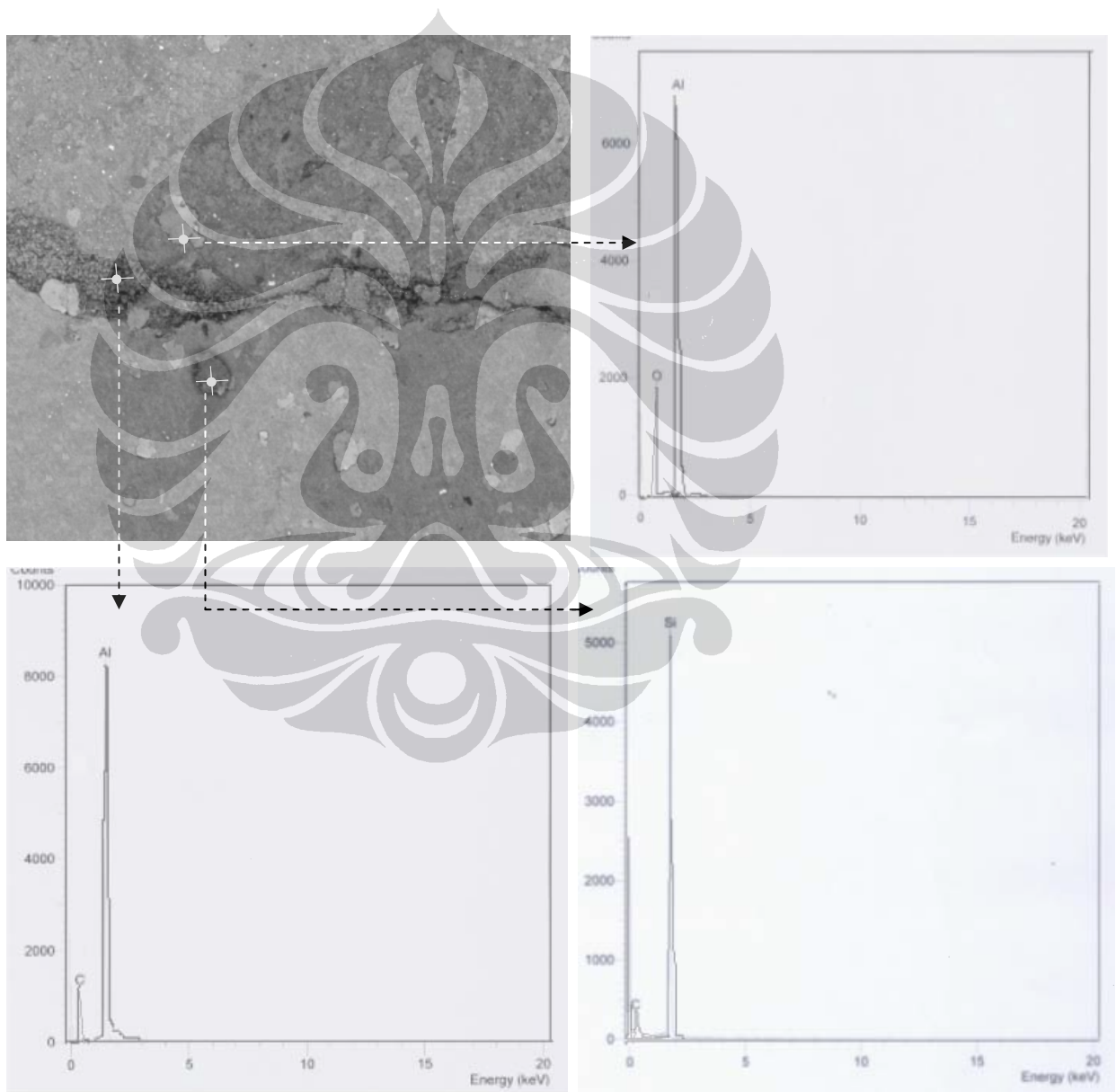
adalah retak yang disertai delaminasi tidakstabil kesegala arah. Hal ini didasarkan pada 3 pola penjalaran retak pada komposit laminat, yang terdiri dari dua lapis material dengan sifat yang berbeda dari tinjauan aspek keelastisan isotropic dan tingkat keulet-getasan[20] yaitu (i) Mekanisme 1 dimana retak terjadi tanpa adanya delaminasi, (ii) mekanisme 2 dimana retak terjadi dengan disertai delaminasi yang panjangnya tetap, (iii) mekanisme 3 yaitu retak yang disertai delaminasi tidakstabil pada semua arah.



Gambar 4.40. Pola mekanisme retak dan delaminasi pada komposit laminat [19]

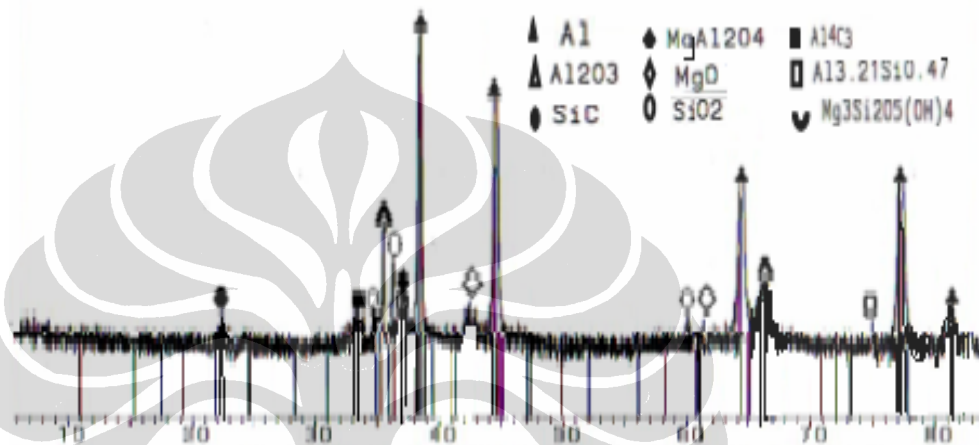
Penjalaran retak disertai delaminasi yang tidak teratur pada komposit laminat hibrid ini terjadi karena terbentuknya pusat-pusat agregasi sepanjang daerah laminasi sehingga distribusi panas pada daerah laminasi menjadi tidak stabil. Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ dengan 10%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 550°C, waktu tahan sinter 6 jam, fraksi volume penguat SiC dan Al₂O₃ (40%) terdistribusi merata pada matrik. Hal ini tidak memicu terjadinya titik-titik agregasi penguat dengan CTE yang sangat berbeda dengan matrik sekitar. Namun ternyata retak terjadi pada daerah antarmuka laminasi. Retak ini bukan akibat pengaruh fraksi volume penguat terhadap daerah laminasi namun diakibatkan oleh terbentuknya fasa aluminum karbida (Al₄C₃) yang bersifat getas dan sangat destruktif pada daerah laminasi. Hal ini dapat teramati pada daerah laminasi komposit, sebagaimana dinyatakan pada Gambar 4.41.

Aluminium karbida (Al_4C_3) terlihat berwarna kehitaman. Fasa ini terbentuk diawali oleh reaksi oksidasi SiC sehingga membentuk SiO_2 dan melepaskan karbon. Karbon ini yang selanjutnya bereaksi dengan Aluminium membentuk Al_4C_3 . Jadi nilai ketahanan fraktur matrik pada komposit laminat hibrid, dapat ditingkatkan dengan pemberian partikel penguat dengan distribusi yang homogen terhadap matrik dan mencegah terbentuknya fasa-fasa destruktif. Keberadaan fasa baru yang bersifat getas ini menyebabkan perbedaan elastisitas dengan matrik maka terjadi mekanisme retak.



Gambar 4.4 1. SEM/EDAX daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 pada Vf SiC 10%, Vf Al_2O_3 40%, temperatur sinter 600°C , waktu tahan sinter 2 jam

Pembentukan fasa-fasa baru selain dipicu temperatur dan waktu tahan sinter, juga dipengaruhi oleh fraksi volume penguat, meskipun fraksi volume penguat bukanlah faktor yang dominan terhadap pembentukan fasa-fasa baru. Pada Gambar 4.41 memperlihatkan pembentukan fasa-fasa baru pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam



Gambar 4.42. XRD komposit laminat hibrid pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam

Pada Gambar 4.42 terlihat bahwa fasa baru seperti MgO, MgAl₂O₄, Al₄C₃, Al_{3.21}SiO_{4.7}. pada komposit laminat hibrid mulai muncul pada fraksi volume penguat SiC maupun Al₂O₃ yang cukup besar. Fasa baru yang terbentuk ini ada yang bersifat konstruktif seperti MgO, MgAl₂O₄ maupun destruktif seperti Al₄C₃, Al_{3.21}SiO_{4.7}. Keberadaan fasa konstruktif akan meningkatkan kualitas ikatan antarmuka lapisan sedangkan keberadaan fasa destruktif yang bersifat getas memicu retak, buckling maupun delaminasi. Pada penelitian Youngman K[68], dalam pembuatan komposit Al/SiCp dengan metode HIP dengan serbuk Alloy pada temperatur 600°C terjadi pembentukan fasa-fasa oksida metal pada daerah interfacial Al/SiC seperti MgO, Al₂O₃ dan MgAl₂O₄ akibat produk reaksi antara matrik, penguat dan lingkungan dan meningkatkan kebasahan antarmuka matrik dan penguat.

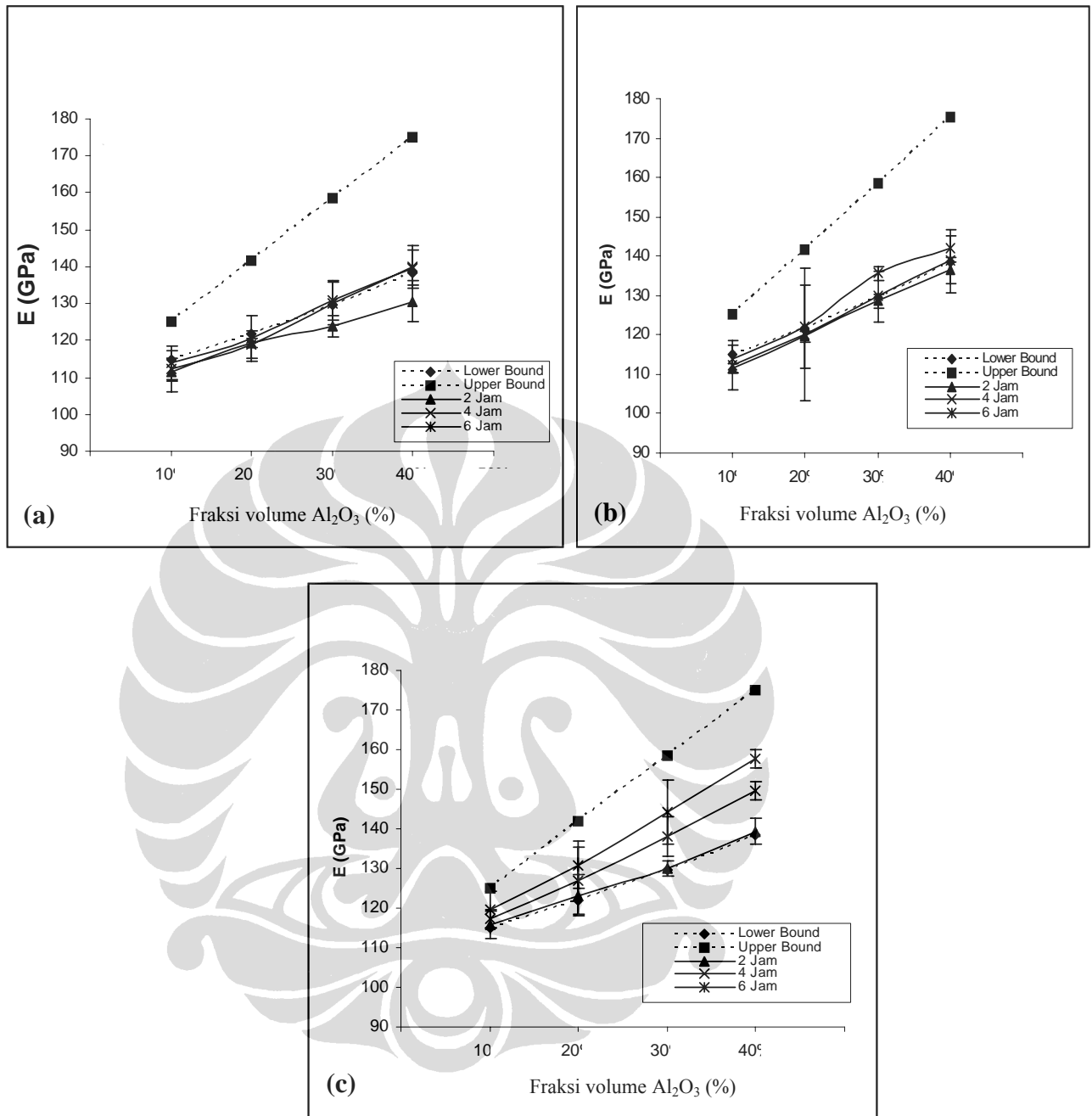
Pada umumnya jika komposit laminat diberi pembebanan maka akan terjadi buckling secara lokal. Pergeseran lapisan ini akan menyebabkan stress interlaminatr yang tinggi pada arahmuka laminasi. Jika pembebanan yang diberikan melebihi batas *yield strength* maka akan terjadi penjaralan dislokasi dan menurunkan kekakuan pasca-buckling, peningkatan pertumbuhan delaminasi dan menyebabkan kegagalan pada komposit. Namun penelitian terhadap fenomena ini belum banyak dilakukan. Ikatan interlaminat pada umumnya cukup kuat untuk dapat mengikat antarmuka komposit. Keberadaan pergeseran ikatan (*shear tractions*) pada daerah antarmuka berperan penting terhadap pertumbuhan delaminasi. Hal ini dapat menjelaskan bahwa pertumbuhan delaminasi tidak hanya diamati pada arah pemberian tegangan saat uji tekan namun juga pada arah buckling delaminasi. Pada komposit laminat hibrid diperoleh bahwa kekuatan antarmuka antar laminasi lebih tinggi dibandingkan pada daerah transisi yang kaya penguat. Namun retak juga akan diawali pada daerah ini juga. Delaminasi buckling adalah kombinasi efek struktural akibat ketidakstabilan ikatan antar lapisan. Untuk memudahkan analisa biasanya, komposit laminat diasumsikan homogen dan orthotropik. Komposit laminat dimodelkan seperti material dengan tumpukan lapisan. Pertumbuhan retak dapat dianalisa dengan asumsi ini dan diamati dari awal terjadinya kerusakan. Model delaminasi, dari hasil pengujian bending 3 titik diperoleh bahwa delaminasi terjadi akibat kombinasi 2 mekanisme dalam skala mikro yaitu rusaknya ikatan adhesif antarmuka antara matrik dan penguat dan terjadinya retak kohesif pada matrik. Untuk dapat menganalisa mekanisme ini maka pemodelan kerusakan perlu dilakukan. Pada pemodelan ini kekakuan antarmuka antara lapisan pertama dan kedua direduksi dengan parameter kerusakan yang pada awalnya harus bernilai nol. Pergeseran antarmuka dapat menjadi parameter kontrol dari pertumbuhan kerusakan.

4.4.2. Pengaruh Temperatur dan Waktu Tahan Sinter Terhadap Antarmuka Daerah Laminasi Al/SiC-Al/Al₂O₃

Salah satu cara yang yang dikembangkan untuk melaminasi Al/SiC dengan Al/Al₂O₃ adalah dengan metode *diffusion bonding*[63]. Tanpa memperhatikan apakah proses ikatan difusi terjadi dengan baik ataukah tidak, keberadaan barrier alumina stabil pada permukaan lapisan komposit,

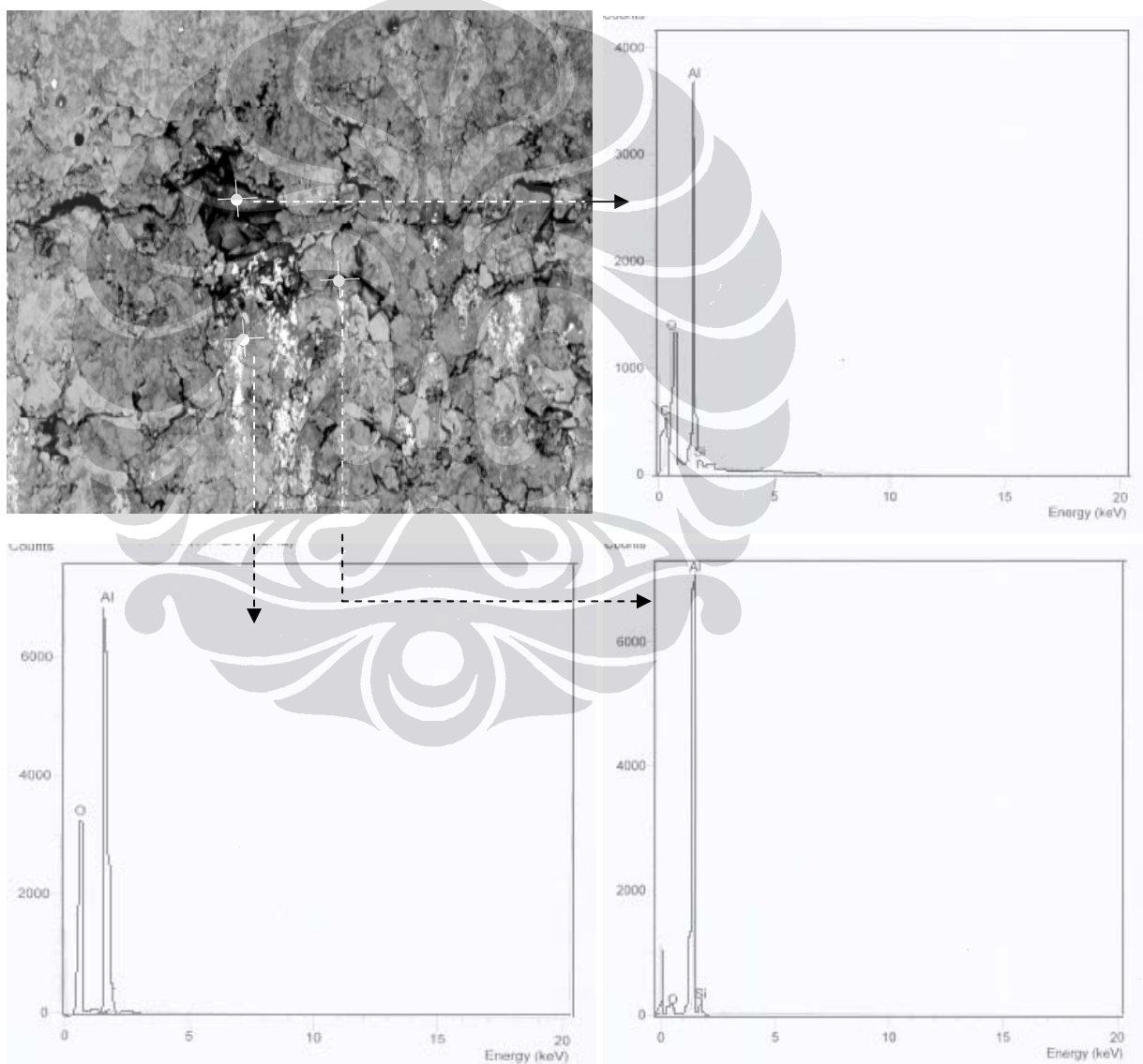
menyebabkan proses ikatan difusi sulit terjadi. Untuk itu kompaksi yang dilakukan pada proses laminasi adalah kompaksi dingin untuk menghindari terbentuknya oksida stabil. Meskipun ikatan difusi adalah metode paling penting dalam pembentukan MMCs, namun hasil yang diperoleh kurang memuaskan. Deformasi yang besar atau temperatur tinggi dipersyaratkan untuk terjadinya ikatan dengan aluminium MMCs, untuk mengeliminasi efek refraktori lapisan tipis oksida yang menutup permukaan. Perlakuan panas membuat perubahan mikrostruktural, ukuran butirnya. Migrasi pada batas butir dan memicu terjadinya pertumbuhan butir. Sinter adalah salah satu tahapan yang sangat penting dalam proses laminasi komposit laminat hibrid. Pada saat proses sinter terjadi perubahan geometris butiran dimana bentuk pori secara keseluruhan adalah konstan sedangkan ukuran dari pori berkurang. Selama sinter terdapat dua fenomena utama yaitu penyusutan dan pertumbuhan butir. Penyusutan dominan bila pemadatan belum mencapai kejenuhan, sedangkan pertumbuhan butir dominan setelah pemadatan mencapai kejenuhan. Parameter sinter diantaranya adalah: temperatur, waktu penahanan, kecepatan pendinginan, kecepatan pemanasan dan atmosfer.

Pada komposit berbasis metalurgi serbuk, proses sinter merupakan fenomena pembentukan ikatan antar permukaan partikel yang sangat menentukan terhadap kompaktibilitas ikatan partikel matrik dan penguat. Pada proses sinter biasanya ada proses prasinter. Proses prasinter ini pemanasannya $1/3$ dari titik leleh, sedangkan untuk proses sinter dipanaskan pada $2/3$ titik leleh. Untuk menghindari reaksi oksida dengan material maka proses sinter dilakukan pada lingkungan gas inert atau lingkungan vakum. Temperatur sinter berpengaruh terhadap kualitas ikatan antarmuka antarpartikel dan antar lapisan. Kualitas ikatan ini akan meningkatkan modulus elastisitas komposit sebagaimana dapat dilihat pada Gambar 4.43.



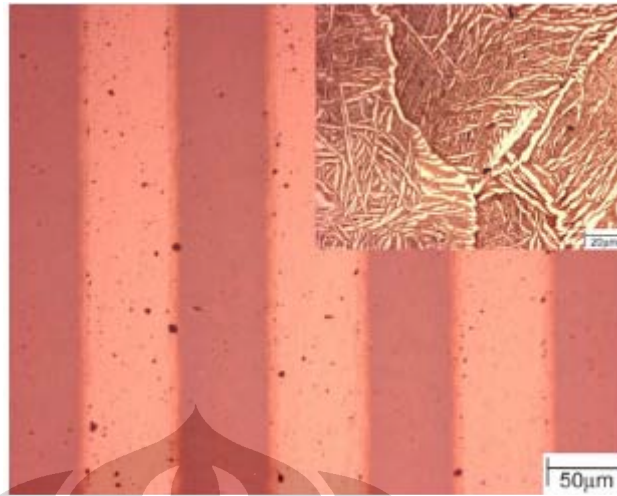
Gambar 4.43. Peningkatan nilai modulus elastisitas komposit seiring dengan kenaikan temperatur sinter pada komposit laminat hibrid pada 40%Vf SiC, waktu tahan 2, 4 dan 6 jam pada temperatur sinter (a) 500°C, (b) 550°C dan (d) 600°C.

