



UNIVERSITAS INDONESIA

**KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK Al_2O_3/Al HASIL
PROSES *DIRECTED MELT OXIDATION (DIMOX)***

DISERTASI

Oleh

G. N. ANASTASIA SAHARI

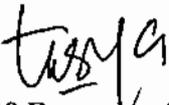
84 05 00 0037

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

**DEPARTEMEN METALURGI DAN MATERIAL
GANJIL 2011/2012**

HALAMAN PERNYATAAN ORISINALITAS

Disertasi ini adalah hasil karya sendiri, dan semua sumber baik yang di kutip maupun di rujuk telah saya nyatakan dengan benar.

Nama : G. N. Anastasia Sahari
NPM : 8405000037
Tanda tangan : 
Tanggal : 20 Desember 2011

LEMBAR PENGESAHAN

Disertasi diajukan oleh :
 Nama : G. N. Anastasia Sahari
 NPM : 840500037
 Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
 Judul : Komposit Matriks Keramik Al₂O₃/Al hasil proses
Directed Melt Oxidation (Dimox)

Telah dipertahankan di hadapan Dewan Penguji Ujian Promosi dan di terima sebagai bagian persyaratan yang diperlukan untuk memperoleh gelar Doktor pada Program Studi Teknik Metalurgi dan Material, Fakultas Teknik, Universitas Indonesia.

Dewan Penguji

Promotor : Prof. Dr. Ir. Anne Zulfia, M.Sc (.....)

Ko-Promotor : Prof. Dr. Ir. Eddy S. Siradj, M.Eng (.....)

Ketua Penguji : Prof. Dr. Ir. Bambang Sugiarto, M.Eng (.....)

Penguji : Prof. Dr. Ir. Johny Wahyuadi, DEA (.....)

Penguji : Dr. Ir. Dedi Priadi, DEA (.....)

Penguji : Dr. Ir. Sutopo, M.Sc (.....)

Penguji : Dr. Ir. Rudi Subagja (.....)

Penguji : Dr. Ir. Derry Pantjadarma, M.Sc (.....)

Ditetapkan di : Depok
 Tanggal : 20 Januari 2012

Universitas Indonesia

Universitas Indonesia

UCAPAN TERIMA KASIH

Puji syukur penulis panjatkan kepada Tuhan atas berkat dan rahmat-Nya. Pada kesempatan ini penulis juga menyampaikan rasa terima kasih yang sebesar-besarnya kepada :

1. Prof. Dr. Ir. Anne Zulfia, M.Sc sebagai Promotor dan Prof. Dr. Eddy S. Siradj, M.Eng selaku Ko-Promotor yang telah bersedia meluangkan waktu untuk memberi pengarahan, diskusi dan bimbingan serta persetujuan sehingga disertasi ini dapat selesai dengan baik.
2. Prof. Dr.-Ing. Bambang Suharno selaku Ketua Departemen Teknik Metalurgi & Material Universitas Indonesia.
3. Prof. Dr. Ir. Johny Wahyuadi, Dr. Ir. Dedi Priadi DEA, Dr. Ir. Sutopo, M.Sc, Dr. Rudi Subagja dan Dr. Derry Pantjadarma, M.Sc sebagai penguji yang telah memberikan saran demi kesempurnaan disertasi ini.
4. Prof. Dr. Pasolang Pasapan SH, MH selaku Rektor Universitas Kristen Indonesia Paulus Makassar dan Bapak Litha Brent, SE selaku Ketua Yayasan PIKI Paulus yang memberikan kesempatan untuk studi.
5. Bapak Ali Utomo selaku Direktur Utama PT. Arezda Purnama Loka, Bapak Ir. CH. Kumenit selaku Manager Representative dan managemen PT. Arezda Purnama Loka yang telah memberikan kelonggaran waktu kerja dalam penyelesaian disertasi ini.
6. Seluruh Staf Pengajar Departemen Metalurgi dan Material FTUI yang selalu memberikan dukungan.
7. Seluruh karyawan Departemen Metalurgi dan Material FT UI yang telah memberikan bantuan.
8. Team Engineering PT. Arezda Purnama Loka, Pak Ghazali, Nicodemus, Novianto, Robby, Rudy, Vikky, Putra, Mas Ryantono, Iik Nurhikmah dan Ainun Kurniaty atas pengertiannya.
9. Yogi Sugiharto dan kakak-kakakku Selfi, Munirman, Dewi, Rachmat, Ricky, Diah dan seluruh keponakanku Nino, Sitha, Tya, None, Yanti, Boy, Ashar, Beby dan Dika yang telah memberikan dukungan moril dan motivasi yang tiada habisnya.