Dengan mengabaikan pengaruh fraksi volume dan waktu tahan sinter, pada Gambar 4.43 terlihat bahwa nilai modulus elastisitas komposit meningkat seiring dengan peningkatan temperatur sinter. Hal ini terjadi karena semakin tinggi temperatur sinter maka energi aktivasi atom-atom partikel serbuk akan semakin besar sehingga mempengaruhi kecepatan proses difusi antarmuka partikel dalam membuat jembatan cair berupa fasa baru. Pembentukan fasa baru ini dapat terlihat pada hasil penembakan EDAX dan XRD pada daerah-daerah antarmuka antara matrik dan penguat maupun pada daerah laminasi komposit laminat hibrid.

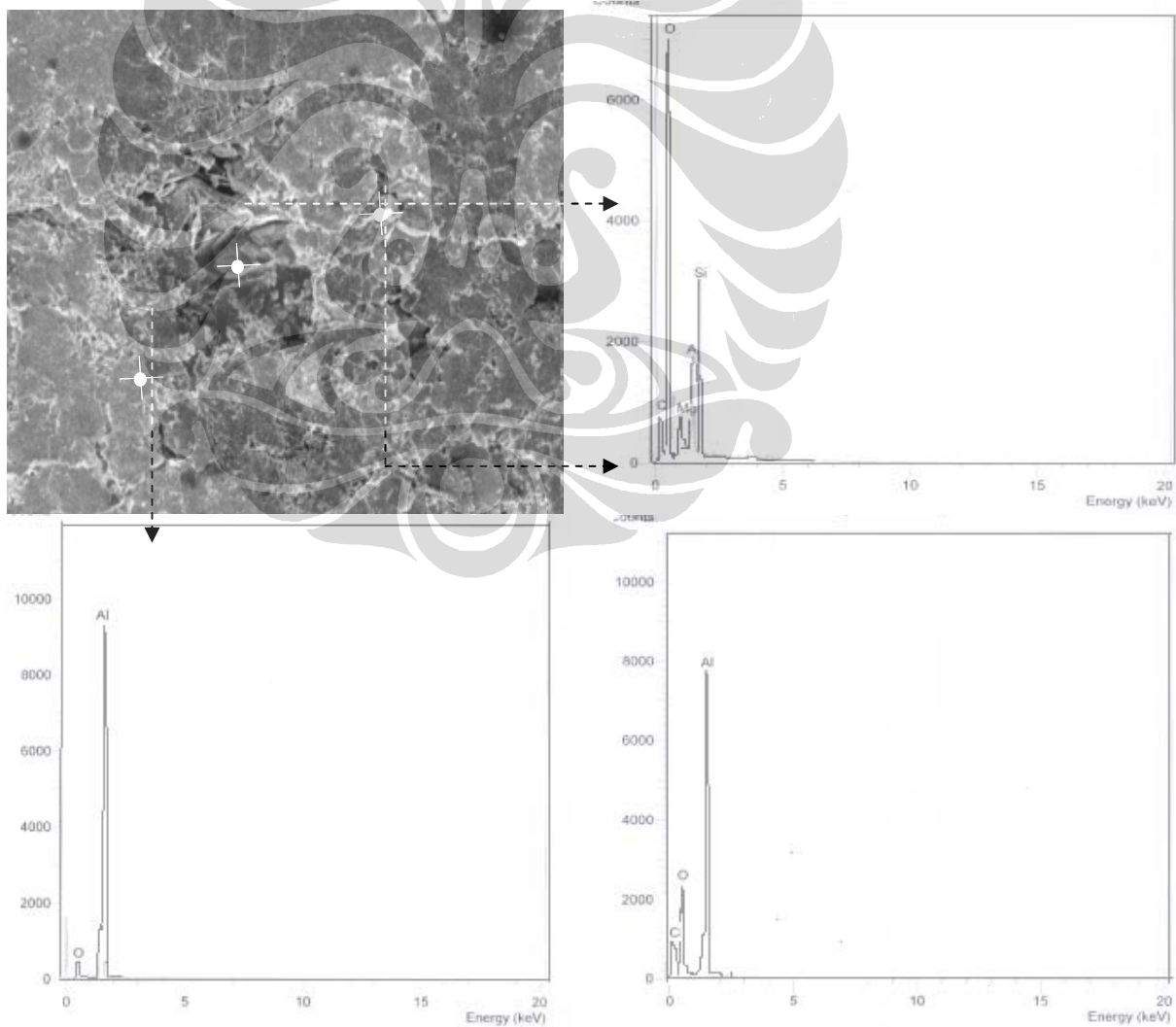


Gambar 4.44. SEM/EDAX komposit laminat hibrid pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 500°C

Untuk mengamati pengaruh temperatur sinter terhadap kualitas ikatan antarmuka lapisan dapat dilihat dari hasil SEM/EDAX komposit laminat hibrid pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 500°C pada Gambar 4.44, temperatur sinter 550°C pada Gambar 4.45 dan temperatur sinter 600°C pada Gambar 4.44. Pada Gambar 4.45 terlihat bahwa pada daerah laminasi terjadi retak defleksi. Pada sistem laminasi, delaminasi dapat terjadi sebagai hasil adanya retak defleksi yang secara signifikan dapat mereduksi intensitas lokal tegangan karena deviasi yang luas pada bagian retak. Pola deviasi retak ini menyebabkan retak bergerak dari bidang yang mendapat beban maksimum. Retak menjadi awal pertumbuhan delaminasi, buckling lokal pada lapisan yang terkelupas (delaminasi) akan berubah. Sehingga sebagai konsekwensinya beberapa daerah pada lapisan ini akan bergerak berlawanan. Srinivasa Rao Boddapati[11] menyatakan bahwa pertumbuhan delaminasi dipicu oleh tegangan tarik pada daerah antarmuka yang melebihi batas *ultimate* ikatan antarmuka. Tegangan sisa dapat menyebabkan *shrinkage* pada komposit sepanjang proses pendinginan dan juga akibat ketidaksesuaian CTE. Hee Y. Kim[17] menyatakan bahwa Mikrostruktur sistem multi lapis Ni/Al dapat dibagi 2 yaitu mikrolaminat dan monolithik intermetallik, tergantung pada ketebalan dan rasio ketebalan terhadap mikropfoils. Persamaan termal diformulasikan menggunakan panas yang mereaksikan Ni/Al dan konduksi panas dapat melalui semua lapisan. Analisa finite element menunjukkan bahwa panas yang hilang pada lapisan Ni/Al terbatas kehilangan panasnya akibat adanya lapisan Ni, yang memiliki konduktivitas panas lebih rendah dari lapisan Al maka hal ini mencegah terjadinya retak/delaminasi. Retak dipicu oleh fraksi volume SiC maupun Al₂O₃ yang cukup banyak dan teragglomerasi pada daerah antarmuka laminat dan membentuk fasa baru kombinasi unsur Al, C, O dan Si yaitu Aluminum silikat (Al_{3,21}SiO₄₇). Pada daerah laminasi komposit laminat hibrid 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan 2 jam, temperatur sinter 550°C, terlihat pembentukan fasa baru yang bersifat destruktif pada daerah laminasi yaitu fasa Antigorite (Mg₃SiO₅(OH)₄) dan Aluminum silikat (Al_{3,21}SiO₄₇).

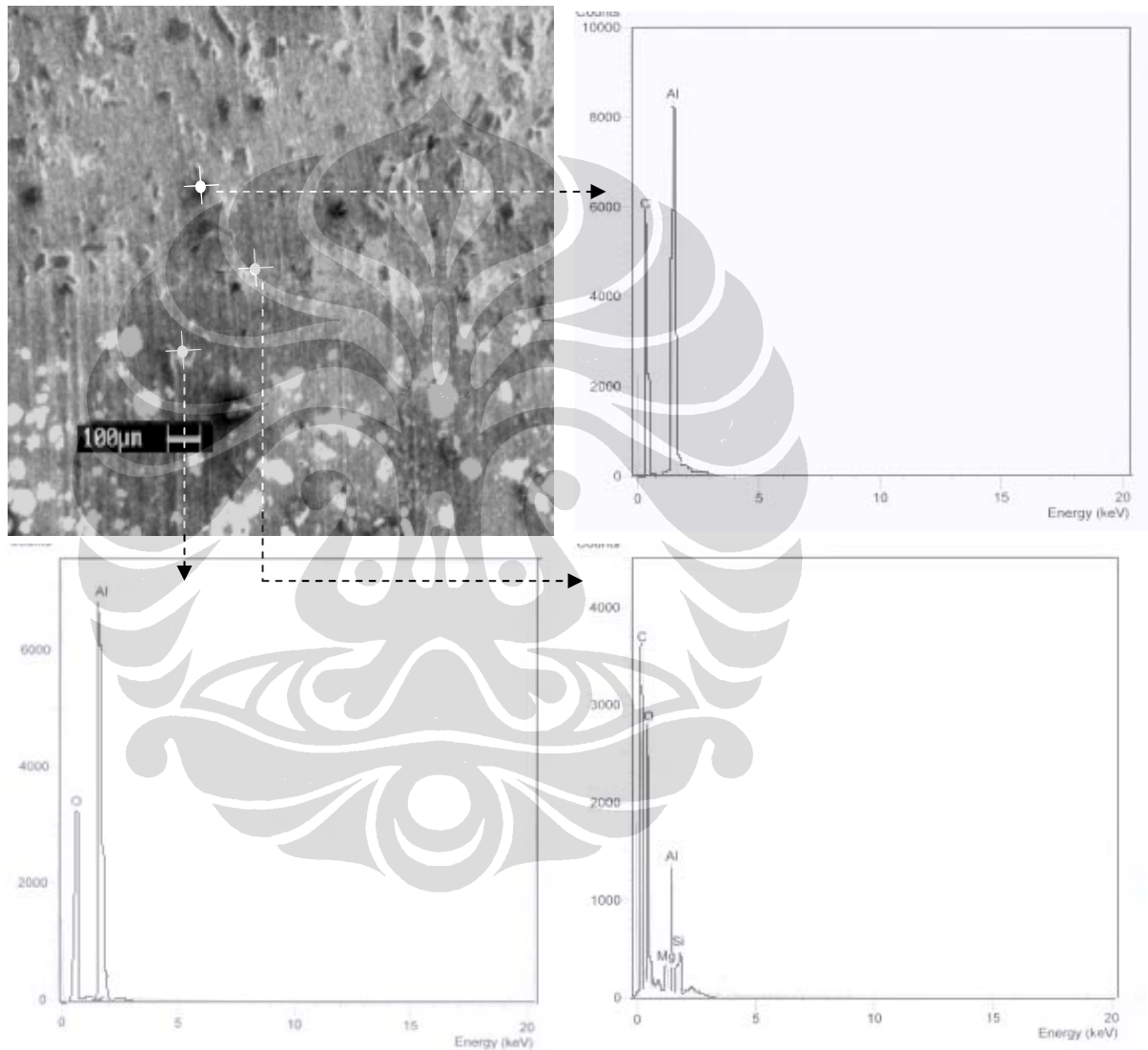


Gambar 4.45. Mikrostruktur *intermetallic/metal microlaminate* (initial $t_{Ni} = 100 \mu m$) Ni/tAl = 1:1. insert menunjukkan *monolithic intermetallik* (initial $t_{Ni} = 20 \mu m$)[17].



Gambar 4.46. SEM/EDAX komposit laminat hybrid pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al_2O_3 , waktu tahan sinter 2 jam. temperatur sinter $550^\circ C$

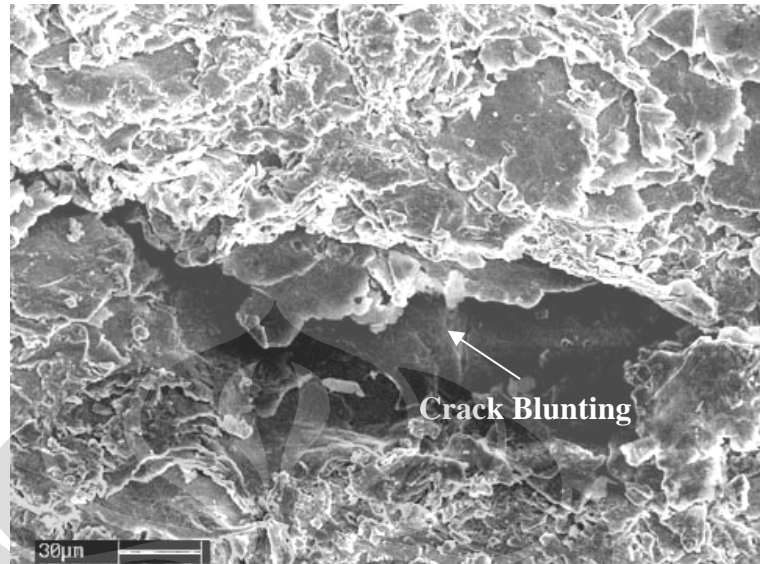
Pada Gambar 4.46 dan 4.47, retak yang terjadi adalah jenis retak kasar. Pada laminated matrik komposit (LMC), retak kasar terjadi akibat retak yang meliputi daerah putus. Ketika retak terjadi pada lapisan yang lebih ulet, maka retak akan terdefleksi (menyebabkan delaminasi) dan terjadi retak kasar (pada lapisan yang rusak). Selanjutnya ini retak akan menjadi awal pemicu retak pada lapisan MMCs yang lain.



Gambar 4.47. SEM/EDAX komposit laminat hibrid pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 600°C

Proses pengintian ulang ini menghasilkan peningkatan yang signifikan terdapat sejumlah energi yang dipersyaratkan untuk terjadinya pertumbuhan retak. Retak

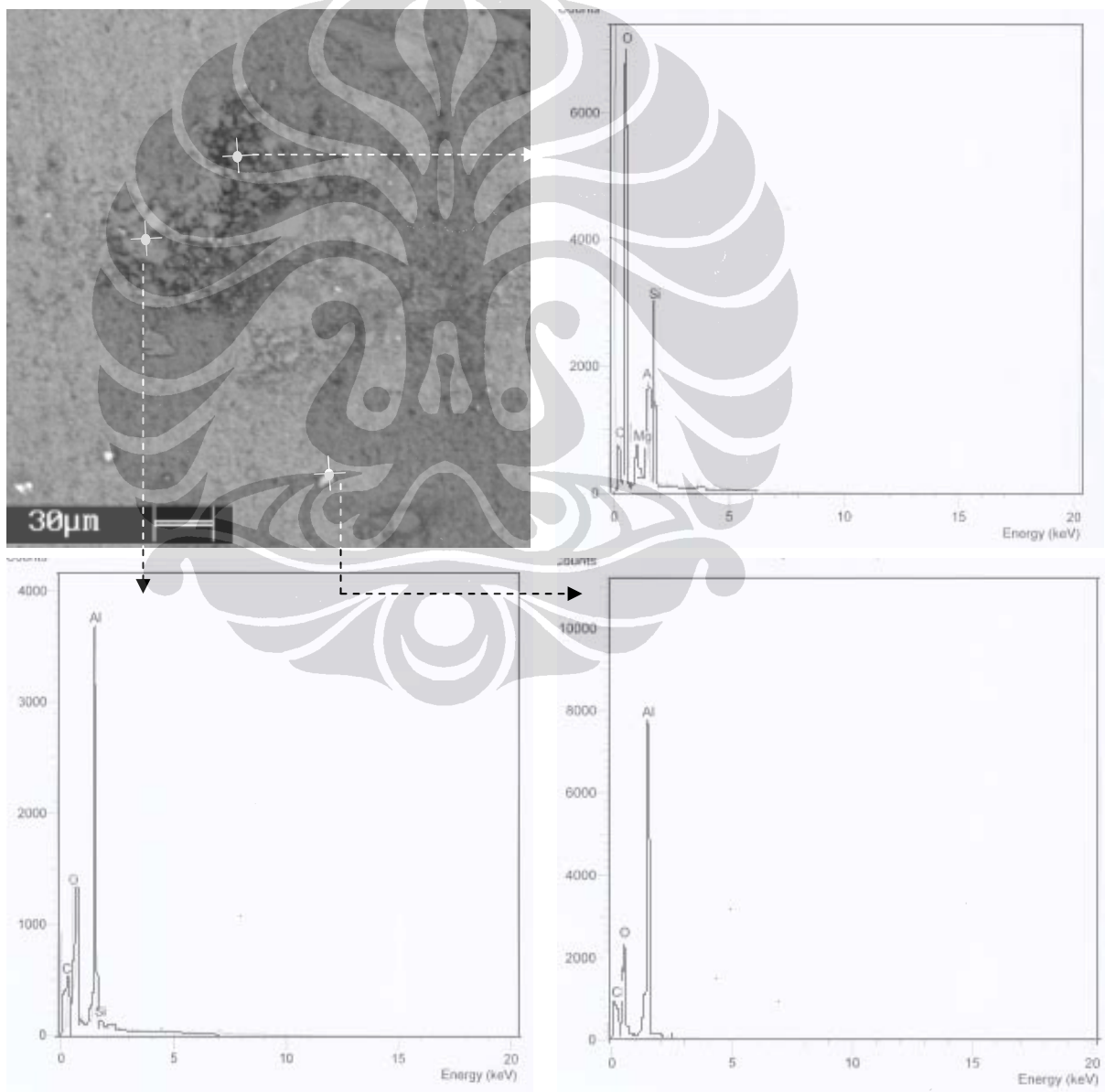
kasar yang lebih jelas terlihat pada komposit laminat hibrid dengan Vf SiC 10%, Vf Al₂O₃ 10%, 550°C, 2 jam sebagaimana Gambar 4.48 berikut :



Gambar 4.48. Retak kasar pada daerah laminasi komposit laminat hibrid 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, 550°C, 2 Jam

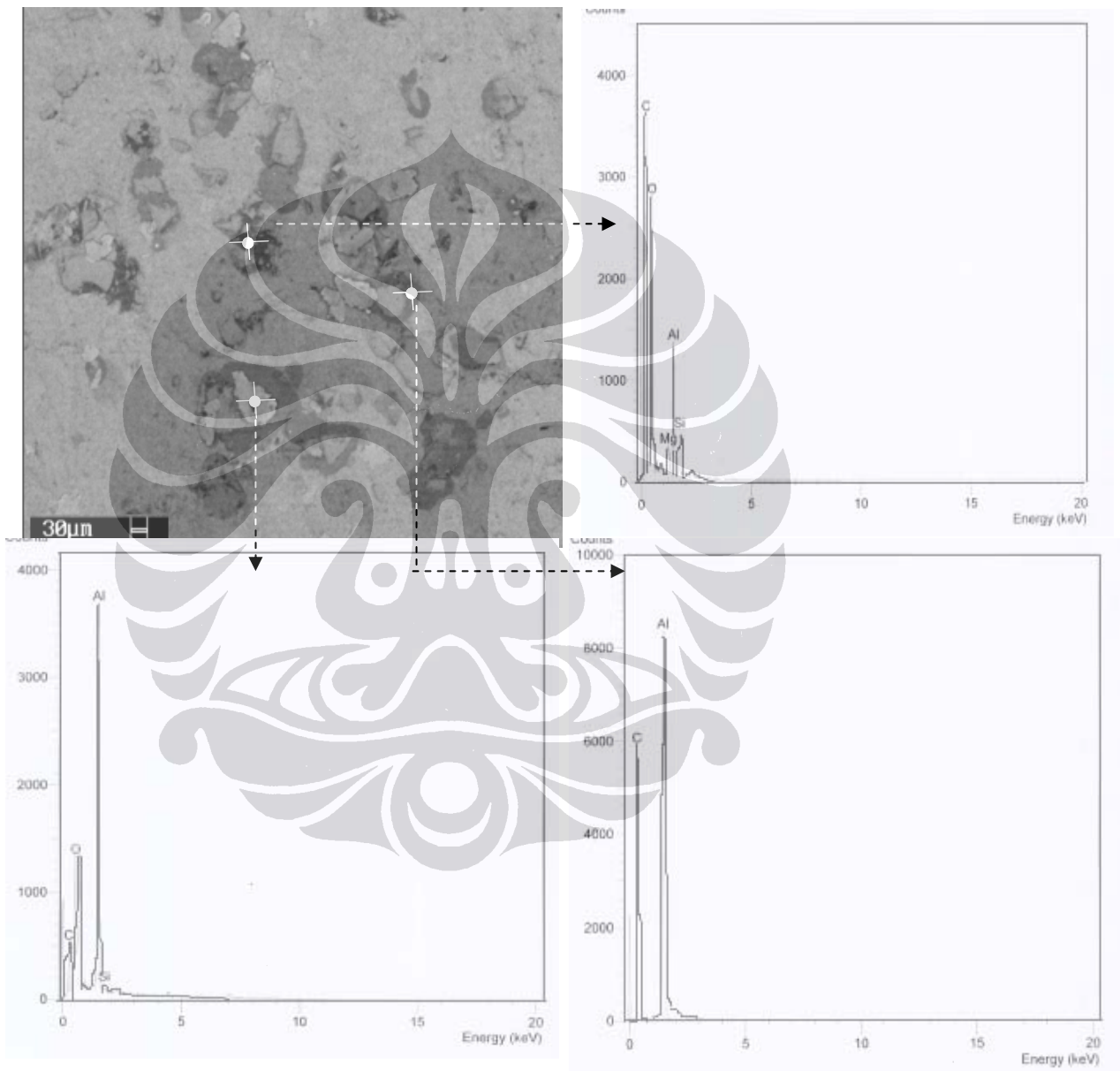
Penguatan sistem LMCs mengindikasikan bahwa berbagai mekanisme tergantung pada cracking akibat arsitektural lapisan. Retak kasar dan defleksi merupakan mekanisme yang dominan dan dapat menghasilkan pendekatan yang berpengaruh terhadap peningkatan ketangguhan. Pada retak dengan orientasi yang berbeda, peningkatan ketahanan kegagalan relatif terhadap sistem yang tidak terlaminsi. Jika delaminasi terjadi pada ujung retak, maka beberapa lapisan dapat terdeformasi secara individual dibawah bidang yang mengalami tegangan dibandingkan dengan bidang yang mengalami peregangan. Hal ini menyebabkan beberapa lapisan secara individual mengalami kegagalan dalam keadaan geser (berkebalikan dengan *flat fracture*), oleh karena itu ketangguhan yang diukur dengan menggunakan spesimen tipis akan sama dengan ketangguhan tinggi yang diperoleh dari lapisan tipis individual pada bidang yang mengalami perlakuan tegangan. Delaminasi juga mampu menghasilkan penguatan ekstrinsik dengan mereduksi tegangan pada lapisan yang mengalami retak. Delaminasi lebih efektif dibandingkan slip dalam mereduksi tegangan pada retak. Mekanisme ini merupakan mekanisme yang unik pada LMCs yang lapisannya memiliki keuletan

yang tidak sama. Pada mekanisme ini retak awal berasal dari lapisan yang kurang ulet menuju bagian yang lebih ulet. Bentuk retak dengan kekusutan tinggi berkaitan dengan perluasan delaminasi permukaan. Pada komposit laminat hibrid 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, temperatur sinter 600°C, selain terjadi fasa Antigorite (Mg₃SiO₅(OH)₄) dan (Aluminium silikat/ Al_{3,21}SiO₄₇) juga terjadi pembentukan fasa Aluminium karbida (Al₄C₃) terjadi akibat pemberian HNO₃ pada permukaan lapisan dan mengakibatkan reaksi oksidasi pada aluminium maupun maupun pada partikel SiC, dengan reaksi



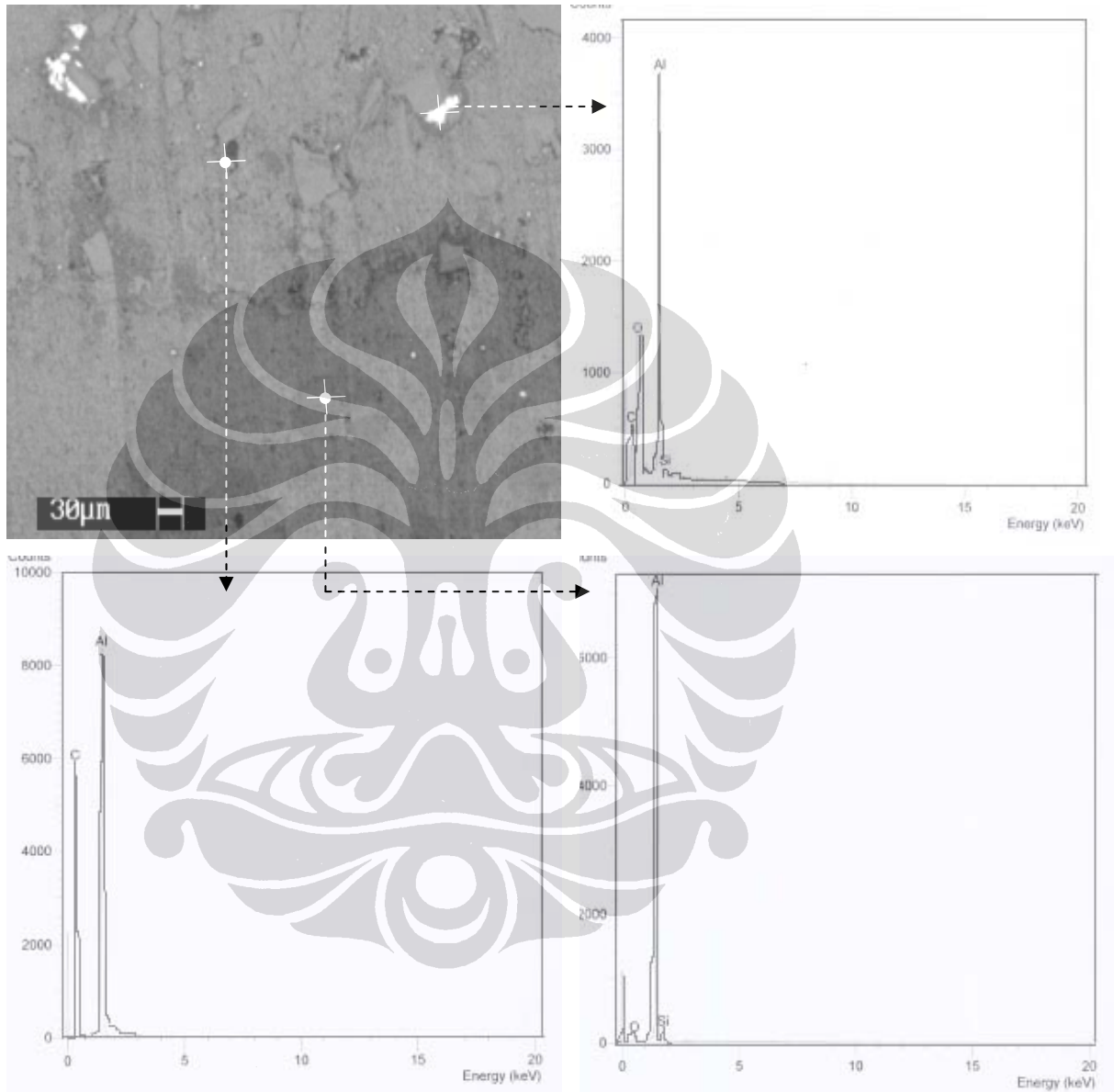
Gambar 4.49. Daerah laminasi 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 2 jam.

Pengaruh waktu tahan sinter terhadap kualitas ikatan antarmuka komposit laminat hibrid dapat teramati pada Gambar 4.50 dan Gambar 4.51. Pada Gambar 4.50 terlihat bahwa puncak Mg, O, Si, dan C dapat teridentifikasi pada beberapa titik pada daerah laminasi komposit laminatt hybrid. Jika dicocokkan dengan hasil XRD, unsur-unsur ini membentuk fasa MgO dan MgAl₂O₄ maupun SiO.



Gambar 4.50. Daerah laminasi 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam.

Sedangkan pada spesimen komposit Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam yang lain tidak teridentifikasi adanya unsur Mg pada daerah laminasi sebagaimana terlihat pada Gambar 4.51.

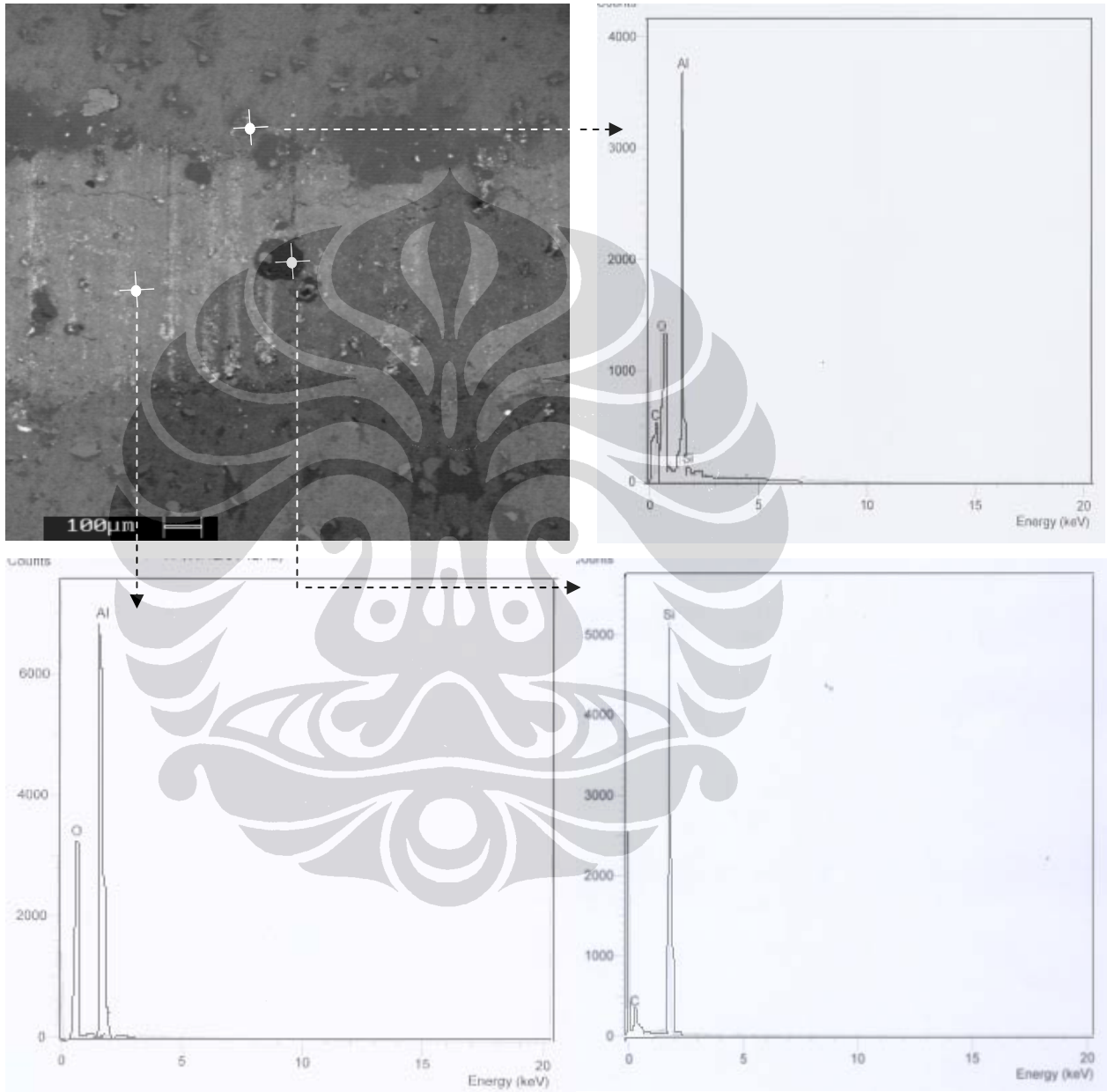


Gambar 4.51 Daerah laminasi 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam.

4.4.3. Mikrostruktur Antarmuka Daerah Laminasi Al/SiC-Al/Al₂O₃

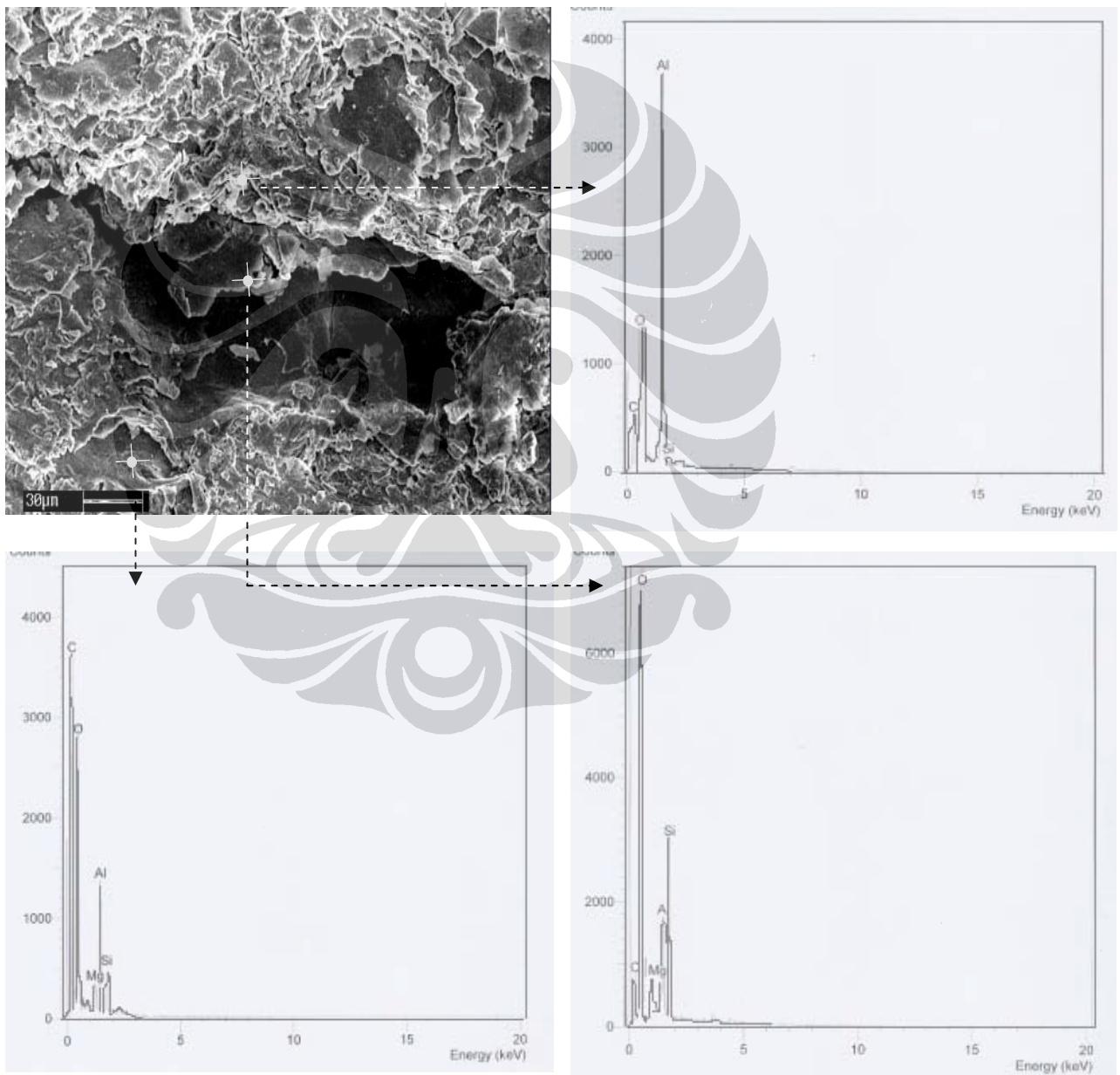
Pada material komposit, keberadaan inhomogenitas memicu terjadinya tegangan yang mengarah pada retak dan slip antar lapisan. Konsentrasi regangan plastis dibagian retak pada matrik sangat penting untuk mengukur batas

pembebanan yang mengakibatkan fraktur pada material komposit. Tegangan sebagai pemicu dislokasi yang akhirnya memicu retak bersumber pada 3 hal utama. Pertama adalah akibat ketidakhomogenan bidang plastis, kedua pergerakan dislokasi, ketiga akibat pembebanan gaya luar [10]



Gambar 4.52. EDAX Lapisan interfasial akibat kelebihan HNO_3 pada komposit laminat hibrid 30%Vf SiC, 30%Vf Al_2O_3 , Temperatur Sinter 500°C , waktu tahan sinter 4 jam

Pelapisan HNO_3 yang diberikan bertujuan untuk memicu terbentuknya oksida metastabil yang akan membantu meningkatkan kebasahan antar permukaan matrik aluminium pada permukaan antar lapisan. Kuantitas HNO_3 yang diberikan hanya sekitar 2 tetes (0,2ml) untuk luasan sample 7cm^2 karena HNO_3 yang diberikan hanya sebagai pemicu oksidasi. Pemberian HNO_3 yang berlebihan akan menyebabkan terbentuknya oksida aluminium (Al_2O_3) stabil yang berbeda dengan material dasar laminat dan lapisan ini bersifat getas. Hal ini ditunjukkan dari hasil pengamatan SEM daerah laminasi pada Gambar 4.52 dan 4.53.



Gambar 4.53. Blunting pada daerah laminasi komposit laminat hibrid A/SiC-Al/ Al_2O_3 pada 10%Vf SiC, 10%Vf Al_2O_3 , 550°C, 2 jam

BAB V KESIMPULAN

Komposit laminat hibrid Al/SiCp-Al/Al₂O₃, dibuat dari matrik Aluminium yang diperkuat dengan partikel SiC dan Al₂O₃ pada 2 lapisan yang berbeda yang selanjutnya dilaminasikan. Proses pembuatan komposit laminat hibrid ini adalah dengan menggunakan metode fasa padat (metalurgi serbuk). Untuk meningkatkan kualitas ikatan antarmuka matrik aluminium dengan partikel penguat SiC maupun Al₂O₃, pelapisan metal oksida pada permukaan partikel penguat dilakukan dengan proses *electroless plating*. Untuk meningkatkan ikatan laminasi antarmuka lapisan digunakan pelapisan HNO₃ untuk memicu terbentuknya oksida metastabil. Berbagai variabel proses seperti fraksi volume penguat, temperatur sinter dan waktu tahan sinter diamati seberapa besar pengaruhnya terhadap kualitas ikatan antar laminasi komposit. Karakterisasi dilakukan terhadap sifat fisis komposit laminat hibrid seperti terhadap densitas dan porositas. Pengamatan mikrostruktural juga dilakukan untuk mengetahui fenomena lamimasi antarmuka partikel penguat maupun antarmuka lapisan. Pengujian mekanik dengan bending dilakukan untuk memperoleh peningkatan kekuatan mekanik dari komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃. Berdasarkan analisa dan pengamatan yang telah dilakukan dalam penelitian ini disimpulkan :

1. Agglomerasi penguat SiC dan Al₂O₃ pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ cenderung terjadi pada daerah laminasi meskipun agglomerasi partikel penguat ini tidak selalu seiring dengan peningkatan fraksi volume penguat.
2. Pada komposit lamina dengan fraksi volume SiC 10% dan temperatur sinter 500°C, densitas pada saat fraksi volume Al₂O₃ 10%, 2 Jam adalah 2,04gr/cm³ sedangkan densitas saat 40%Vf Al₂O₃, 2 Jam adalah 2,25gr/cm³, jadi ada kenaikan nilai *sinter density*nya akibat peningkatan fraksi volume yaitu sekitar 9,3 %. Peningkatan fraksi volume penguat SiC maupun Al₂O₃ yang juga sebanding dengan peningkatan densitas terjadi pada Vf SiC tinggi yaitu 40%, temperatur sinter tinggi 600°C dan waktu

tahan sinter terlama yaitu 6 Jam. Densitas terendah adalah saat 10% Vf Al_2O_3 yaitu sebesar $2,29 \text{ gr/cm}^3$ dan tertinggi pada fraksi volume Al_2O_3 40% yaitu sebesar $2,51 \text{ gr/cm}^3$. Jadi terjadi peningkatan densitas sebesar 8,7 % akibat peningkatan Vf SiC dari 10% menjadi 40%

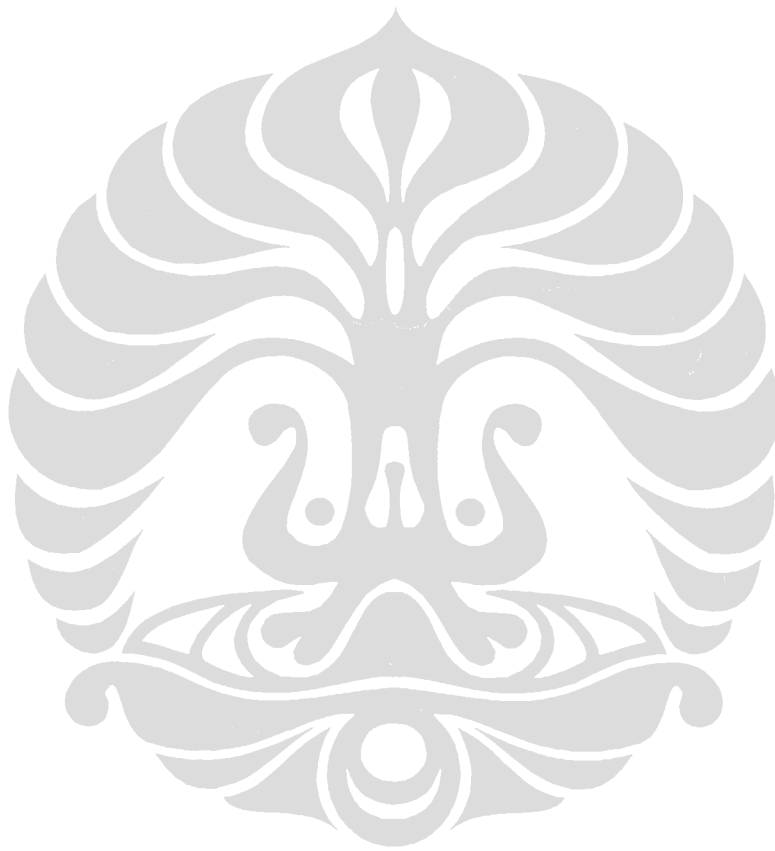
3. Berdasarkan hasil analisa nilai densitas untuk fraksi volume SiC dibuat tetap 10, 20, 30 dan 40% dan fraksi volume Al_2O_3 dibuat variatif dari 10%-40% atau sebaliknya fraksi volume Al_2O_3 dibuat tetap, terlihat bahwa densitas komposit lamina hibrid Al/ Al_2O_3 -Al/SiC meningkat seiring dengan peningkatan fraksi volume SiC maupun Al_2O_3 untuk seluruh variasi temperatur sinter (500, 550 dan 600°C) juga untuk seluruh variasi waktu tahan sinter (2, 4, 6 jam).
4. Porositas komposit mengalami penurunan berkisar 11,5% (Vf SiC 10% dibuat tetap); 15,7% (40% Vf SiC dibuat tetap); 23% (10% Vf Al_2O_3 dibuat tetap) dan 6% (40% Vf Al_2O_3 dibuat tetap) untuk penambahan variabel fraksi volume SiC/ Al_2O_3 dari 10% menjadi 40%. Penurunan nilai porositas terjadi lebih besar pada Vf SiC dibuat tetap dibandingkan dengan Vf Al_2O_3 dibuat tetap.
5. Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , waktu tahan sinter 2 jam, dengan variabel temperatur sinter 500, 550 dan 600°C terjadi penurunan porositas sekitar 19,2% dengan peningkatan temperatur sinter 200°C . Sedangkan pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , waktu tahan sinter 6 jam, dengan variabel temperatur sinter 500, 550 dan 600°C porositas komposit laminat hibrid mengalami penurunan sebesar 6 % dengan peningkatan temperatur sinter 200°C . Untuk Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 500°C dengan waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam, terjadi penurunan porositas 11,5% dari 2 jam menjadi 6 jam. Sedangkan pada komposit Al/SiC-Al/ Al_2O_3 , dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al_2O_3 , temperatur sinter 600°C , waktu tahan sinter 2, 4, 6 jam, terjadi penurunan porositas sebesar 11,7%.
6. Fraksi volume penguat baik SiC maupun Al_2O_3 berpengaruh terhadap nilai modulus elastisitas komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/ Al_2O_3 . Semakin

tinggi fraksi volume penguat maka semakin tinggi modulus elastisitas komposit lamina hibrid. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 15,2 % terjadi saat 10% Vf SiC, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam dari 10% Vf Al₂O₃ menjadi 40%. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 24,2 % terjadi saat 40% Vf SiC, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam dari Vf Al₂O₃ 10% menjadi 40%. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 28,1 % terjadi saat 10% Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam dari Vf SiC 10% menjadi 40%. Peningkatan modulus elastisitas sebesar 23,3 % terjadi saat 10% Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam dari Vf SiC 10% menjadi 40%.

7. Pada komposit lamina isotropik Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 10% Vf SiC, 10% Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 2 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat temperatur sinter 500°C yaitu sebesar 80,23 GPa, sedangkan nilai tertingginya dicapai saat temperatur sinter 600°C yaitu sebesar 86,22 GPa. jadi terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas sebesar 6,7% dengan kenaikan temperatur sinter dari 500°C menjadi 600°C. Sedangkan pada komposit lamina dengan 40% Vf SiC, 40% Vf Al₂O₃, waktu tahan sinter 6 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat temperatur sinter 500°C yaitu sebesar 141,58 GPa, sedangkan nilai tertingginya dicapai saat temperatur sinter 600°C yaitu sebesar 157,81GPa. jadi terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas sebesar 10,2% dengan kenaikan temperatur sinter dari 500°C menjadi 600°C
8. Pada komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, Vf SiC dibuat tetap 10%, T 500°C, waktu tahan 2 jam, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat Vf Al₂O₃ 10% yaitu sebesar 80,23 GPa. Sedangkan modulus elastisitas tertinggi dicapai saat waktu tahan 6 jam yaitu sebesar 83,55GPa. Jadi terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas komposit lamina hibrid sebesar 3,9% dengan peningkatan waktu tahan dari 2 jam menjadi 6 jam. Sedangkan pada komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, Vf SiC dibuat tetap 40% Vf Al₂O₃ juga dibuat tetap 40%, temperatur sinter 600°C, nilai modulus elastisitas terendah dicapai saat waktu tahan 2 jam, yaitu sebesar

139,41GPa, modulus elastisitas tertinggi dicapai saat waktu tahan 2 jam yaitu sebesar 157,81GPa. Terjadi peningkatan nilai modulus elastisitas komposit lamina hibrid sebesar 11,6 % dengan peningkatan waktu tahan dari 2 jam menjadi 4 jam

9. Peningkatan nilai modulus elastisitas komposit laminat hibrid sebanding dengan peningkatan fraksi volume penguat baik SiC maupun Al₂O₃ dan temperatur sinter maupun waktu tahan sinter.