Besar harapan penulis agar karya ini bermanfaat bagi pengembangan ilmu pengetahuan di Indonesia khususnya dalam bidang Komposit Material.

Depok, Nopember 2011

Penulis

PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI TUGAS AKHIR UNTUK KEPENTINGAN AKADEMIS

Sebagai civitas akademik Universitas Indonesia, saya yang bertanda tangan di bawah ini:

Nama : G. N. Anastasia Sahari
NPM : 8405000037
Program : Doctoral
Departemen : Teknik Metalurgi dan Material
Fakultas : Teknik
Jenis Karya : Disertasi

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

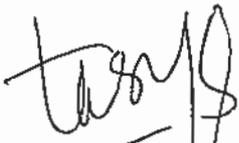
KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK Al_2O_3/Al HASIL PROSES *DIRECTED MELT OXIDATION (DIMOX)*

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

Demikian pernyataan ini saya buat dengan sebenarnya.

Dibuat di : Depok
Pada tanggal : 20 Januari 2012

Yang Menyatakan


G. N. Anastasia Sahari

Universitas Indonesia

KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK Al_2O_3/Al HASIL PROSES *DIRECTED MELT OXIDATION (DIMOX)*

ABSTRAK

Komposit keramik yang berbasis Al_2O_3 adalah material yang potensial untuk aplikasi temperatur tinggi. Reaksi antarmuka yang terjadi diantara matriks dan penguat penting dan merupakan penentu atau peran kunci dalam kemajuan aplikasi dari komposit keramik. Proses *directed metal oxidation (dimox)* merupakan salah satu proses pembuatan komposit matriks keramik yang fleksibel dan menawarkan kemampuan untuk membentuk komposit *near-net shape* dengan bermacam-macam komposisi dan mikrostruktur. Keberhasilan pembuatan komposit Al_2O_3/Al dengan proses ini dipengaruhi oleh *dopant*, waktu tahan, temperatur dan atmosfer tempat berlangsungnya proses.

Penelitian ini dilakukan dalam rangka menghasilkan komposit matriks keramik yang memiliki sifat mekanik yang baik dan antarmuka yang baik pula sebagai hasil dari reaksi antarmuka matriks dan penguat dalam meningkatkan ketangguhan dari matriks keramik. Temperatur proses yang digunakan $1100^{\circ}C$, $1200^{\circ}C$ dan $1300^{\circ}C$ dengan lamanya pemanasan 10 jam, 15 jam dan 24 jam untuk lingkungan atm dan temperatur proses yang digunakan untuk lingkungan N_2 adalah $1100^{\circ}C$, $1150^{\circ}C$ dan $1200^{\circ}C$ dengan lamanya pemanasan 15 jam dengan persentase Mg sebagai *dopant* 5, 8, 10, 12 %. Hasil penelitian menunjukkan kedalaman infiltrasi maksimum dicapai pada waktu tahan proses 24 jam dengan 12% Mg dan temperatur $1300^{\circ}C$ sebesar 29,34 mm, densitas maksimum dicapai pada waktu tahan proses 24 jam dengan 8% Mg pada temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar $3,50 \text{ gr/cm}^3$, kekerasan mikro optimum dicapai pada waktu tahan proses 24 jam dengan 8% Mg dan temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar 1221 VHN, nilai *fracture toughness* maksimum pada waktu tahan proses 24 Jam dengan persentase 5% Mg dan temperatur $1300^{\circ}C$ sebesar $8,25 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Reaksi antarmuka yang terbentuk dalam KMK Al_2O_3/Al adalah Al_2O_3 , $MgAl_2O_4$, Mg_3N_2 , AlN , $AlSiO$ and $MgSiO_3$.