DAFTAR ACUAN

1. -----, *Material Science and Technology*, Vol. 13. Structure and Properties of Composite. New York. USA
2. **J. Wadsworth and D. R. Lesuer**, *Ancient and Modern Laminated Composites — From the Great Pyramid of Gizeh to Y2K*, International Metallographic Society 1999 Conference, Cincinnati, OH, October 21 – November 3, 1999 March 14, 2000
3. **José Daniel D. Melo and D. W. Radford**, *Determination of the Elastic Constants of a Transversely Isotropic Lamina Using Laminate Coefficients of Thermal Expansion* Journal of Composite Materials 2002; 36; 1321DOI: 10.1177/0021998302036011594 EPMANEWS, No. 62 February 2002
4. **G.Tursun, U.Weber E.Soppa and S.Schmauder**, *The influence of transition phases on the damage behaviour of an Al/10vol.%SiC composite*, Computational Materials Science, In Press, Corrected Proof, Available online 25 January 2006
5. **V.M. Sreekumar, R.M. Pillai, B.C. Pai and M. Chakraborty**, *A Feasibility Study On The Formation Of MgAl₂O₄/Al In situ MMCs From Silica Sources*. International Symposium of Research Students on Material Science and Engineering December 20-22, 2004, Chennai, India Department of
6. **Z. Zhao, H.X. Peng, Z. Fan dan D.X.Li**, “ *MMCs with Controlled non-uniform distribution of submicrometre Al₂O₃ Particle in 6061 Aluminium Alloy matrix*, Material Science and Technology, July-August 2000 vol 16, ISSN 0267-0836
7. **H. X. Peng, Z. Fan & J. R. G. Evans**, *Novel MMC microstructure with tailored distribution of the reinforcing phase*, Journal of Microscopy, Vol. 201, Pt 2, February 2001, pp. 333±338 Received 30 May 2000; accepted 5 September 2000
8. **Joshua Pelleg, Ashkenazi D, Ganor M.**, 2000, “*The influence of a third element on the interface reactions in metal– matrix composites (MMC) Al– graphite system*”, Materials Science and Engineering A V 281, 1-2, pp. 239-247.)
9. **Camanho, P. P.**, “*Application of Numerical Methods to the Strength Prediction of Mechanically Fastened Joints in Composite Laminates*,” PhD Thesis, Imperial College of Science and Technology, University of London, U.K., 1999
10. **A. Rohatgi, D.J. Harach, K.S. Vecchio, and K.P. Harvey**: *Resistance-curve and fracture behaviour of Ti–Al₃Ti metallic intermetallic laminate (MIL) composites*. Acta Mater. 51, 2933(2003).
11. **Srinivasa Rao Boddapati, Hong Ma, Rajendra K. Bordia, and Alex K-Y. Jen**, *Interfacial-shear strength of the perfluorocyclobutane films on silicon*, (Received 14 October 2005; accepted 31 March 2006) J. Mater. Res., Vol. 21, No. 1764 7, Jul 2006

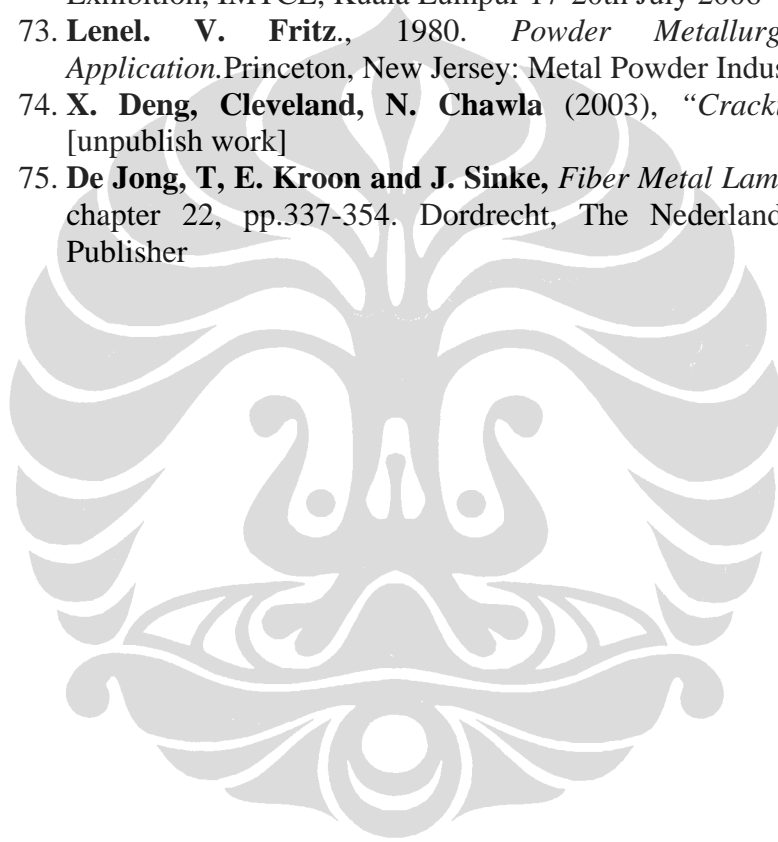
12. **Guo-Jun Zhang, Xue-Mei Yue, and Tadahiko Watanabe**, *High-Temperature Multilayer Composites with Superplastic Interlayers*, Department of Inorganic Composite Materials, Kyushu National Industrial Research Institute, Tosu, Saga 841-0052, Japan *J. Am. Ceram. Soc.*, 82 [11] 3257-59 (1999).
13. **Manchang Gui and Suk Bong Kang**, *6061Al/Al-SiC_p bi-layer composites produced by plasma-spraying process*, *Materials Letters*, Volume 46, Issue 5, December 2000, Pages 296-302).
14. **M. Enoki, A. Ohta, D.S. Chung, M. Watanabe, and T. Kishi**: *Crack propagation behavior of Ti/Ti-Al layered materials*. *J. Jpn. Inst. Metals* 64, 1076 (2000).
15. **D.S. Chung, M. Enoki, and T. Kishi**: *Microstructural analysis and mechanical properties of in situ Nb/Nb-aluminide layered materials*. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 3, 129 (2002).
16. **H. Ismar, F. Schröter and F. Streicher** *Finite element analysis of damage evolution in Al/SiC composite laminates under cyclic thermomechanical loadings* *International Journal of Solids and Structures*, Volume 38, Issue 1, 5 January 2001, Pages 127-141
17. **H.Y. Kim, D.S. Chung, and S.H. Hong**: *Reaction synthesis and microstructures of NiAl/Ni micro-laminated composites*. *Mater. Sci. Eng. A* 396, 376 (2005).
18. **N. Chawla, B.V. Patel, et al**, *Microstructure-based simulation of thermomechanical behavior of composite materials by object-oriented finite element analysis*, *Materials Characterization* 49 (2003) 395- 407
19. **Suiker A.S.J., Fleck, N.A.**: *Crack tunneling and plane-strain delamination in layered solids*. *Int. J. Frac.* (to appear), 2004a
20. **H.C. Cao and A.G. Evans**: *On crack extension in ductile/brittle laminates*. *Acta Metall. Mater.* 39, 2997 (1991)
21. **Chia-Wen Hsu and Chuen-Guang Chao**, *Effect of Heat Treatments on In-Situ Al₂O₃/TiAl₃ Composites Produced from Squeeze Casting of TiO₂/A356 Composites*, *Metalurgical and Material Transaction B* Volume 33B, February 2002—31
22. **J.C. Remmers and R. de Borst**, *Delamination Buckling Of fibre-metal laminated Under Compressive And shear loadings*, 43rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Con 22-25 April 2002, Denver, Colorado
23. **S. Long dan O. Beffort**, *Structure and Properties SiC_p/AlCuMg Squeeze Cast Composites for Structural application*, 9th CIMTEC-World Ceramics Congress, Ceramics - Part C, Florence, Italy, 14-19. June 1998 Techna Srl. 1999.
24. **Yusuf Ozcatalbas**, *Investigation of the machinability behaviour of Al₄C₃ reinforced Al-based composite produced by mechanical alloying technique*, *Composites Science and Technology* 63 (2003) 53-61,

25. **Zainuri M**, *pembentukan lapisan Tipis Oksida Logam Pada Partikel SiC Untuk meningkatkan Kompaktibilitas ikatan komposit isotropik Al/SiC*, laporan penelitian, 2006 [unpublish work]
26. **Chawla, K.**, 1987. *Composite Material: Science and Engineering*. London Paris Tokyo: Springer-Verlag New York Berlin Heidelberg.
27. **Clyne, T.W.**, 2001. *Metal Matrix Composites: Matrices and Processing*. Elsevier Science To be published in “Encyclopaedia of Materials: Science and Technology”, §3.7 – “Composites: MMC, CMC, PMC”, A Mortensen (ed.), Elsevier, 2001
28. **Callister, D. William, Jr.**, 2003. *Materials Science and Engineering An Introduction*. Sixth Edition. John Wiley & Sons, Inc.
29. **Froyen, L., and Verlinden, B.**, 1994. *Aluminium Matrix Composites Materials*. Talat 1402. Belgium. European Aluminium Associations (EAA)
30. **Suk-Joong L. Kang**, *Sintering Densification, Grain Growth, and Microstructure* Elsevier Butterworth-Heinemann Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP 30 Corporate Drive, Burlington, MA 01803 First published 2005
31. **Waldron, M.B., and Daniell, B.L.** 1978. *Monograph in Powder Science and Technology*. Chatham: Heyden & Son Ltd.
32. **Hirschhorn, Joel. S.**, 1976. *Introduction to Powder Metallurgy*. American Powder Metallurgy Institute, New Jersey.
33. **Herring, C.**, *Effect of change of scale on sintering phenomena*, J. Appl. Phys., 21, 301–303, 1950
34. **K. Sato**, *The Japanese Sword, Japanese Arts Library*, Kodansha International and Shibundo, Tokyo and New York (1983).
35. **J. A. Jimenez, O. A. Ruano, O. M. Smirnov, and O. D. Sherby**, *Microstructural Studies of a Roll-bonded Laminated Ultrahigh Carbon Steel Bar, Materials Characterization*, 27:141- 145 (1991)
36. **T. W. Barbee, Jr.**, *Multilayer Structures: Atomic Engineering in Its Infancy, in Physics, Fabrication and Application of Multilayer Structures*, P. Dhez and C. Weisbuch eds., Plenum Press, New York, pp. 17-32 (1988)
37. **D. R. Lesuer, J. Wadsworth, R. A. Riddle, C. K. Syn, J. J. Lewandowski, and W. H. Hunt, Jr.**, *Toughening Mechanisms in Al-Al-SiC Laminated Metal Composites, in Layered Materials for Structural Applications*, Materials Research Society, Pittsburgh, Pennsylvania, pp. 205-211 (1996)
38. **D. W. Kum, T. Oyama, J. Wadsworth, and O. D. Sherby**, *The Impact Properties of Laminated Composites Containing Ultrahigh Carbon (UHC) Steels*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 31.2:173-186 (1983)]
39. **D. R. Lesuer, C. K. Syn, O. D. Sherby, J. Wadsworth, J. J. Lewandowski, and W. H. Hunt, Jr.**, *Mechanical Behavior of Laminated Metal Composites*, International Materials Reviews, 41.5:169-197 (1996)
40. **R. O. Ritchie and W. Yu**, *Short Crack Effects in Fatigue: A Consequence of Crack Tip Shielding, in Small Fatigue Cracks*, R. O. Ritchie and J. Langford eds., TMS, Warrendale, Pennsylvania, pp. 167-189 (1986).

41. **R. O. Ritchie**, *Mechanisms of Fatigue Crack-Propagation in Metals, Ceramics and Composites—Role of Crack Tip Shielding*, Materials Science and Engineering, A103.1:15-28 (1988)
42. **Hendro Haribowo**, *Sifat Mekanik Komposit Isotropik Al/SiC Dengan proses pelapisan MgAl₂O₄ pada penguat SiC dan Variasi waktu sintering*, Tugas akhir Jurusan Fisika, FMIPA ITS, 2007 [unpublish work]
43. **Eni Ardyani**, *Pengaruh fraksi volume dan pelapisan Al+Mg pada penguat Al₂O₃ terhadap Kompakstabilitas Komposit Isotropik Al/Al₂O₃*, Tugas akhir Jurusan Teknik Material, FTI ITS, 2007[unpublish work]
44. **W. A. Cutler, F. W. Zok, and F. F. Lange**, “*Delamination Resistance of Two Hybrid Ceramic-Composite Laminates,*” J. Am. Ceram. Soc., 80 [12] 3029–37 (1997)
45. **G. R. Odette, B. L. Chao, J. W. Shekherd, and G. E. Lucas**. “*Ductile Phase Toughening Mechanisms in a TiAl–TiNb Laminate Composite,*” Acta Metall. Mater., 40, 2381–89 (1992)
46. **M. C. Shaw, D. B. Marshall, M. S. Dadkhah, and A. G. Evans**, “*Cracking and Damage Mechanisms in Ceramic/Metal Multilayers,*” Acta Metall. Mater., 41, 3311–22 (1993)
47. **K.K. Chawla**, *Composite Materials: Science & Engineering*, 2nd edition, Springer-Verlag, New York, 1999
48. **X. B. Zhou and J. Th. M. De Hosson**, Acta metall, mater. Vol. 42, No. 4, pp. 1155-1162, 1994, Copyright © 1994 Elsevier Science Ltd. 0956-7151(93)E0033-Y, *Metal-Ceramic Interface in laser coated Aluminium Alloys*
49. **Y. Shima, L.E. Levineb, R.J. Fields**, *Optimal concentration of SiC in SiC/Al composites: experiment and percolation theory prediction of lower and upper bounds* (Physica A 348 (2005) 1–15))
50. **T.Christmast, A. Neddlemen and S.Suresh**: Acta Metall, 1989,37,3029-3050,
51. **V. TVerggard**: Acta Metall.Mater, 1990,38,185-194
52. **T.H.Yip and Wang**, Mater.Sci Technol, 1997,13,125-134
53. **T.Kobayashi and H. Toda** : Proc.”Processing and Fabrication Of Advanced materials IV”, Cincinanti, OH, USA, October 1996 TMS,69-78.
54. **Y. Shima, L.E. Levineb, R.J. Fields**, *Optimal concentration of SiC in SiC/Al composites: experiment and percolation theory prediction of lower and upper bounds* (Physica A 348 (2005) 1–15))
55. **Amelia Ann Case**, *Permeability Of Hybrid Composite subjected To Extreme Thermal Cycling And Low velocity Impacts*, 2004, Thesis of Master of Science in Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology, November 2004
56. **M. Fouinneteau**, *Damage and failure modelling of carbon and glass 2D braided composites*, April 2006. Doctor of Philosophy © Cranfield University 2006.
57. **M. Van Den Burg and J.TH.M. De Hosson**, *Mechanical Performance of Metal-Ceramic Interfaces Produced by Laser Processing*, INTERFACE

- SCIENCE, 3, 107-118 (1995) 9 1995 Kluwer Academic Publishers, Boston. Manufactured in The Netherlands
58. **Fogagnolo.J.B., Velasco,F., Robert.M.H., and TorralbamJ.M.,** Sept. 2004. *Aluminium Matrix Composites Reinforced with Si_3N_4 , AlN and ZrB_2 , Produced by conventional Powder Metallurgy and Mechanical Alloying.* Avenide de la Universid, 30-28911
 59. **M. Muratoçglu *, O. Yilmaz, M. Aksoy,** *Investigation on diffusion bonding characteristics of aluminum metal matrix composites (Al/SiCp) with pure aluminum for different heat treatments,* Journal of Materials Processing Technology 178 (2006) 211–217
 60. **B.Q. Han, Z. Lee, D. Witkin, S. Nutt, and E.J. Lavernia,** *Deformation Behavior of Bimodal Nanostructured 5083 Al Alloys* Metallurgical and Materials Transaction a volume 36A, April 2005—957
 61. **Hooijmeijer, P. and O. Bosker** (2000). *Debond growth in glare under compression and tension fatigue loading and elevated temperature.* Technical Report B2V-00-61, Delft University of Technology
 62. **Shorowordi, K.M., T. Laoui., A.S.M.A. Haseeb., J.P. Celis., L. Froyen.,** June 2003. “*Microstructure and interface characteristics of B_4C , SiC and Al_2O_3 reinforced Al matrix composites: a comparative study*”. Journal of Material Processing Technology, 142:738-743.
 63. **Kainer. Karl Ulrich.,** 2006. *Metal Matrix Composites, Custom Made Materials for Automative and Aerospace Engineering.* Elsevier Science
 64. **Alek Kurniawan, Widyastuti,** *Pengaruh Kecepatan, Waktu dan Penambahan Larutan Polar Pada Proses Pencampuran Pada komposit Isotropik Al/ Al_2O_3 ,* Laporan penelitian ITS, 2008 [unpublish work]
 65. **Ming Kang,** *Simple and fast microwave-enhanced wet etching of SiC particle for electroless Ni-P plating,* surface and coating technology 161 (2002), 79-85
 66. **J.A Aquilar Martinez,** *Effect of particle size and Mg content on the processing parameter of Al-Si-Mg/SiCp Composites processed by pressureless infiltration,* Revista Mexicana de F'isica 53(3)2005-2009,2007
 67. **Elemori S, M. D. Skibo,b A. Sundarrajan” & H. Richards”,** *Thermal Expansion Of Particulate Metal Matrix Composites,* Composites Science and Technology 58 (1998) 369-376mc 1998 Published by Elsevier Science Ltd. All rights reserved Printed in Great Britain PII: S0266-3538(97)00124-3 0266-3538/98 \$19.00
 68. **Youngman Kim,** *The interfacial reaction products and Mechanical properties with oxidized layer thickness of SiC particle I 2014Al/SiC composites,* Mat.Res.SoC, Symp.Proc vol 654@2001 Material research society
 69. **Schipperen, J.** (2000). *Mixed mode delamination in graphite-epoxy prepregs: A numerical analysis.* In *Proceedings of ECCOMAS, Barcelona*

70. **Cutler et al.** [4**W. A. Cutler, F. W. Zok, and F. F. Lange**, “*Delamination Resistance of Two Hybrid Ceramic-Composite Laminates*,” *J. Am. Ceram. Soc.*, 80 [12] 3029–37 (1997)
71. **Widyastuti, Anne Z, Eddy S.Siradj, Dedi P**, *Shrinkage Analysis On Lamination Area Of Laminate Isotropic Composite Between Al/SiC and Al/Al₂O₃* 5th International Material Technology Conference & Exhibition, IMTCE, Kuala Lumpur 17-20th July 2006)
72. **Widyastuti, Anne Z, Eddy S.Siradj, Dedi P**, *The Influence of Particle Size SiC On The Modulus Of Isotropic Al/SiC Composites Produced by Powder Metallurgy Process*, 5th International Material Technology Conference & Exhibition, IMTCE, Kuala Lumpur 17-20th July 2006
73. **Lenel. V. Fritz.**, 1980. *Powder Metallurgy: Principles and Application*. Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation.
74. **X. Deng, Cleveland, N. Chawla** (2003), “*Cracking on The MMCs*”, [unpublish work]
75. **De Jong, T, E. Kroon and J. Sinke**, *Fiber Metal Laminates an Introduction*, chapter 22, pp.337-354. Dordrecht, The Netherlands: Kluwer Academic Publisher



LAMPIRAN A

Tabel A.1. Densitas Teoritikal Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Vf SiC	Vf Al ₂ O ₃	M SiC (gr)	M AlI (gr)	M Al ₂ O ₃ (gr)	M Al2 (gr)	M Tot (gr)	V Tot (cm ³)	ρTeoritikal (gr/cm ³)
10	10	0,052	0,05	0,203	1,701	0,266	1,701	3,871	1,4	2,765
	20	0,055	0,10	0,203	1,701	0,532	1,512	3,948	1,4	2,820
	30	0,058	0,15	0,203	1,701	0,798	1,323	4,025	1,4	2,875
	40	0,062	0,20	0,203	1,701	1,064	1,134	4,102	1,4	2,930
20	10	0,105	0,05	0,406	1,512	0,266	1,701	3,885	1,4	2,775
	20	0,111	0,10	0,406	1,512	0,532	1,512	3,962	1,4	2,830
	30	0,117	0,15	0,406	1,512	0,798	1,323	4,039	1,4	2,885
	40	0,125	0,20	0,406	1,512	1,064	1,134	4,116	1,4	2,940
30	10	0,157	0,05	0,609	1,323	0,266	1,701	3,899	1,4	2,785
	20	0,166	0,10	0,609	1,323	0,532	1,512	3,976	1,4	2,840
	30	0,176	0,15	0,609	1,323	0,798	1,323	4,053	1,4	2,895
	40	0,187	0,20	0,609	1,323	1,064	1,134	4,13	1,4	2,950
40	10	0,210	0,05	0,812	1,134	0,266	1,701	3,913	1,4	2,795
	20	0,222	0,10	0,812	1,134	0,532	1,512	3,99	1,4	2,850
	30	0,235	0,15	0,812	1,134	0,798	1,323	4,067	1,4	2,905
	40	0,250	0,20	0,812	1,134	1,064	1,134	4,144	1,4	2,960

Tabel A.2. Densitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	500°C			550°C			600°C		
		2 Jam	4 Jam	6 Jam	2 Jam	4 Jam	6 Jam	2 Jam	4 Jam	6 Jam
		ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)	ρ_s (gr/cm ³)
10	10	2,04	2,10	2,12	2,07	2,12	2,15	2,18	2,21	2,23
	20	2,11	2,17	2,19	2,14	2,19	2,22	2,25	2,28	2,31
	30	2,18	2,21	2,27	2,21	2,24	2,30	2,32	2,35	2,38
	40	2,25	2,28	2,34	2,31	2,34	2,37	2,40	2,43	2,46
20	10	2,08	2,10	2,16	2,10	2,13	2,19	2,22	2,24	2,27
	20	2,15	2,17	2,23	2,17	2,20	2,26	2,29	2,32	2,34
	30	2,25	2,27	2,3	2,27	2,30	2,33	2,36	2,39	2,42
	40	2,32	2,35	2,38	2,35	2,38	2,41	2,44	2,46	2,46
30	10	2,17	2,20	2,22	2,20	2,22	2,28	2,22	2,25	2,28
	20	2,24	2,27	2,30	2,27	2,30	2,32	2,28	2,35	2,35
	30	2,28	2,34	2,34	2,31	2,37	2,40	2,35	2,40	2,40
	40	2,36	2,38	2,41	2,38	2,41	2,44	2,44	2,44	2,47
40	10	2,20	2,23	2,26	2,23	2,26	2,27	2,25	2,26	2,29
	20	2,28	2,30	2,33	2,30	2,33	2,34	2,31	2,3	2,36
	30	2,35	2,38	2,39	2,38	2,41	2,42	2,41	2,41	2,44
	40	2,42	2,45	2,41	2,42	2,45	2,49	2,45	2,48	2,51

Tabel A.3. Densitas Sintering Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 500°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Densitas sintering (ρ_s) TS 500°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		ρ_s 1 (gr/cm ³)	ρ_s 2 (gr/cm ³)	ρ_s 3 (gr/cm ³)	SD	Mean (gr/cm ³)	ρ_s 1 (gr/cm ³)	ρ_s 2 (gr/cm ³)	ρ_s 3 (gr/cm ³)	SD	Mean (gr/cm ³)	ρ_s 1 (gr/cm ³)	ρ_s 2 (gr/cm ³)	ρ_s 3 (gr/cm ³)	SD	Mean (gr/cm ³)
10	10	2,08	2,03	2,01	0,036	2,04	2,2	2,1	2,1	0,010	2,1	2,12	2,13	2,11	0,010	2,12
	20	2,11	2,10	2,12	0,010	2,11	2,2	2,15	2,16	0,026	2,17	2,22	2,17	2,18	0,026	2,19
	30	2,21	2,16	2,17	0,026	2,18	2,23	2,20	2,20	0,017	2,21	2,27	2,28	2,26	0,010	2,27
	40	2,26	2,25	2,24	0,010	2,25	2,29	2,28	2,27	0,010	2,28	2,33	2,35	2,34	0,010	2,34
20	10	2,07	2,09	2,08	0,010	2,08	1,89	2,20	2,21	0,181	2,1	2,16	2,17	2,15	0,010	2,16
	20	2,17	2,13	2,15	0,020	2,15	2,18	2,17	2,16	0,010	2,17	2,23	2,22	2,24	0,010	2,23
	30	2,28	2,24	2,23	0,026	2,25	2,29	2,26	2,26	0,017	2,27	2,31	2,29	2,30	0,010	2,3
	40	2,35	2,30	2,31	0,026	2,32	2,36	2,35	2,34	0,010	2,35	2,4	2,37	2,37	0,017	2,38
30	10	2,2	2,15	2,16	0,026	2,17	2,19	2,20	2,21	0,010	2,2	2,21	2,23	2,22	0,010	2,22
	20	2,25	2,22	2,25	0,017	2,24	2,28	2,26	2,27	0,010	2,27	2,29	2,31	2,30	0,010	2,3
	30	2,32	2,27	2,25	0,036	2,28	2,35	2,34	2,33	0,010	2,34	2,34	2,33	2,35	0,010	2,34
	40	2,39	2,35	2,34	0,026	2,36	2,41	2,36	2,37	0,026	2,38	2,42	2,40	2,41	0,010	2,41
40	10	2,19	2,20	2,21	0,010	2,2	2,24	2,21	2,24	0,017	2,23	2,23	2,28	2,27	0,026	2,26
	20	2,29	2,27	2,28	0,010	2,28	2,28	2,30	2,32	0,020	2,3	2,33	2,34	2,32	0,010	2,33
	30	2,38	2,33	2,34	0,026	2,35	2,39	2,37	2,38	0,010	2,38	2,41	2,37	2,39	0,020	2,39
	40	2,45	2,41	2,40	0,026	2,42	2,48	2,40	2,41	0,049	2,43	2,48	2,44	2,43	0,026	2,45

Tabel A.4. Densitas Sintering Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 550°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃	Densitas sintering (□s) TS 550°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		ρ _s 1 (gr/cm ₃)	ρ _s 2 (gr/cm ₃)	ρ _s 3 (gr/cm ₃)	SD	Mean (gr/cm ₃)	ρ _s 1 (gr/cm ₃)	ρ _s 2 (gr/cm ₃)	ρ _s 3 (gr/cm ₃)	SD	Mean (gr/cm ₃)	ρ _s 1 (gr/cm ₃)	ρ _s 2 (gr/cm ₃)	ρ _s 3 (gr/cm ₃)	SD	Mean (gr/cm ₃)
10	10	2,04	2,07	2,10	0,030	2,07	2,11	2,10	2,15	0,026	2,12	2,12	2,16	2,17	0,026	2,15
	20	2,10	2,15	2,17	0,036	2,14	2,16	2,21	2,20	0,026	2,19	2,17	2,24	2,25	0,043	2,22
	30	2,21	2,20	2,22	0,010	2,21	2,21	2,25	2,26	0,026	2,24	2,23	2,35	2,32	0,062	2,30
	40	2,3	2,30	2,33	0,017	2,31	2,38	2,33	2,31	0,036	2,34	2,40	2,36	2,35	0,026	2,37
20	10	2,01	2,13	2,16	0,079	2,10	2,10	2,15	2,14	0,026	2,13	2,16	2,20	2,21	0,026	2,19
	20	2,16	2,18	2,17	0,010	2,17	2,18	2,20	2,22	0,020	2,20	2,26	2,25	2,27	0,010	2,26
	30	2,24	2,29	2,28	0,026	2,27	2,23	2,35	2,32	0,062	2,30	2,34	2,30	2,35	0,026	2,33
	40	2,32	2,37	2,36	0,026	2,35	2,42	2,35	2,37	0,036	2,38	2,42	2,39	2,42	0,017	2,41
30	10	2,13	2,21	2,26	0,065	2,20	2,16	2,24	2,26	0,052	2,22	2,25	2,29	2,30	0,026	2,28
	20	2,26	2,28	2,27	0,010	2,27	2,24	2,31	2,35	0,055	2,30	2,25	2,36	2,35	0,060	2,32
	30	2,22	2,35	2,36	0,078	2,31	2,32	2,39	2,40	0,043	2,37	2,36	2,43	2,41	0,036	2,40
	40	2,40	2,36	2,38	0,020	2,38	2,38	2,43	2,42	0,026	2,41	2,40	2,47	2,45	0,036	2,44
40	10	2,18	2,25	2,26	0,043	2,23	2,22	2,27	2,29	0,036	2,26	2,22	2,29	2,30	0,043	2,27
	20	2,23	2,35	2,32	0,062	2,30	2,27	2,37	2,35	0,052	2,33	2,26	2,40	2,36	0,072	2,34
	30	2,35	2,40	2,39	0,026	2,38	2,44	2,40	2,39	0,026	2,41	2,38	2,43	2,45	0,036	2,42
	40	2,45	2,40	2,41	0,026	2,42	2,51	2,41	2,43	0,052	2,45	2,50	2,47	2,50	0,017	2,49

Tabel A.5. Densitas Sintering Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 600°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Densitas sintering (ρ_s) TS 600°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		ρ_{s1} (gr/cm ³)	ρ_{s2} (gr/cm ³)	ρ_{s3} (gr/cm ³)	SD	Mean (gr/cm ³)	ρ_{s1} (gr/cm ³)	ρ_{s2} (gr/cm ³)	ρ_{s3} (gr/cm ³)	SD	Mean (gr/cm ³)	ρ_{s1} (gr/cm ³)	ρ_{s2} (gr/cm ³)	ρ_{s3} (gr/cm ³)	SD	Mean (gr/cm ³)
10	10	2,15	2,19	2,20	0,026	2,18	2,2	2,20	2,25	0,028	2,21	2,25	2,20	2,24	0,026	2,23
	20	2,22	2,24	2,29	0,036	2,25	2,29	2,29	2,30	0,005	2,28	2,29	2,30	2,34	0,026	2,31
	30	2,33	2,29	2,34	0,026	2,32	2,39	2,39	2,36	0,017	2,35	2,35	2,39	2,40	0,026	2,38
	40	2,34	2,41	2,45	0,055	2,4	2,41	2,41	2,43	0,011	2,43	2,48	2,48	2,42	0,034	2,46
20	10	2,15	2,25	2,26	0,061	2,22	2,29	2,29	2,26	0,017	2,24	2,24	2,28	2,29	0,026	2,27
	20	2,22	2,35	2,30	0,065	2,29	2,33	2,33	2,35	0,011	2,32	2,31	2,35	2,36	0,026	2,34
	30	2,32	2,38	2,38	0,034	2,36	2,41	2,41	2,40	0,005	2,39	2,42	2,43	2,41	0,010	2,42
	40	2,45	2,44	2,43	0,010	2,44	2,48	2,48	2,47	0,005	2,46	2,43	2,48	2,47	0,026	2,46
30	10	2,22	2,23	2,21	0,010	2,22	2,24	2,24	2,27	0,017	2,25	2,27	2,29	2,28	0,010	2,28
	20	2,29	2,28	2,27	0,010	2,28	2,38	2,38	2,37	0,005	2,35	2,3	2,37	2,38	0,043	2,35
	30	2,35	2,37	2,33	0,020	2,35	2,41	2,41	2,40	0,005	2,4	2,4	2,39	2,41	0,010	2,4
	40	2,38	2,39	2,40	0,010	2,39	2,43	2,43	2,42	0,005	2,44	2,44	2,48	2,49	0,026	2,47
40	10	2,23	2,26	2,26	0,017	2,25	2,27	2,27	2,28	0,005	2,26	2,26	2,31	2,30	0,026	2,29
	20	2,32	2,31	2,30	0,010	2,31	2,29	2,29	2,30	0,007	2,30	2,32	2,37	2,39	0,036	2,36
	30	2,43	2,39	2,41	0,020	2,41	2,4	2,40	2,42	0,011	2,41	2,4	2,45	2,47	0,036	2,44
	40	2,48	2,44	2,43	0,026	2,45	2,47	2,47	2,49	0,011	2,48	2,51	2,50	2,52	0,010	2,51

Tabel A.6. Densitas Sintering Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 500°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	500°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		ρMean (gr/cm ³)	SD	ρMean (gr/cm ³)	SD	ρMean (gr/cm ³)	SD
10	10	2,04	0,036	2,1	0,010	2,12	0,010
	20	2,11	0,010	2,17	0,026	2,19	0,026
	30	2,18	0,026	2,21	0,017	2,27	0,010
	40	2,25	0,010	2,28	0,010	2,34	0,010
20	10	2,08	0,010	2,1	0,181	2,16	0,010
	20	2,15	0,020	2,17	0,010	2,23	0,010
	30	2,25	0,026	2,27	0,017	2,30	0,010
	40	2,32	0,026	2,35	0,010	2,38	0,017
30	10	2,17	0,026	2,2	0,010	2,22	0,010
	20	2,24	0,017	2,27	0,010	2,30	0,010
	30	2,28	0,036	2,34	0,010	2,34	0,010
	40	2,36	0,026	2,38	0,026	2,41	0,010
40	10	2,2	0,010	2,23	0,017	2,26	0,026
	20	2,28	0,010	2,3	0,020	2,33	0,010
	30	2,35	0,026	2,38	0,010	2,39	0,020
	40	2,42	0,026	2,43	0,049	2,45	0,026

Tabel A.7. Densitas Sintering Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 550°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	550°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		ρMean (gr/cm3)	SD	ρMean (gr/cm3)	SD	ρMean (gr/cm3)	SD
10	10	2,07	0,030	2,12	0,026	2,15	0,026
	20	2,14	0,036	2,19	0,026	2,22	0,043
	30	2,21	0,010	2,24	0,026	2,3	0,062
	40	2,31	0,017	2,34	0,036	2,37	0,026
20	10	2,10	0,079	2,13	0,026	2,19	0,026
	20	2,17	0,010	2,20	0,020	2,26	0,010
	30	2,27	0,026	2,30	0,062	2,33	0,026
	40	2,35	0,026	2,38	0,036	2,41	0,017
30	10	2,20	0,065	2,22	0,052	2,28	0,026
	20	2,27	0,010	2,30	0,055	2,32	0,060
	30	2,31	0,078	2,37	0,043	2,4	0,036
	40	2,38	0,020	2,41	0,026	2,44	0,036
40	10	2,23	0,043	2,26	0,036	2,27	0,043
	20	2,30	0,062	2,33	0,052	2,34	0,072
	30	2,38	0,026	2,41	0,026	2,42	0,036
	40	2,42	0,026	2,45	0,052	2,49	0,017

Tabel A.8. Densitas Sintering Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 600°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	600°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		ρMean (gr/cm ³)	SD	ρMean (gr/cm ³)	SD	ρMean (gr/cm ³)	SD
10	10	2,18	0,026	2,21	0,028	2,23	0,026
	20	2,25	0,036	2,28	0,005	2,31	0,026
	30	2,32	0,026	2,35	0,017	2,38	0,026
	40	2,40	0,055	2,43	0,011	2,46	0,034
20	10	2,22	0,061	2,24	0,017	2,27	0,026
	20	2,29	0,065	2,32	0,011	2,34	0,026
	30	2,36	0,034	2,39	0,005	2,42	0,010
	40	2,44	0,010	2,46	0,005	2,46	0,026
30	10	2,22	0,010	2,25	0,017	2,28	0,010
	20	2,28	0,010	2,35	0,005	2,35	0,043
	30	2,35	0,020	2,40	0,005	2,40	0,010
	40	2,39	0,010	2,44	0,005	2,47	0,026
40	10	2,25	0,017	2,26	0,005	2,29	0,026
	20	2,31	0,010	2,30	0,007	2,36	0,036
	30	2,41	0,020	2,41	0,011	2,44	0,036
	40	2,45	0,026	2,48	0,011	2,51	0,010

Tabel A.9. Porositas Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	500°C			550°C			600°C		
		2 Jam	4 Jam	6 Jam	2 Jam	4 Jam	6 Jam	2 Jam	4 Jam	6 Jam
		P	P	P	P	P	P	P	P	P
10	10	0,26	0,24	0,23	0,25	0,23	0,22	0,21	0,2	0,19
	20	0,25	0,23	0,22	0,24	0,22	0,21	0,2	0,19	0,18
	30	0,24	0,23	0,21	0,23	0,22	0,2	0,19	0,18	0,17
	40	0,23	0,22	0,2	0,21	0,2	0,19	0,18	0,17	0,16
20	10	0,25	0,24	0,22	0,24	0,23	0,21	0,2	0,19	0,18
	20	0,24	0,23	0,21	0,23	0,22	0,2	0,19	0,18	0,17
	30	0,22	0,21	0,2	0,21	0,20	0,19	0,18	0,17	0,16
	40	0,21	0,2	0,19	0,2	0,19	0,18	0,17	0,16	0,16
30	10	0,22	0,21	0,2	0,21	0,2	0,18	0,2	0,19	0,18
	20	0,21	0,2	0,19	0,2	0,19	0,18	0,18	0,17	0,17
	30	0,21	0,19	0,19	0,2	0,18	0,17	0,31	0,17	0,17
	40	0,2	0,19	0,18	0,19	0,18	0,17	0,2	0,17	0,16
40	10	0,21	0,2	0,19	0,2	0,19	0,18	0,2	0,19	0,18
	20	0,2	0,19	0,18	0,19	0,18	0,17	0,21	0,19	0,17
	30	0,19	0,18	0,17	0,18	0,17	0,16	0,18	0,17	0,16
	40	0,18	0,17	0,16	0,18	0,17	0,16	0,17	0,16	0,15

Tabel A.10. Porositas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 500°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Porositas (P) TS 500°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		P 1	P 2	P 3	SD	Mean	P 1	P 2	P 3	SD	Mean	P 1	P 2	P 3	SD	Mean
10	10	0,24	0,26	0,27	0,015	0,26	0,20	0,24	0,24	0,023	0,24	0,23	0,22	0,23	0,005	0,23
	20	0,25	0,25	0,24	0,005	0,25	0,21	0,23	0,23	0,011	0,23	0,21	0,23	0,22	0,010	0,22
	30	0,23	0,24	0,24	0,005	0,24	0,22	0,23	0,23	0,005	0,23	0,21	0,20	0,21	0,005	0,21
	40	0,22	0,23	0,23	0,005	0,23	0,21	0,22	0,22	0,005	0,22	0,20	0,19	0,20	0,005	0,2
20	10	0,25	0,24	0,25	0,005	0,25	0,31	0,20	0,20	0,063	0,24	0,22	0,21	0,22	0,005	0,22
	20	0,23	0,24	0,24	0,005	0,24	0,22	0,23	0,23	0,005	0,23	0,21	0,21	0,20	0,005	0,21
	30	0,20	0,22	0,22	0,011	0,22	0,20	0,21	0,21	0,005	0,21	0,19	0,20	0,20	0,005	0,20
	40	0,20	0,21	0,21	0,005	0,21	0,19	0,20	0,20	0,005	0,2	0,18	0,19	0,19	0,005	0,19
30	10	0,21	0,22	0,22	0,005	0,22	0,21	0,21	0,20	0,005	0,21	0,20	0,19	0,20	0,005	0,20
	20	0,20	0,21	0,20	0,005	0,21	0,19	0,20	0,20	0,005	0,2	0,19	0,18	0,19	0,005	0,19
	30	0,19	0,21	0,22	0,015	0,21	0,18	0,19	0,19	0,005	0,19	0,19	0,19	0,18	0,005	0,19
	40	0,18	0,20	0,20	0,011	0,20	0,18	0,20	0,19	0,01	0,19	0,17	0,18	0,18	0,005	0,18
40	10	0,21	0,21	0,20	0,005	0,21	0,19	0,21	0,19	0,011	0,20	0,20	0,18	0,18	0,011	0,19
	20	0,19	0,20	0,20	0,005	0,20	0,20	0,19	0,18	0,010	0,19	0,18	0,17	0,18	0,005	0,18
	30	0,18	0,19	0,19	0,005	0,19	0,17	0,18	0,18	0,005	0,18	0,17	0,18	0,17	0,005	0,17
	40	0,24	0,26	0,27	0,015	0,18	0,16	0,18	0,18	0,011	0,17	0,16	0,17	0,17	0,005	0,16

Tabel A.11. Porositas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 550°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Porositas (P) TS 550°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		P 1	P 2	P 3	SD	Mean	P 1	P 2	P 3	SD	Mean	P 1	P 2	P 3	SD	Mean
10	10	0,26	0,25	0,24	0,010	0,25	0,23	0,24	0,22	0,010	0,23	0,23	0,21	0,21	0,011	0,22
	20	0,25	0,23	0,23	0,011	0,24	0,23	0,21	0,21	0,011	0,22	0,23	0,20	0,20	0,017	0,21
	30	0,23	0,23	0,22	0,005	0,23	0,23	0,21	0,21	0,011	0,22	0,22	0,18	0,19	0,021	0,20
	40	0,21	0,21	0,20	0,005	0,21	0,18	0,20	0,21	0,015	0,20	0,18	0,19	0,19	0,005	0,19
20	10	0,27	0,23	0,22	0,026	0,24	0,24	0,22	0,22	0,011	0,23	0,22	0,20	0,20	0,011	0,21
	20	0,23	0,22	0,23	0,005	0,23	0,22	0,22	0,21	0,005	0,22	0,20	0,20	0,19	0,005	0,2
	30	0,22	0,20	0,20	0,011	0,21	0,22	0,18	0,19	0,020	0,20	0,18	0,20	0,18	0,011	0,19
	40	0,21	0,19	0,19	0,011	0,20	0,17	0,20	0,19	0,015	0,19	0,17	0,18	0,17	0,005	0,18
30	10	0,23	0,20	0,18	0,025	0,21	0,22	0,19	0,18	0,020	0,20	0,19	0,17	0,17	0,011	0,18
	20	0,20	0,19	0,20	0,005	0,20	0,21	0,18	0,17	0,021	0,19	0,20	0,16	0,17	0,020	0,18
	30	0,23	0,18	0,18	0,028	0,20	0,19	0,17	0,17	0,011	0,18	0,18	0,16	0,16	0,011	0,17
	40	0,18	0,20	0,19	0,010	0,19	0,19	0,17	0,17	0,011	0,18	0,18	0,16	0,16	0,011	0,17
40	10	0,22	0,19	0,19	0,017	0,20	0,20	0,18	0,18	0,011	0,19	0,20	0,18	0,17	0,015	0,18
	20	0,21	0,17	0,18	0,020	0,19	0,20	0,16	0,17	0,021	0,18	0,20	0,15	0,17	0,025	0,17
	30	0,19	0,17	0,17	0,011	0,18	0,16	0,17	0,17	0,005	0,17	0,18	0,16	0,15	0,015	0,16
	40	0,17	0,18	0,18	0,005	0,18	0,15	0,18	0,17	0,015	0,17	0,15	0,16	0,15	0,005	0,16

Tabel A.12. Porositas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 600°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Porositas (P) Ts 600°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		P 1	P 2	P 3	SD	Mean	P 1	P 2	P 3	SD	Mean	P 1	P 2	P 3	SD	Mean
10	10	0,22	0,20	0,20	0,011	0,21	0,20	0,20	0,18	0,011	0,2	0,18	0,20	0,18	0,009	0,19
	20	0,21	0,20	0,18	0,015	0,20	0,18	0,18	0,18	0,002	0,19	0,18	0,18	0,17	0,009	0,18
	30	0,18	0,20	0,18	0,011	0,19	0,16	0,16	0,17	0,006	0,18	0,18	0,16	0,16	0,009	0,17
	40	0,20	0,17	0,16	0,020	0,18	0,17	0,17	0,17	0,003	0,17	0,15	0,15	0,17	0,011	0,16
20	10	0,22	0,18	0,18	0,02	0,20	0,17	0,17	0,18	0,006	0,19	0,19	0,17	0,17	0,009	0,18
	20	0,21	0,16	0,18	0,025	0,19	0,17	0,17	0,16	0,004	0,18	0,18	0,16	0,16	0,009	0,17
	30	0,19	0,17	0,17	0,011	0,18	0,16	0,16	0,16	0,002	0,17	0,16	0,15	0,16	0,003	0,16
	40	0,16	0,17	0,17	0,005	0,17	0,15	0,15	0,15	0,001	0,16	0,17	0,15	0,15	0,008	0,16
30	10	0,20	0,19	0,20	0,005	0,20	0,19	0,19	0,18	0,006	0,19	0,18	0,17	0,18	0,003	0,18
	20	0,19	0,19	0,20	0,005	0,18	0,16	0,16	0,16	0,002	0,17	0,19	0,16	0,16	0,015	0,17
	30	0,18	0,18	0,19	0,005	0,31	0,16	0,16	0,17	0,001	0,17	0,17	0,17	0,16	0,003	0,17
	40	0,19	0,18	0,18	0,005	0,20	0,17	0,17	0,17	0,001	0,17	0,17	0,15	0,15	0,008	0,16
40	10	0,20	0,19	0,19	0,005	0,20	0,18	0,18	0,18	0,002	0,19	0,19	0,17	0,17	0,009	0,18
	20	0,18	0,18	0,19	0,005	0,21	0,19	0,19	0,19	0,002	0,19	0,18	0,16	0,16	0,012	0,17
	30	0,16	0,17	0,17	0,005	0,18	0,17	0,17	0,16	0,003	0,17	0,17	0,15	0,14	0,012	0,16
	40	0,16	0,17	0,17	0,005	0,17	0,16	0,16	0,15	0,003	0,16	0,15	0,15	0,14	0,003	0,15