Kata kunci: komposit matriks keramik, *dimox*, Vickers, *fracture toughness*

***Al₂O₃/Al CERAMIC MATRIX COMPOSITES PRODUCED by DIRECTED
MELT OXIDATION PROCESS (DIMOX)***

ABSTRACT

Al₂O₃ based ceramic composites are potential materials for advanced temperature applications. Interfacial reaction that occurs between the matrix and the reinforcement is the critical, determinant and the key role in advancing the application of ceramic composites. Directed melt oxidation (dimox) process is one of the flexible way to produce ceramic matrix composites that offer the ability to form near-net shape composites in various compositions and microstructures. The successful manufacturing of Al₂O₃/Al composite using dimox process is influenced by the dopant, holding time, temperature and the atmospheric circumstances on the site of the process.

The research was performed in order to produce ceramic matrix composites that have reliable mechanical properties and good interface as a result of matrix interface and reinforcement reaction in improving the toughness of matrix ceramic. Process temperature was set up at 1100 °C, 1200 °C and 1300 °C for 10 hours, 15 hours and 24 hours in furnace atmosphere, while the temperature process was set up at 1100 °C, 1150 °C and 1200 °C in N₂ atmosphere for 15 hours with the same Mg content various from 5, 8, 10 and 12% wt of Mg as the dopant. The results indicated that the maximum depth of infiltration was 29.34 mm achieved in 24 hours sample with 12% wt of Mg at 1300 °C. Generated density was 3.50 gr/cm³ which was the maximum density after 24 hours of the process with 8% wt of Mg at 1100 °C. The optimum microhardness of 1221 VHN was achieved in 24 hours at 1100 °C with 8% wt of Mg. The maximum value of fracture toughness of 8.25 MPa.m^{1/2} which was achieved in 24 hours for sample with 5% wt of Mg at 1300 °C. The interfacial reaction was analyzed by XRD, content of phase that was formed by Al₂O₃/Al CMCs were Al₂O₃, MgAl₂O₄, Mg₃N₂, AlN, AlSiO and MgSiO₃.

Keywords: CMCs, dimox, Vickers, fracture toughness

DAFTAR ISI

	Halaman
JUDUL PENELITIAN	i
PENYATAAN KEASLIAN DISERTASI	ii
PENGESAHAN	iii
UCAPAN TERIMAH KASIH	iv
PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI TUGAS AKHIR UNTUK KEPENTINGAN AKADEMIS	v
ABSTRAK	vi
DAFTAR ISI	viii
DAFTAR GAMBAR	xi
DAFTAR TABEL	xvi
DAFTAR LAMPIRAN	xvii
I. PENDAHULUAN	
1.1 LATAR BELAKANG	1
1.2 HIPOTESIS	2
1.3 ROAD MAP PENELITIAN	2
1.4 STATE OF THE ART PENELITIAN	6
1.5 RUMUSAN MASALAH	6
1.6 TUJUAN PENELITIAN	7
II. TINJAUAN PUSTAKA	
2.1 KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK (KMK)	8
2.2 TEKNIK PEMBUATAN KMK	9
2.3 ANTARLUKA MATRIKS – PENGUAT	11
2.4 KEMAMPUAN PEMBASAHAN (<i>WETTABILITY</i>)	13
2.5 PENGARUH WAKTU	16
2.6 PENGARUH DOPANT TERHADAP PERTUMBUHAN PRODUK REAKSI	18
2.7 PENGARUH TEMPERATUR	20
2.8 MATERIAL PEMBENTUK KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK (KMK)	23
2.8.1. Alumina	23
2.8.2. Aluminium	23
2.8.3. Magnesium	24
2.9 FABRIKASI KMK DENGAN PROSES DIRECTED METAL OXIDATION (DIMOX)	25