Tabel A.13. Porositas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 500°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	500°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		Mean	SD	Mean	SD	Mean	SD
10	10	0,26	0,015	0,24	0,023	0,23	0,005
	20	0,25	0,005	0,23	0,011	0,22	0,010
	30	0,24	0,005	0,23	0,005	0,21	0,005
	40	0,23	0,005	0,22	0,005	0,20	0,005
20	10	0,25	0,005	0,24	0,063	0,22	0,005
	20	0,24	0,005	0,23	0,005	0,21	0,005
	30	0,22	0,011	0,21	0,005	0,20	0,005
	40	0,21	0,005	0,20	0,005	0,19	0,005
30	10	0,22	0,005	0,21	0,005	0,2	0,005
	20	0,21	0,005	0,20	0,005	0,19	0,005
	30	0,21	0,015	0,19	0,005	0,19	0,005
	40	0,20	0,011	0,19	0,010	0,18	0,005
40	10	0,21	0,005	0,20	0,011	0,19	0,011
	20	0,20	0,005	0,19	0,010	0,18	0,005
	30	0,19	0,005	0,18	0,005	0,17	0,005
	40	0,18	0,015	0,17	0,011	0,16	0,005

Tabel A.14. Porositas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 550°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	550°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		Mean	SD	Mean	SD	Mean	SD
10	10	0,25	0,010	0,23	0,010	0,22	0,011
	20	0,24	0,011	0,22	0,011	0,21	0,017
	30	0,23	0,005	0,22	0,011	0,20	0,021
	40	0,21	0,005	0,20	0,015	0,19	0,005
20	10	0,24	0,026	0,23	0,011	0,21	0,011
	20	0,23	0,005	0,22	0,005	0,20	0,005
	30	0,21	0,011	0,20	0,020	0,19	0,011
	40	0,20	0,011	0,19	0,015	0,18	0,005
30	10	0,21	0,025	0,20	0,020	0,18	0,011
	20	0,20	0,005	0,19	0,021	0,18	0,020
	30	0,20	0,028	0,18	0,011	0,17	0,011
	40	0,19	0,010	0,18	0,011	0,17	0,011
40	10	0,20	0,017	0,19	0,011	0,18	0,015
	20	0,19	0,020	0,18	0,021	0,17	0,025
	30	0,18	0,011	0,17	0,005	0,16	0,015
	40	0,18	0,005	0,17	0,015	0,16	0,005

Tabel A.15. Porositas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Ts 600°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	600°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		Mean	SD	Mean	SD	Mean	SD
10	10	0,21	0,011	0,2	0,011	0,19	0,009
	20	0,20	0,015	0,19	0,002	0,18	0,009
	30	0,19	0,011	0,18	0,006	0,17	0,009
	40	0,18	0,020	0,17	0,003	0,16	0,011
20	10	0,20	0,020	0,19	0,006	0,18	0,009
	20	0,19	0,025	0,18	0,004	0,17	0,009
	30	0,18	0,011	0,17	0,002	0,16	0,003
	40	0,17	0,005	0,16	0,001	0,16	0,008
30	10	0,20	0,005	0,19	0,006	0,18	0,003
	20	0,18	0,005	0,17	0,002	0,17	0,015
	30	0,31	0,005	0,17	0,001	0,17	0,003
	40	0,20	0,005	0,17	0,001	0,16	0,008
40	10	0,20	0,005	0,19	0,002	0,18	0,009
	20	0,21	0,005	0,19	0,002	0,17	0,012
	30	0,18	0,005	0,17	0,003	0,16	0,012
	40	0,17	0,005	0,16	0,003	0,15	0,003

Tabel A.16. Defleksi Eksperimental Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 500°C

Vf SiC	Vf Al ₂ O ₃	Defleksi pada Ts 500°C								
		2 Jam			4 Jam			6 Jam		
		h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)	h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)	h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)
10%	10%	2,8	2,5	2,6	2,5	2,6	2,6	2,5	2,5	2,5
	20%	2,6	2,5	2,5	2,4	2,5	2,4	2,3	2,5	2,4
	30%	2,3	2,3	2,4	2,4	2,3	2,3	2,4	2,3	2,2
	40%	2,1	2,2	2,3	2,1	2,1	2,2	2,1	2,2	2,1
20%	10%	2,4	2,3	2,2	2,4	2,3	2,2	2,5	2,2	2,1
	20%	2,2	2,2	2,2	2,4	2,1	2,1	2,1	2,2	2,2
	30%	2,1	2,0	2,1	2,0	2,1	2,1	2,1	1,9	2,0
	40%	2,1	1,9	1,9	2,0	1,9	1,9	1,9	1,9	1,8
30%	10%	2,1	2,1	2,0	2,1	2,0	2,0	2,1	2,1	2,0
	20%	2,0	2,0	1,9	2,0	1,9	1,9	2,0	1,9	1,9
	30%	2,0	1,9	1,7	1,8	1,8	1,8	1,8	1,7	1,8
	40%	1,8	1,7	1,7	1,8	1,7	1,7	1,8	1,6	1,6
40%	10%	2,0	1,8	1,8	1,9	1,9	1,8	1,9	1,9	1,8
	20%	1,8	1,7	1,8	1,8	1,7	1,7	1,8	1,7	1,7
	30%	1,7	1,7	1,7	1,7	1,6	1,5	1,6	1,5	1,5
	40%	1,7	1,6	1,5	1,6	1,4	1,5	1,5	1,4	1,5

Diketahui : F = 200 kN; L : 0,07 m, b : 0,01 m; d : 0,002 m, $E_b = (L^3m)/(4bd^3)$; $m = F/h$

17. Defleksi Eksperimental Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 550°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Defleksi pada Ts 500°C								
		2 Jam			4 Jam			6 Jam		
		h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)	h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)	h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)
10	10	2,7	2,6	2,5	2,7	2,5	2,4	2,7	2,6	2,3
	20	2,6	2,5	2,4	2,3	2,5	2,6	2,5	2,5	2,2
	30	2,3	2,3	2,3	2,4	2,3	2,2	2,7	2,1	2,1
	40	2,3	2,1	2,1	2,0	2,2	2,3	2,1	2,2	2
20	10	2,3	2,3	2,3	2,3	2,2	2,2	2,4	2,2	2,1
	20	2,4	2,2	2,1	2,3	2,1	2,2	2,2	2,1	2,1
	30	2,2	2,1	1,9	2,1	2,1	1,9	2,3	1,9	1,8
	40	2,0	1,9	1,9	1,8	1,9	2,1	2,1	1,7	1,8
30	10	2,0	2,1	2,0	2,2	1,9	2,0	2,0	2,1	1,9
	20	2,0	1,9	1,9	2	1,9	2,0	2,2	1,8	1,8
	30	1,9	1,7	1,8	1,8	1,7	1,9	1,9	1,7	1,7
	40	1,9	1,7	1,7	1,9	1,6	1,6	1,7	1,6	1,5
40	10	1,9	1,9	1,9	2,0	1,9	1,7	1,9	1,9	1,8
	20	1,8	1,7	1,7	2,1	1,6	1,6	1,9	1,6	1,7
	30	1,6	1,6	1,6	1,7	1,5	1,6	1,6	1,6	1,6
	40	1,5	1,6	1,5	1,6	1,4	1,5	1,5	1,5	1,5

Tabel A.18. Defleksi Eksperimental Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 600°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Defleksi pada T _s 600°C								
		2 Jam			4 Jam			6 Jam		
		h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)	h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)	h 1 (mm)	h 2 (mm)	h 3 (mm)
10	10	2,4	2,5	2,4	2,2	2,6	2,5	2,6	2,3	2,2
	20	2,3	2,4	2,3	2,3	2,3	2,2	2,3	2,0	2,1
	30	2,3	2,1	2,2	2,6	2,1	1,9	2,0	1,9	1,9
	40	2,1	2,1	2,1	1,9	1,9	1,8	2,0	1,6	1,7
20	10	2,3	2,2	2,2	2,3	2,1	2,0	2,2	2,1	2,1
	20	2,0	2,1	2,1	2,1	1,9	1,9	2,0	1,8	1,9
	30	1,9	2,1	2,0	1,9	1,7	1,7	2,0	1,6	1,6
	40	1,9	1,9	1,8	1,8	1,7	1,7	1,7	1,5	1,5
30	10	2,1	2,0	1,9	1,8	2,1	2,0	2,0	1,9	1,9
	20	2,0	1,8	1,8	1,6	1,9	1,9	2	1,6	1,7
	30	1,8	1,8	1,7	1,5	1,7	1,8	1,6	1,6	1,5
	40	1,8	1,6	1,6	1,6	1,5	1,7	1,4	1,5	1,4
40	10	1,9	1,8	1,7	1,8	1,8	1,7	1,8	1,7	1,7
	20	1,7	1,7	1,6	1,8	1,5	1,6	1,7	1,5	1,6
	30	1,6	1,6	1,6	1,5	1,6	1,5	1,5	1,4	1,4
	40	1,5	1,5	1,5	1,4	1,4	1,4	1,3	1,3	1,3

Tabel A.19. Modulus Elastisitas Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Lower Bound	Upper Bound	E (GPa) 500°C			E (GPa) 550°C			E (GPa) 600°C		
				2 Jam	4 Jam	6 Jam	2 Jam	4 Jam	6 Jam	2 Jam	4 Jam	6 Jam
10	10	84,31	96,90	80,23	82,35	83,55	81,55	82,76	83,98	86,22	87,35	89,26
	20	88,51	113,31	83,22	86,87	87,20	84,79	86,38	87,90	89,51	92,11	98,23
	30	93,14	129,73	89,51	90,76	91,22	90,57	91,17	92,86	94,34	97,35	109,26
	40	98,27	146,14	94,69	96,69	97,37	95,66	97,83	98,99	99,87	114,22	120,98
20	10	94,00	105,84	90,91	91,52	92,22	91,34	92,77	93,45	95,15	97,02	98,57
	20	99,08	122,29	93,82	95,08	97,10	95,75	96,35	98,66	101,13	105,24	109,56
	30	104,71	138,75	100,02	102,55	103,76	101,22	103,98	105,21	106,45	117,23	121,17
	40	110,99	155,21	105,55	108,59	111,89	106,87	109,91	111,73	112,19	121,57	132,31
30	10	104,16	115,25	100,27	101,98	102,44	101,99	102,67	103,46	105,27	107,21	108,34
	20	110,17	131,77	105,57	108,35	108,55	106,56	107,59	109,63	112,23	115,56	120,12
	30	116,86	148,30	112,05	115,57	117,22	115,72	116,55	117,37	117,99	125,07	131,57
	40	124,34	164,85	120,67	122,35	124,54	113,32	124,59	130,77	125,31	131,35	145,72
40	10	114,85	125,16	111,66	112,35	113,78	111,44	112,35	113,87	115,85	117,33	119,52
	20	121,83	141,78	119,22	118,79	120,50	119,56	120,23	121,97	123,17	127,11	130,89
	30	129,62	158,43	123,76	130,21	135,76	128,57	129,76	130,71	130,12	138,01	144,17
	40	138,34	175,12	130,55	139,82	141,58	136,50	138,76	139,87	139,41	149,77	157,81

Tabel A.20. Modulus Elastisitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 500°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Modulus Elastisitas (E) Ts 500°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)	E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)	E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)
10	10	75,57	83,45	81,67	4,13	80,23	85,38	80,22	81,45	2,69	82,35	83,31	84,56	82,78	0,91	83,55
	20	79,44	85,66	84,56	3,31	83,22	87,48	85,69	87,44	1,02	86,87	89,87	85,24	86,49	2,39	87,20
	30	89,53	90,21	88,79	0,71	89,51	87,93	92,57	91,78	2,48	90,76	88,43	90,35	94,88	3,31	91,22
	40	98,36	95,36	90,35	4,04	94,69	98,2	98,30	93,57	2,70	96,69	97,75	94,34	100,02	2,85	97,37
20	10	87,37	91,57	93,79	3,26	90,91	89,08	90,23	95,25	3,28	91,52	85,16	93,47	98,03	6,52	92,22
	20	93,7	94,22	93,54	0,35	93,82	87,48	98,26	99,50	6,61	95,08	97,95	97,12	96,23	0,86	97,10
	30	98,21	102,59	99,26	2,28	100,02	106,04	100,25	101,36	3,07	102,55	98,15	110,56	102,57	6,29	103,76
	40	99,08	107,89	109,68	5,67	105,55	102,8	110,60	112,37	5,09	108,59	111,45	110,55	113,67	1,60	111,89
30	10	98,55	99,69	102,57	2,07	100,27	98,93	102,23	104,78	2,93	101,98	101,62	100,45	105,25	2,50	102,44
	20	106,75	102,57	107,39	2,61	105,57	103,55	110,25	111,25	4,18	108,35	106,32	110,23	109,10	2,01	108,55
	30	106,57	110,26	119,32	6,56	112,05	113,87	118,58	114,26	2,61	115,57	117,31	119,12	115,23	1,94	117,22
	40	113,24	125,99	122,78	6,63	120,67	117,62	123,67	125,76	4,22	122,35	117,71	129,57	126,34	6,13	124,54
40	10	105,54	113,59	115,85	5,41	111,66	110,04	111,35	115,66	2,94	112,35	109,98	112,47	118,89	4,59	113,78
	20	118,33	120,76	118,57	1,33	119,22	114,85	119,54	121,98	3,62	118,79	113,27	124,67	123,56	6,28	120,50
	30	125,05	125,76	120,47	2,87	123,76	123,54	132,53	134,56	5,86	130,21	129,81	137,67	139,80	5,26	135,76
	40	124,39	132,01	135,25	5,57	130,55	133,8	145,31	140,35	5,77	139,82	136,48	145,78	142,48	4,71	141,58

Tabel A.21. Modulus Elastisitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 550°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Modulus Elastisitas (E) T _s 550°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)	E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)	E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)
10	10	77,74	82,35	84,56	3,47	81,55	77,46	83,45	87,37	4,99	82,76	78,75	81,67	91,52	6,69	83,98
	20	81,67	85,36	87,34	2,87	84,79	91,12	85,66	82,36	4,42	86,38	84,06	84,56	95,08	6,22	87,90
	30	90,02	89,34	92,35	1,57	90,57	86,86	90,21	96,44	4,86	91,17	79,24	98,79	100,55	11,82	92,86
	40	90,28	98,37	98,33	4,65	95,66	105,68	95,36	92,45	6,95	97,83	100,03	94,35	102,59	4,21	98,99
20	10	92,49	90,25	91,28	1,12	91,34	89,58	95,25	93,48	2,90	92,77	86,06	95,55	98,74	6,59	93,45
	20	88,98	96,89	101,38	6,27	95,75	92,33	99,50	97,22	3,66	96,35	95,27	101,03	99,68	3,01	98,66
	30	94,1	99,27	110,29	8,26	101,22	100,3	101,36	110,28	5,48	103,98	89,91	110,20	115,52	13,51	105,21
	40	102,66	108,57	109,38	3,66	106,87	117,08	112,37	100,28	8,66	109,91	99,03	120,27	115,89	11,21	111,73
30	10	102,95	100,66	102,36	1,18	101,99	94,06	110,68	103,27	8,32	102,67	103,04	100,02	107,32	3,66	103,46
	20	102,83	109,27	107,58	3,33	106,56	106,87	110,88	105,02	2,99	107,59	94,39	115,87	118,63	13,27	109,63
	30	110,53	119,35	117,28	4,61	115,72	117,2	121,67	110,78	5,47	116,55	112,38	119,69	120,04	4,32	117,37
	40	112,11	119,29	120,56	4,55	117,32	112,21	131,49	130,07	10,74	124,59	124,67	132,57	135,07	5,42	130,77
40	10	110,74	110,90	112,68	1,07	111,44	106,81	110,89	119,35	6,39	112,35	111,28	112,44	117,89	3,52	113,87
	20	118,01	119,79	120,88	1,44	119,56	100,85	131,39	128,45	16,84	120,23	110,67	131,57	123,67	10,55	121,97
	30	129,81	129,23	126,67	1,67	128,57	122,28	134,55	132,45	6,56	129,76	129,9	129,56	132,67	1,70	130,71
	40	139,23	132,78	137,49	3,33	136,50	130,04	145,46	140,78	7,90	138,76	136,38	140,56	142,67	3,20	139,87

Tabel A.22. Modulus Elastisitas Eksperimental Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 600°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	Modulus Elastisitas (E) T _s 600°C														
		2 Jam					4 Jam					6 Jam				
		E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)	E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)	E 1 (GPa)	E 2 (GPa)	E 3 (GPa)	SD	Mean (GPa)
10	10	87,62	83,66	87,38	2,22	86,22	94,02	82,34	85,69	6,01	87,35	82,21	90,33	95,24	6,58	89,26
	20	91,39	87,58	89,56	1,90	89,51	90,33	90,55	95,45	2,89	92,11	90,88	103,45	100,36	6,55	98,23
	30	89,59	97,65	95,78	4,21	94,34	82,27	99,76	110,02	14,03	97,35	105,05	110,25	112,48	3,81	109,26
	40	100,76	100,76	98,09	1,54	99,87	111,49	112,35	118,82	4,00	114,22	106,57	130,70	125,67	12,73	120,98
20	10	93,01	95,25	97,19	2,09	95,15	90,56	98,26	102,24	5,93	97,02	94,48	99,67	101,56	3,66	98,57
	20	103,66	99,50	100,23	2,22	101,13	97,83	110,66	107,23	6,64	105,24	103,43	113,68	111,57	5,41	109,56
	30	112,01	101,36	105,98	5,34	106,45	111,75	120,56	119,38	4,78	117,23	105,55	130,46	127,5	13,60	121,17
	40	109,11	112,37	115,09	2,99	112,19	116,04	122,98	125,69	4,97	121,57	123,03	135,67	138,23	8,13	132,31
30	10	100,48	106,07	109,26	4,44	105,27	118,38	100,58	102,67	9,72	107,21	103,11	112,44	109,47	4,76	108,34
	20	104,44	114,98	117,27	6,84	112,23	126,64	112,45	107,59	9,89	115,56	104,12	131,57	124,67	14,27	120,12
	30	114,69	118,60	120,68	3,04	117,99	139,2	119,46	116,55	12,32	125,07	127,48	129,56	137,67	5,38	131,57
	40	118,96	130,08	126,89	5,72	125,31	132,47	136,99	124,59	6,27	131,35	150,82	140,56	145,78	5,13	145,72
40	10	112,27	116,08	119,20	3,47	115,85	115,17	117,25	119,57	2,20	117,33	114,55	120,56	123,45	4,54	119,52
	20	120,73	119,55	129,23	5,28	123,17	117,76	134,23	129,34	8,45	127,11	124,11	135,66	132,90	6,03	130,89
	30	128,62	132,29	129,45	1,92	130,12	142,07	132,56	139,40	4,90	138,01	135,06	146,89	150,56	8,10	144,17
	40	136,79	142,89	138,55	3,13	139,41	148,19	152,45	148,67	2,33	149,77	157,11	155,87	160,45	2,36	157,81

Tabel A.23. Modulus Elastisitas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 500°C

Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	500°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		Mean (GPa)	SD	Mean (GPa)	SD	Mean (GPa)	SD
10	10	80,23	4,13	82,35	2,69	83,55	0,91
	20	83,22	3,31	86,87	1,02	87,20	2,39
	30	89,51	0,71	90,76	2,48	91,22	3,31
	40	94,69	4,04	96,69	2,70	97,37	2,85
20	10	90,91	3,26	91,52	3,28	92,22	6,52
	20	93,82	0,35	95,08	6,61	97,10	0,86
	30	100,02	2,28	102,55	3,07	103,76	6,29
	40	105,55	5,67	108,59	5,09	111,89	1,60
30	10	100,27	2,07	101,98	2,93	102,44	2,50
	20	105,57	2,61	108,35	4,18	108,55	2,01
	30	112,05	6,56	115,57	2,61	117,22	1,94
	40	120,67	6,63	122,35	4,22	124,54	6,13
40	10	111,66	5,41	112,35	2,94	113,78	4,59
	20	119,22	1,33	118,79	3,62	120,50	6,28
	30	123,76	2,87	130,21	5,86	135,76	5,26
	40	130,55	5,57	139,82	5,77	141,58	4,71

Tabel A.24. Modulus Elastisitas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 550°C

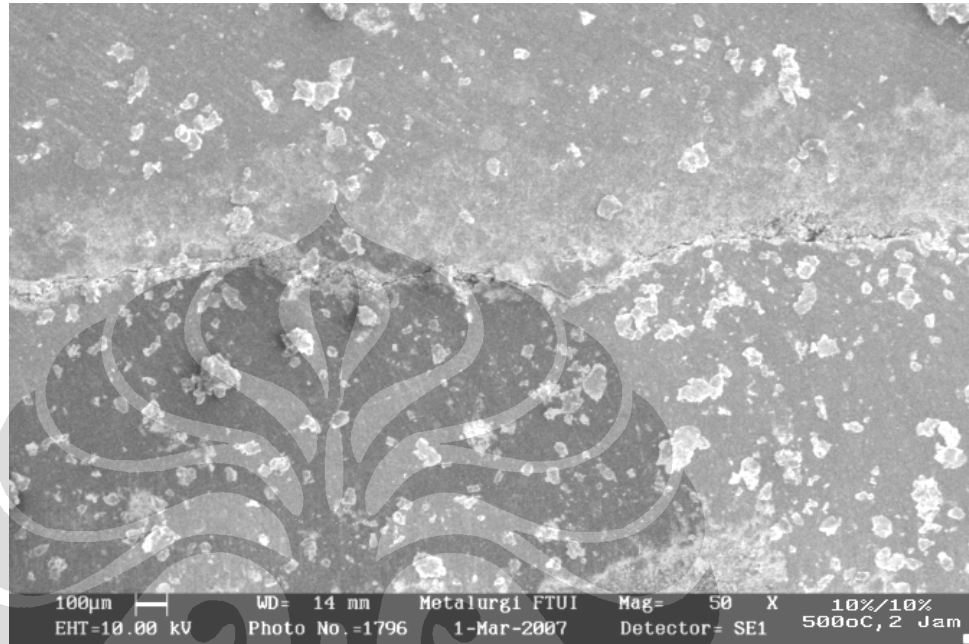
Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	550°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		Mean (GPa)	SD	Mean (GPa)	SD	Mean (GPa)	SD
10	10	81,55	3,47	82,76	4,99	83,98	6,69
	20	84,79	2,87	86,38	4,42	87,90	6,22
	30	90,57	1,57	91,17	4,86	92,86	11,82
	40	95,66	4,65	97,83	6,95	98,99	4,21
20	10	91,34	1,12	92,77	2,90	93,45	6,59
	20	95,75	6,27	96,35	3,66	98,66	3,01
	30	101,22	8,26	103,98	5,48	105,21	13,51
	40	106,87	3,66	109,91	8,66	111,73	11,21
30	10	101,99	1,18	102,67	8,32	103,46	3,66
	20	106,56	3,33	107,59	2,99	109,63	13,27
	30	115,72	4,61	116,55	5,47	117,37	4,32
	40	117,32	4,55	124,59	10,74	130,77	5,42
40	10	111,44	1,07	112,35	6,39	113,87	3,52
	20	119,56	1,44	120,23	16,84	121,97	10,55
	30	128,57	1,67	129,76	6,56	130,71	1,70
	40	136,50	3,33	138,76	7,90	139,87	3,20