2.10 MEKANISME PEMBENTUKAN REAKSI PRODUK DALAM SISTEM KMK Al ₂ O ₃ /Al	27
III. METODOLOGI PENELITIAN	
3.1 DIAGRAM ALIR PENELITIAN	30
3.2 PEMBUATAN KMK Al ₂ O ₃ /Al PRODUK DIMOX	31
3.3 PROSES Pembuatan KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK (KMK)	32
3.3.1. Bahan-bahan KMK yang Digunakan	32
3.3.2. Susunan Percobaan Proses Pembuatan KMK dengan Directed Metal Oxidation (DIMOX)	33
3.3.3. Preparasi Sampel	34
3.3.4. Pembuatan Sampel	35
3.3.5. Pengkodean Sampel	36
3.3.6. Pengukuran Kedalaman Infiltrasi	38
3.3.7. Karakterisasi Komposit Matriks Keramik (KMK)	38
3.3.7.1. Pengujian Densitas dan Porositas (ASTM C 20-92) Prinsip Archimedes	38
3.3.7.2. Pengujian Kekerasan	39
3.3.7.3. Ketangguhan (<i>Fracture Toughness</i> /Kc)	41
3.3.7.4. Pengamatan Metalografi	41
3.3.7.4.1. Mikroskop Optik	41
3.3.7.4.2. <i>Scanning Electron Microscop</i> (SEM) dan EDX (ASTM E 1508-98)	42
3.3.7.4.3. Pengamatan XRD	43
IV. HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN	
4.1 KEDALAMAN INFILTRASI	44
4.1.1. Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan	44
4.1.2. Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur	50
4.1.3. Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur pada Lingkungan Gas	58
4.2 DENSITAS DAN POROSITAS	64
4.2.1. Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan terhadap Densitas dan Porositas Komposit Al ₂ O ₃ /Al	64
4.2.2. Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur Densitas dan Porositas Komposit Al ₂ O ₃ /Al	68
4.2.3. Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Temperatur pada Lingkungan Gas	73
4.3 KEKERASAN	77
4.3.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan	77
4.3.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur	79
4.3.3 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur dalam Lingkungan Gas	83
4.4 KETANGGUHAN KOMPOSIT Al ₂ O ₃ /Al	84
4.4.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan terhadap Ketangguhan Komposit Al ₂ O ₃ /Al	86
4.4.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur terhadap	87

Ketangguhan Komposit Al ₂ O ₃ /Al	
4.4.3 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur terhadap Ketangguhan Komposit Al ₂ O ₃ /Al dalam Lingkungan Gas	89
4.5 REAKSI ANTARMUKA KOMPOSIT Al ₂ O ₃ /Al	91
4.5.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan terhadap Reaksi Antarmuka Komposit Al ₂ O ₃ /Al	91
4.5.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur	99
4.5.3 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur dalam lingkungan gas	110
V. KESIMPULAN DAN SARAN	115
DAFTAR ACUAN	117
LAMPIRAN	123