Tabel A.25. Modulus Elastisitas Eksperimental Rata-rata Komposit Laminat Hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ Pada Ts 600°C

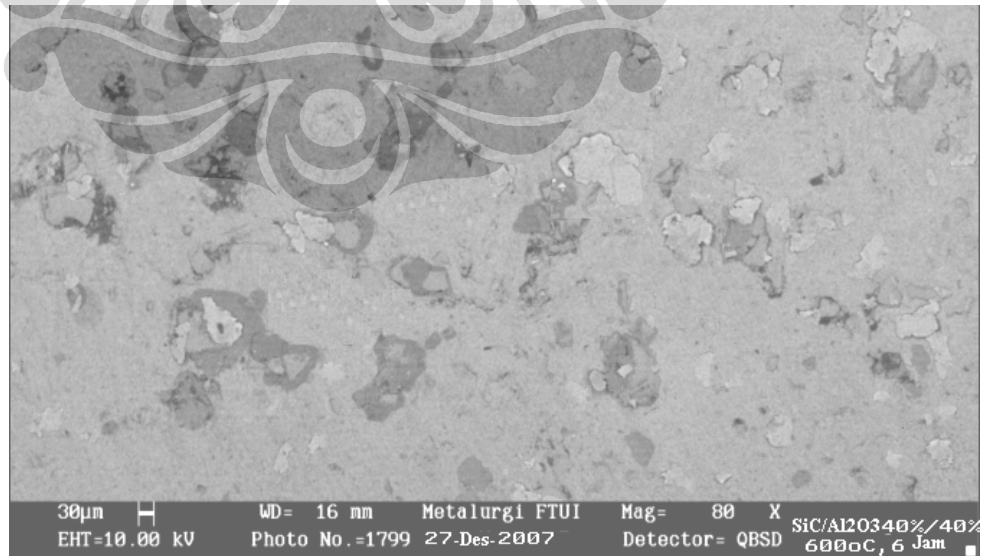
Vf SiC (%)	Vf Al ₂ O ₃ (%)	600°C					
		2 Jam		4 Jam		6 Jam	
		Mean (GPa)	SD	Mean (GPa)	SD	Mean (GPa)	SD
10	10	86,22	2,22	87,35	6,01	89,26	6,58
	20	89,51	1,90	92,11	2,89	98,23	6,55
	30	94,34	4,21	97,35	14,03	109,26	3,81
	40	99,87	1,54	114,22	4,00	120,98	12,73
20	10	95,15	2,09	97,02	5,93	98,57	3,66
	20	101,13	2,22	105,24	6,64	109,56	5,41
	30	106,45	5,34	117,23	4,78	121,17	13,60
	40	112,19	2,99	121,57	4,97	132,31	8,13
30	10	105,27	4,44	107,21	9,72	108,34	4,76
	20	112,23	6,84	115,56	9,89	120,12	14,27
	30	117,99	3,04	125,07	12,32	131,57	5,38
	40	125,31	5,72	131,35	6,27	145,72	5,13
40	10	115,85	3,47	117,33	2,20	119,52	4,54
	20	123,17	5,28	127,11	8,45	130,89	6,03
	30	130,12	1,92	138,01	4,90	144,17	8,10
	40	139,41	3,13	149,77	2,33	157,81	2,36

LAMPIRAN B

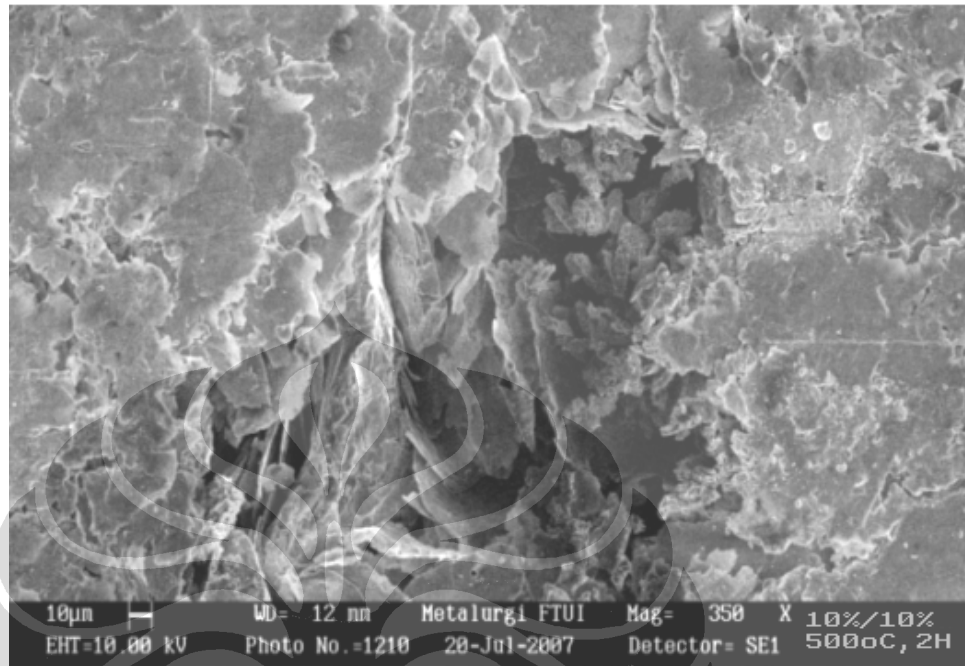
B.1. Mikrostruktur distribusi Penguat pada komposit laminat hibrid pada 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃ 10, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam



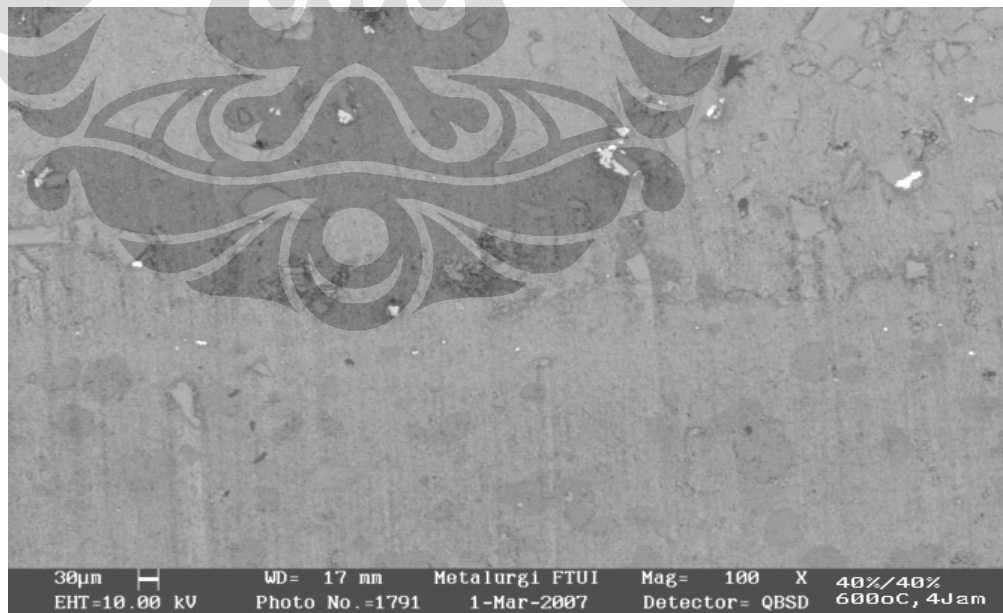
B.2. Mikrostruktur Distribusi penguat pada Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 Jam



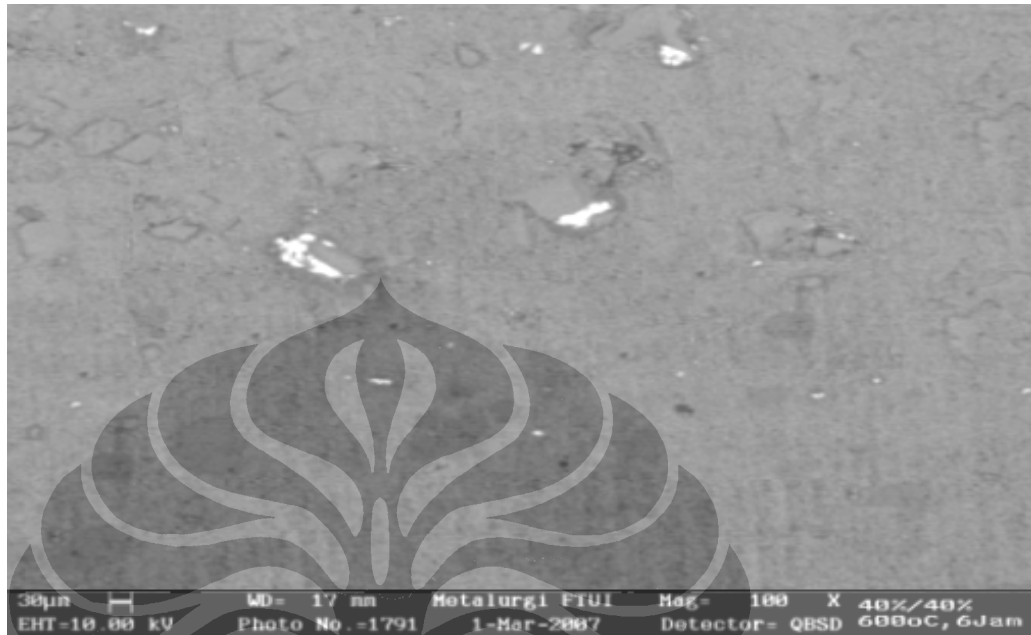
B.3. Mikrostruktur komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 2 jam



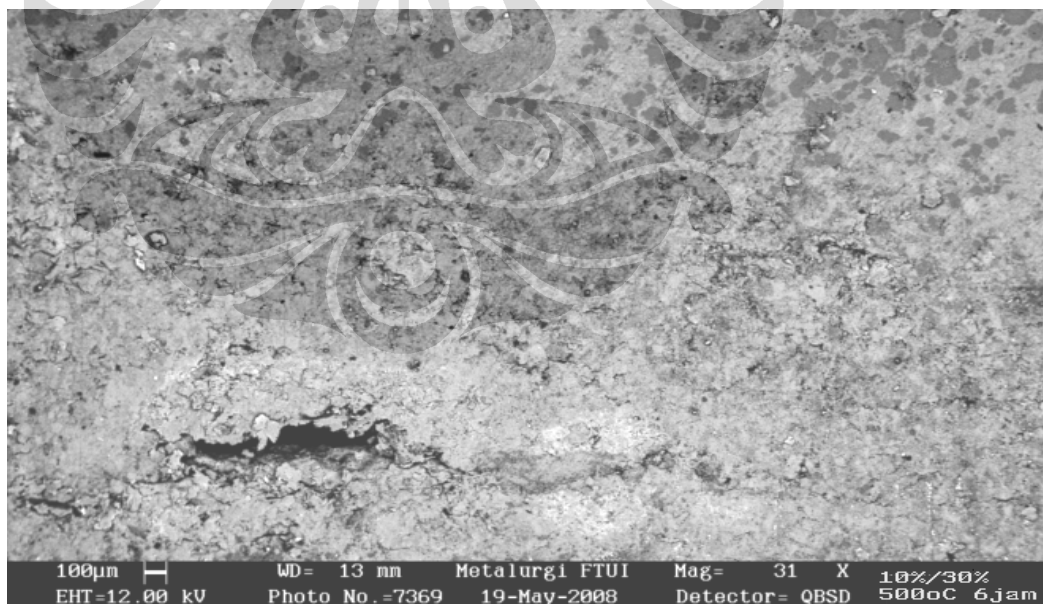
B.4. Mikrostruktur daerah laminasi komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 4jam



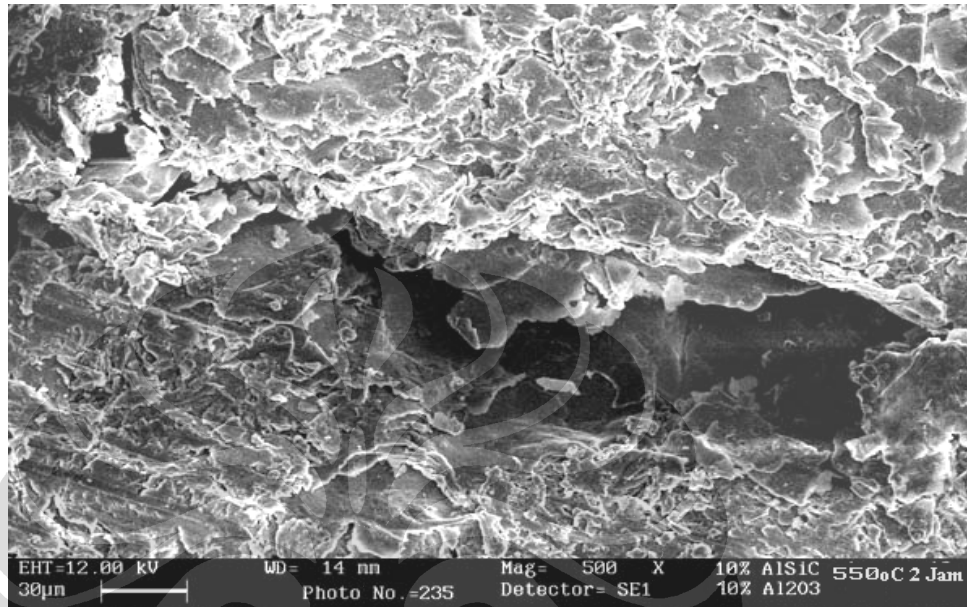
B.5. Mikrostruktur daerah laminasi komposit lamina hybrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan Vf SiC 40%, Vf Al₂O₃ 40%, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam.



B.6. Retak pada daerah laminasi 10%Vf SiC, 30%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 6 Jam



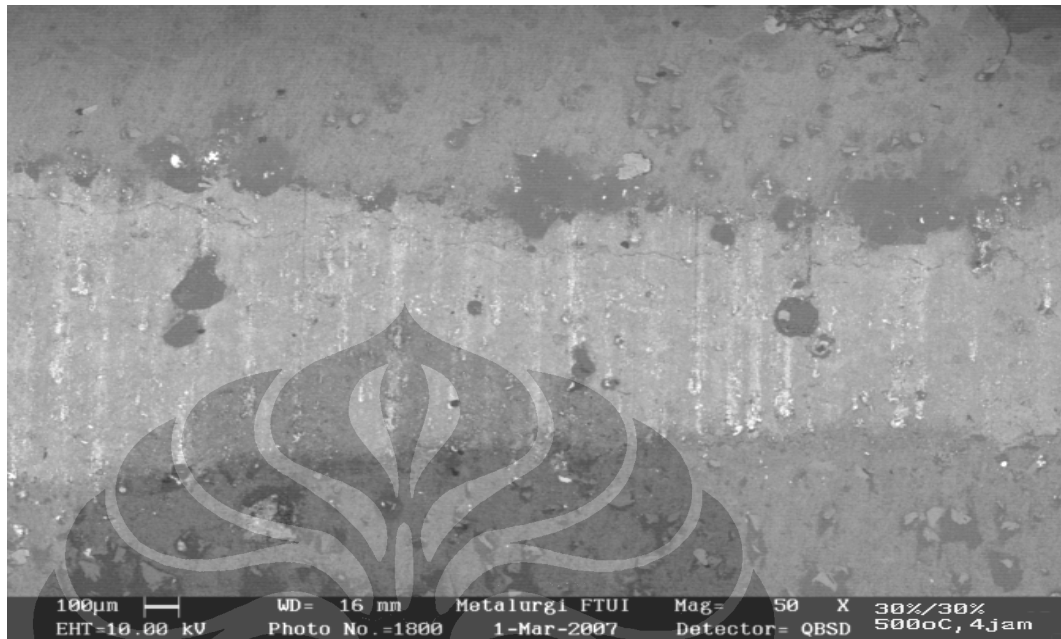
B.7. Delaminasi pada daerah laminasi komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, 10%Vf SiC, 30%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 550°C, waktu tahan sinter 6 jam



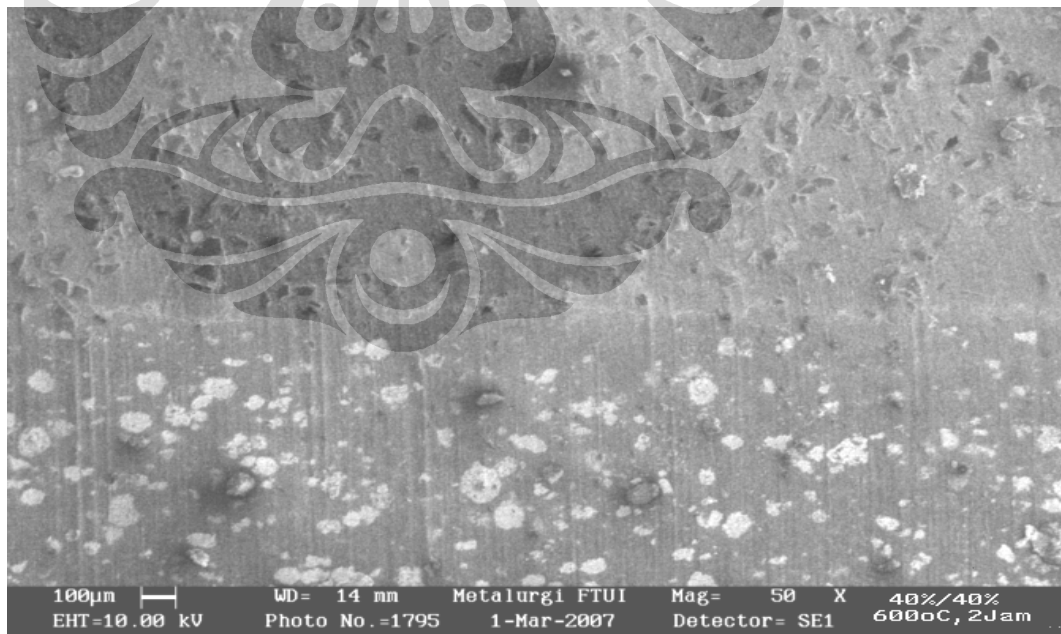
B.8. Retak pada daerah laminasi komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃10%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 550°C, waktu tahan sinter 2 jam



B.9. Mikrostruktur daerah laminasi komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ , 30% Vf SiC, 30%Vf Al₂O₃ , temperatur sinter 500°C, waktu tahan sinter 4 jam

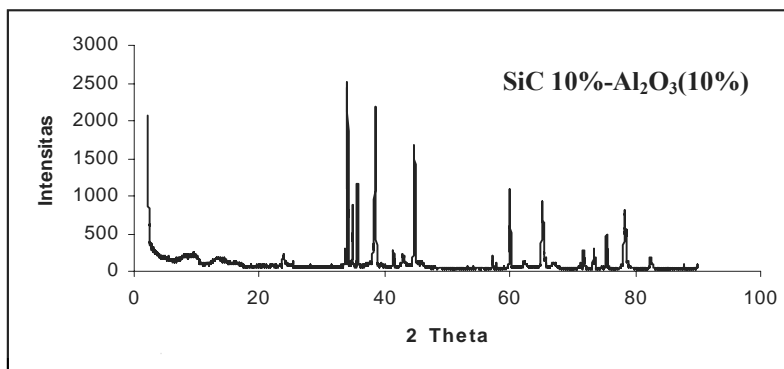
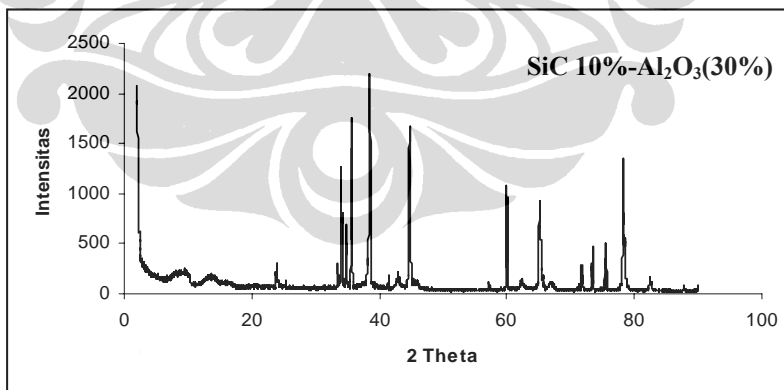
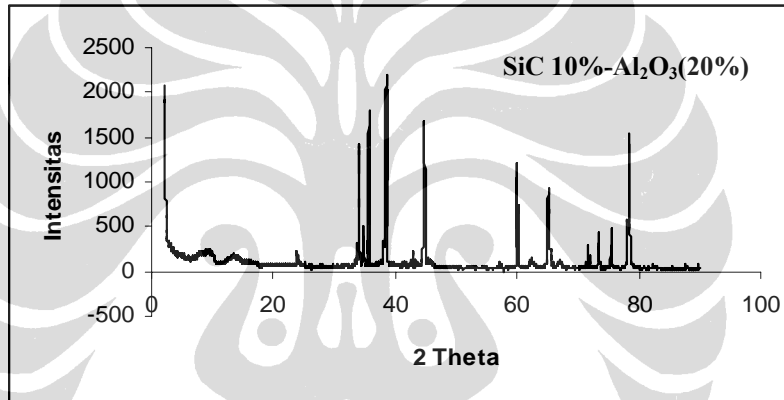
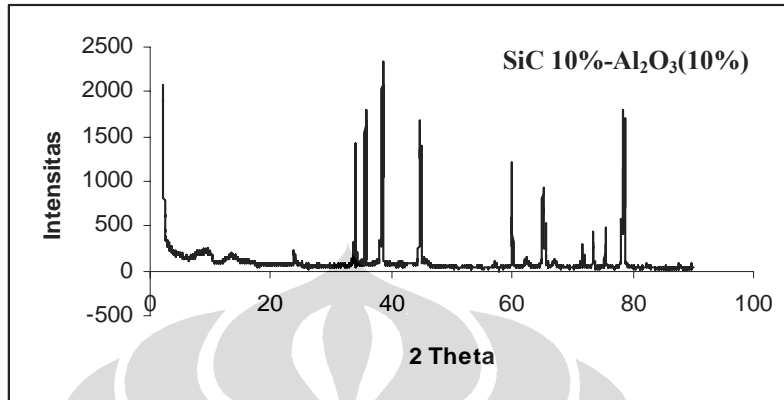


B.10. Mikrostruktur komposit laminat hibrid 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃ , temperatur sinter 600°C, waktu tahan 2 Jam

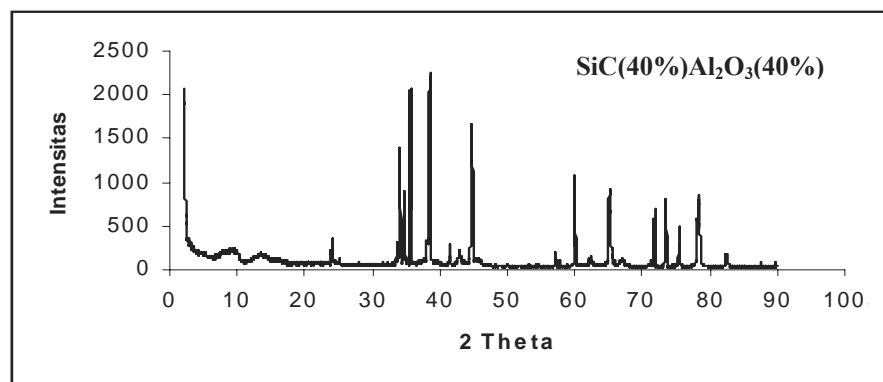
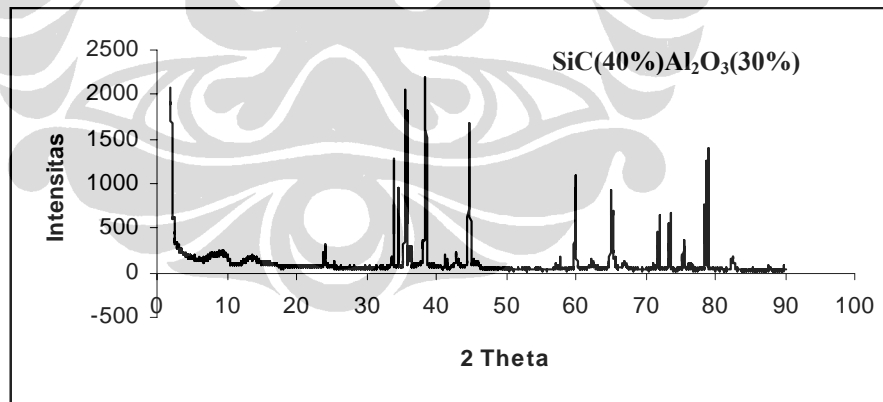
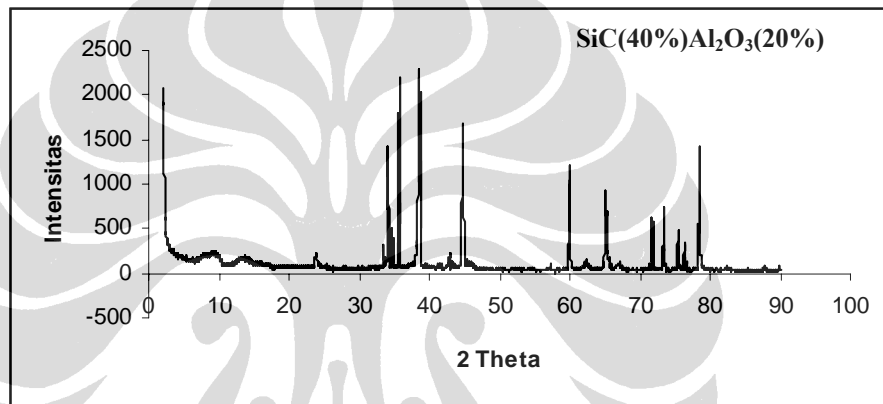
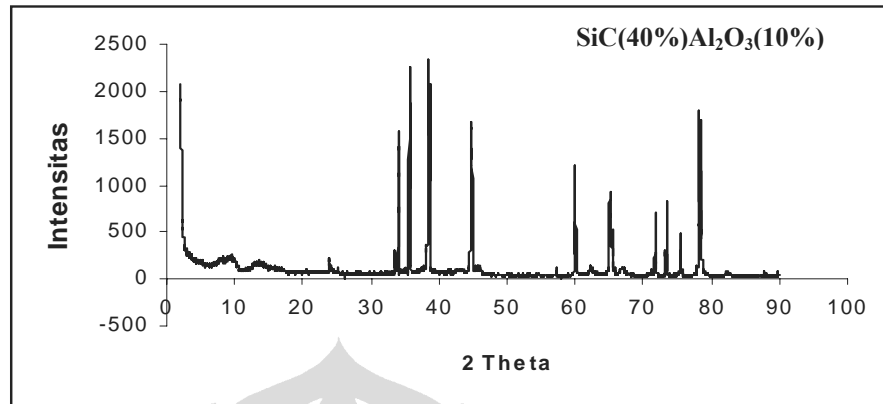


LAMPIRAN C

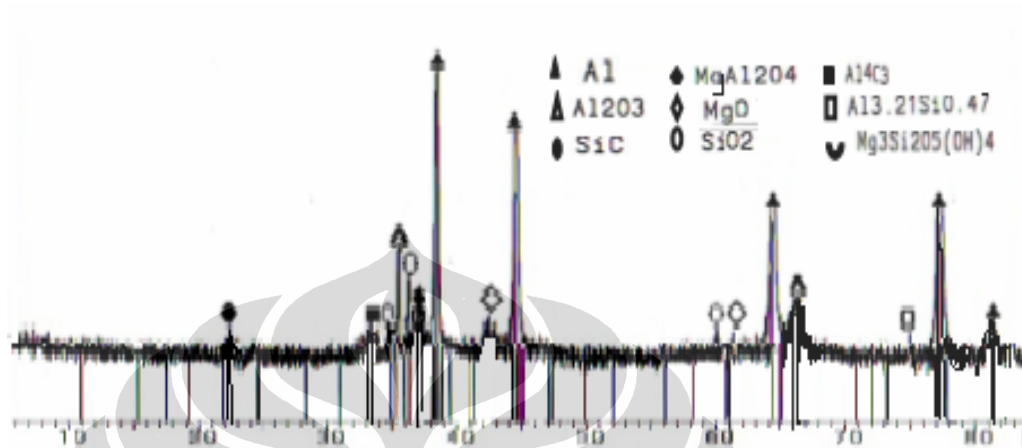
C 1. XRD Pada komposit laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada 10%Vf SiC konstan, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam Vf Al₂O₃ 10, 20, 30 dan 40%



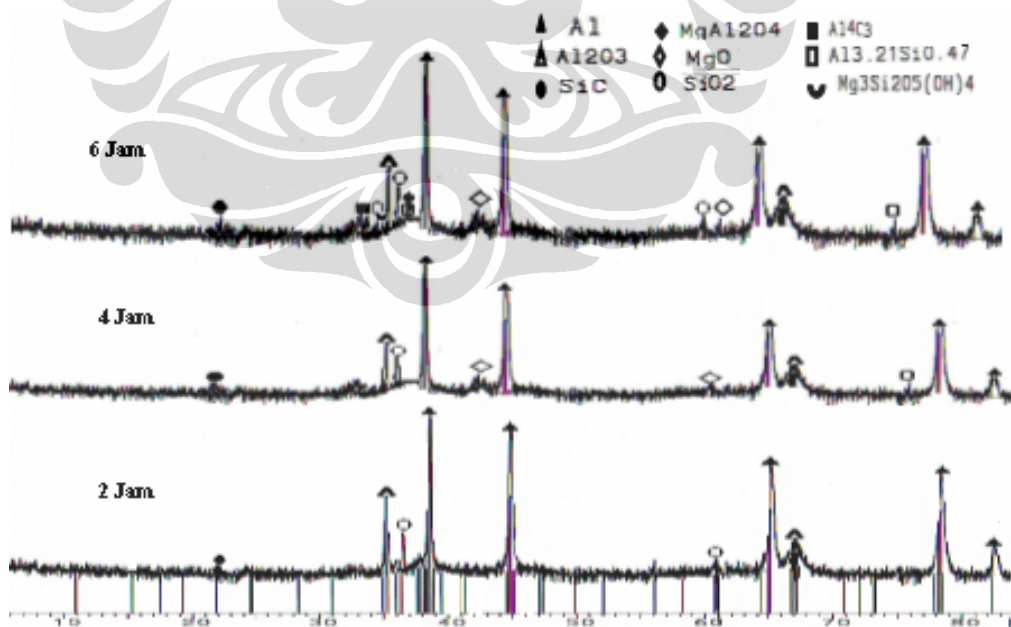
C 2. XRD Pada komposit laminat hybrid Al/SiC-Al/Al₂O₃ pada Vf SiC 40% konstan, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam, Vf Al₂O₃ 10, 20, 30 dan 40%



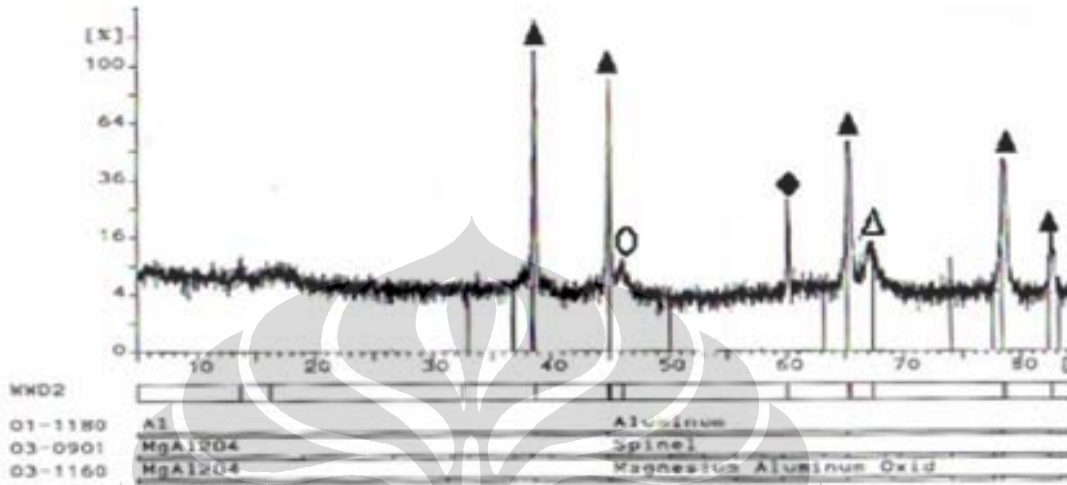
C 3. XRD komposit lamina hibrid pada 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperatur sinter 600°C, waktu tahan sinter 6 jam



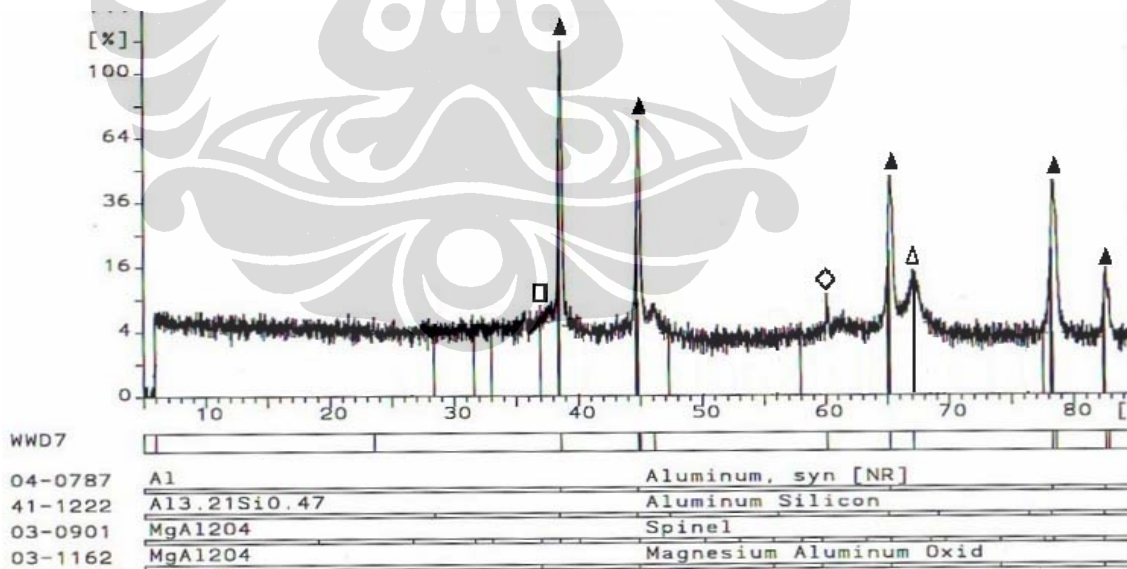
C 4. XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, dengan 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃, temperature sinter 600°C, waktu tahan sinter 2, 4, dan 6 jam.



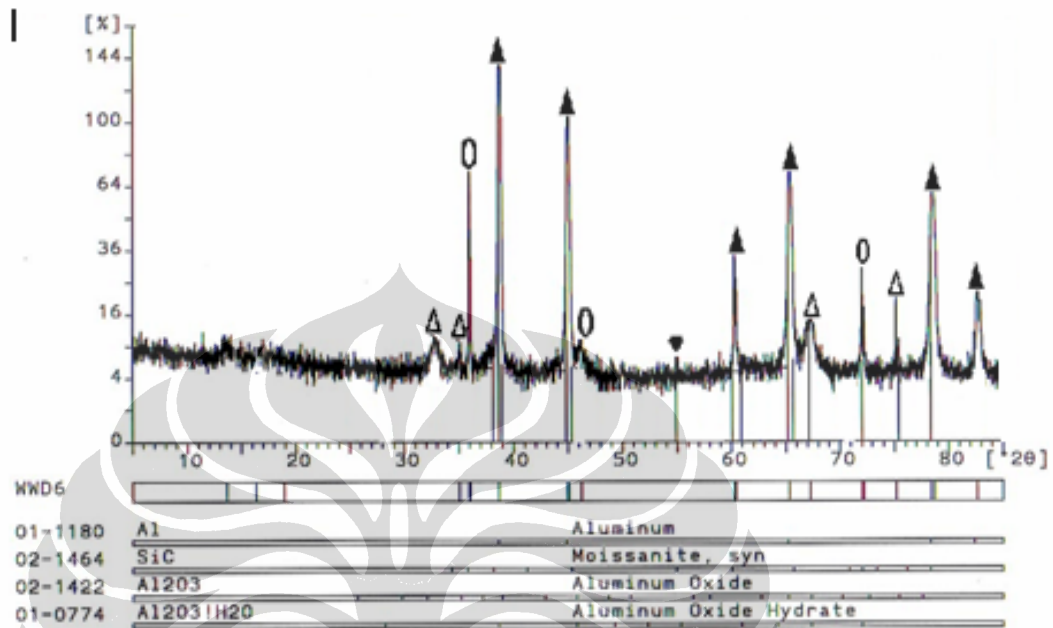
C 5. XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 40%Vf SiC, 10%Vf Al₂O₃,



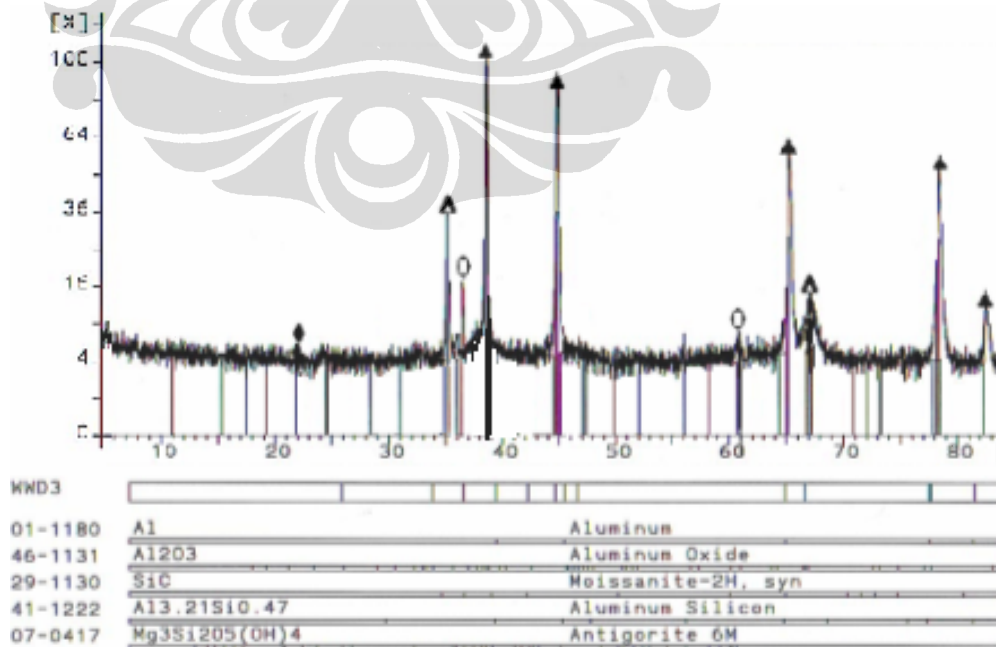
C 6. XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam, 40%Vf SiC, 20%Vf Al₂O₃,



C. 7. XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam , 40%Vf SiC, 30%Vf Al₂O₃,



C 8. XRD komposit lamina hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃, pada temperatur sinter 600°C, waktu tahan 6 jam , 40%Vf SiC, 40%Vf Al₂O₃,



LAMPIRAN D

Pengukuran Koefisien Muai Panjang Komposit Laminat hibrid Al/SiC-Al/Al₂O₃

Standar : ASTM D 696-91
 Sampel : Komposit Al/SiC dan Al/Al₂O₃
 Temperatur Uji : 30°C-400°C dengan range temperatur 30°C
 Standar CTE material :

	E(GPa)	G(GPa)	K(GPa)	CTE (/oC)
SiC	380	192	227	0,0000045
Al	72	27	68	0,000024
Al ₂ O ₃	400	202	238	0.0000047

D 1. Fraksi Volume SiC Konstan

Lapisan 1 (Al/SiC)		Lapisan 2 (Al/Al ₂ O ₃)		Perbedaan CTE lapisan 1 dan lapisan 2
Fraksi Volume (%) (Konstan)	CTE(Al/SiC) (A1)	Fraksi Volume (%) (Variabel)	CTE Al/Al ₂ O ₃ (A2)	Ac=(A1XA2)/(A1+A2)
10	2,20E-05	10%	2,21E-05	1,10E-05
	2,20E-05	20%	2,01E-05	1,05E-05
	2,20E-05	30%	1,82E-05	9,97E-06
	2,20E-05	40%	1,63E-05	9,36E-06
20	2,01E-05	10%	2,21E-05	1,05E-05
	2,01E-05	20%	2,01E-05	1,01E-05
	2,01E-05	30%	1,82E-05	9,55E-06
	2,01E-05	40%	1,63E-05	8,99E-06
30	1,81E-05	10%	2,21E-05	9,96E-06
	1,81E-05	20%	2,01E-05	9,55E-06
	1,81E-05	30%	1,82E-05	9,09E-06
	1,81E-05	40%	1,63E-05	8,58E-06
40	1,62E-05	10%	2,21E-05	9,34E-06
	1,62E-05	20%	2,01E-05	8,98E-06
	1,62E-05	30%	1,82E-05	8,57E-06
	1,62E-05	40%	1,63E-05	8,12E-06

D 2. Fraksi Volume Al₂O₃ Konstan

Lapisan 1 (Al/Al ₂ O ₃)		Lapisan 1 (Al/SiC)		Perbedaan CTE lapisan 1 dan lapisan 2
Fraksi Volume (%) (Konstan)	CTE Al/Al ₂ O ₃ (A1)	Fraksi Volume (%) (Variabel)	CTE(Al/SiC) (A2)	Ac=(A1XA2)/(A1+A2)
10	2,21E-05	10%	2,20E-05	1,10E-05
	2,21E-05	20%	2,01E-05	1,05E-05
	2,21E-05	30%	1,81E-05	9,96E-06
	2,21E-05	40%	1,62E-05	9,34E-06
20	2,01E-05	10%	2,20E-05	1,05E-05
	2,01E-05	20%	2,01E-05	1,01E-05
	2,01E-05	30%	1,81E-05	9,55E-06
	2,01E-05	40%	1,62E-05	8,98E-06
30	1,82E-05	10%	2,20E-05	9,97E-06
	1,82E-05	20%	2,01E-05	9,55E-06
	1,82E-05	30%	1,81E-05	9,09E-06
	1,82E-05	40%	1,62E-05	8,57E-06
40	1,63E-05	10%	2,20E-05	9,36E-06
	1,63E-05	20%	2,01E-05	8,99E-06
	1,63E-05	30%	1,81E-05	8,58E-06
	1,63E-05	40%	1,62E-05	8,12E-06

LAMPIRAN E



Gambar E. 1. X-Ray Diffraction



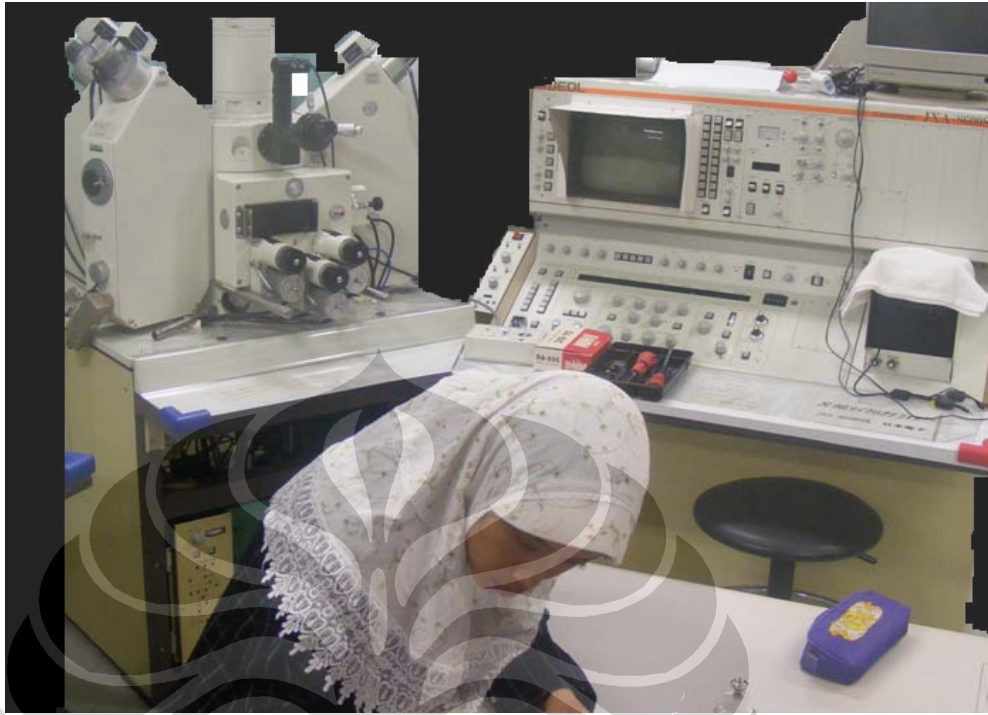
Gambar E.2. Thermal Dilatometer Analyzer Merk : Harrop
Model TA-700 Seri 5712 (LIPI Fisika Serpong)



Gambar E.3. Carbolite Barnstead Thermolyne Furnace



Gambar E.4 Scanning Electron Microscopy-Energy Dispersive Analysis-X Ray (SEM-EDAX) LEO tipe 420, Departemen Metalurgi dan Material FTUI)



Gambar E.5. High Resolusi Scanning Electron Microscopy (HR-SEM) Philips 2000, Departement of Nanostructure and Advanced Material Kagoshima University, Jepang