DAFTAR GAMBAR

		Halaman
Gambar 1.1	Road map penelitian	5
Gambar 2.1	Perbandingan kurva tegangan – regangan untuk keramik monolitik dengan KMK	8
Gambar 2.2	Teknik Deposisi fasa Gas	10
Gambar 2.3	Skematik proses <i>Lanxide</i>	11
Gambar 2.4	<i>Interfacial layer</i> antara Al dan Al ₂ O ₃	12
Gambar 2.5	Cairan dalam Kesetimbangan dengan Zat Padat dan Uap	14
Gambar 2.6	Besarnya sudut kontak Al/Al ₂ O ₃ terhadap waktu kontak (ϕ)	15
Gambar 2.7	Ketergantungan sudut kontak terhadap waktu	16
Gambar 2.8	Besarnya sudut kontak Al/Al ₂ O ₃ terhadap waktu	16
Gambar 2.9	Infiltrasi Al pada temperatur 1300°C dengan waktu tahan a). 10 Jam b). 15Jam dan c). 24 jam	17
Gambar 2.10	Pengaruh %wt Mg terhadap sudut kontak dalam sistem Al ₂ O ₃ /Al murni dan Al ₂ O ₃ /Al-Mg	18
Gambar 2.11	Infiltrasi leburan Al dengan persentase Mg a). 5% b). 8% c) 10% dan d) 14% dan waktu tahan 15 Jam Al ₂ O ₃ /Al	19
Gambar 2.12	Pengaruh magnesium terhadap tegangan permukaan	20
Gambar 2.13	Pengaruh temperatur terhadap sudut kontak dalam sistem Al ₂ O ₃ /Al murni dan Al ₂ O ₃ /Al-Mg	21
Gambar 2.14	Struktur mikro produk KMK Al ₂ O ₃ /Al pada waktu tahan 15 jam ; temperatur a). 1100°C b). 1200°C c). 1300°C	22
Gambar 2.15	Proses Dimox	26
Gambar 2.16	Mekanisme Proses <i>directed metal oxidation</i> (courtesy of Lanxide Corporation)	26
Gambar 2.17	Pengaruh temperatur dan konsentrasi dopant terhadap pertambahan berat produk	27
Gambar 2.18	Diagram skematik tingkat pertumbuhan DIMOX	28
Gambar 2.19	Standar energi bebas dari bentuk oksida sebagai fungsi dari temperatur	29
Gambar 3.1	Diagram alir penelitian	30
Gambar 3.2	Pembuatan KMK Al ₂ O ₃ /Al dengan proses Dimox	31
Gambar 3.3	Penempatan bahan-bahan proses DIMOX	33
Gambar 3.4.	Potongan aluminium	34
Gambar 3.5	Serbuk alumina dan serbuk magnesium	34
Gambar 3.6	Ukuran partikel alumina	34
Gambar 3.7	Barrier	35
Gambar 3.8	Posisi krusibel pada saat <i>firing</i>	36
Gambar 3.9	Pengukuran infiltrasi komposit Al ₂ O ₃ /Al	38
Gambar 3.10	Indentor Vickers	39
Gambar 3.11	Pengujian kekerasan dengan metode Vickers	40
Gambar 3.12	Gambar daerah benda pengamatan metalografi	42
Gambar 3.13	Difraksi sinar X	43
Gambar 4.1	Pengaruh persentase magnesium terhadap kedalaman	45

	infiltrasi pada temperatur 1200°C	
Gambar 4.2	Pengaruh waktu tahan terhadap kedalaman infiltrasi pada temperatur 1200°C	45
Gambar 4.3	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 5% Mg dengan temperatur 1200°C	46
Gambar 4.4	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 8% Mg dengan temperatur 1200°C	47
Gambar 4.5	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 10% Mg dengan temperatur 1200°C	48
Gambar 4.6	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 12% Mg dengan temperatur 1200°C	49
Gambar 4.7	Pengaruh persentase magnesium terhadap kedalaman infiltrasi pada waktu tahan 24 jam	51
Gambar 4.8	Pengaruh temperatur terhadap kedalaman infiltrasi pada waktu tahan 24 jam	51
Gambar 4.9	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 5 % Mg dengan waktu tahan 24 jam	53
Gambar 4.10	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 8% Mg dengan waktu tahan 24 jam	54
Gambar 4.11	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 10% Mg dengan waktu tahan 24	55
Gambar 4.12	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 12%Mg dengan waktu tahan 24 jam	56
Gambar 4.13	Infiltrasi Al pada celah matriks Al ₂ O ₃ menggunakan TEM	57
Gambar 4.14	Pengaruh persentase magnesium terhadap kedalaman infiltrasi dengan waktu tahan 15 jam	58
Gambar 4.15	Pengaruh temperature terhadap kedalaman infiltrasi dengan waktu tahan 15 jam	59
Gambar 4.16	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 5 % Mg dengan waktu tahan 15 jam	60
Gambar 4.17	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 8% Mg dengan waktu tahan 15 jam	61
Gambar 4.18	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 10% Mg dengan waktu tahan 15 jam	62
Gambar 4.19	Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan Temperatur dan 12 Mg dengan	63

	waktu tahan 15 jam	
Gambar 4.20	Pengaruh persentase magnesium terhadap densitas pada temperatur 1200 ^o C	65
Gambar 4.21	Pengaruh waktu tahan terhadap densitas pada temperatur 1200 ^o C	65
Gambar 4.22	Pengaruh persentase magnesium terhadap porositas pada temperatur 1200 ^o C	67
Gambar 4.23	Pengaruh waktu tahan terhadap porositas pada temperatur 1200 ^o C	67
Gambar 4.24	Pori pada mikrostruktur komposit Al ₂ O ₃ /Al dengan 12% Mg pada temperatur 1200 ^o C	68
Gambar 4.25	Pengaruh persentase magnesium terhadap densitas pada waktu tahan 24 jam	69
Gambar 4.26	Pengaruh temperatur terhadap densitas pada waktu tahan 24	69
Gambar 4.27	Pengaruh persentase magnesium terhadap porositas Pada waktu tahan 24 Jam	70
Gambar 4.28	Pengaruh temperatur terhadap porositas pada waktu tahan 24 Jam	71
Gambar 4.29	Pori pada mikrostruktur komposit Al ₂ O ₃ /Al dengan 10% Mg	71
Gambar 4.30	Pengaruh persentase magnesium terhadap densitas Pada waktu tahan 15 jam dalam lingkungan N ₂	73
Gambar 4.31	Pengaruh temperatur terhadap densitas pada waktu tahan 15 jam dalam lingkungan N ₂	73
Gambar 4.32	Pengaruh persentase magnesium terhadap porositas Pada waktu tahan 15 Jam dalam lingkungan N ₂	75
Gambar 4.33	Pengaruh temperature terhadap porositas pada waktu tahan 15 Jam dalam lingkungan N ₂	75
Gambar 4.34	Pori pada mikrostruktur komposit Al ₂ O ₃ /Al dengan 12% Mg	76
Gambar 4.35	Pengaruh persentase magnesium terhadap kekerasan pada temperatur 1200 ^o C	77
Gambar 4.36	Pengaruh waktu tahan terhadap kekerasan pada temperatur 1200 ^o C	78
Gambar 4.37	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S8t24	79
Gambar 4.38	Pengaruh persentase magnesium terhadap kekerasan pada waktu tahan 24 Jam	80
Gambar 4.39	Pengaruh temperatur terhadap kekerasan pada waktu tahan 24 Jam	80
Gambar 4.40	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S8T1100	81
Gambar 4.41	Struktur mikro komposit keramik Al ₂ O ₃ /Al pada temperatur 1300 ^o C dengan waktu tahan 24 jam	82
Gambar 4.42	Pengaruh persentase magnesium terhadap kekerasan	83

	pada waktu tahan 15 Jam	
Gambar 4.43	Pengaruh temperatur terhadap kekerasan pada waktu tahan 15 Jam	83
Gambar 4.44	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S10T1150N	84
Gambar 4.45	Crack hasil jejak indentasi vickers	85
Gambar 4.46	Pengaruh persentase magnesium terhadap nilai ketangguhan pada temperatur 1200°C	86
Gambar 4.47	Pengaruh waktu tahan terhadap nilai ketangguhan pada temperatur 1200°C	86
Gambar 4.48	Pengaruh persentase magnesium terhadap Nilai Ketangguhan pada waktu tahan 24 Jam	88
Gambar 4.49	Pengaruh temperatur terhadap Nilai ketangguhan pada waktu tahan 24 Jam	88
Gambar 4.50	Crack hasil jejak indentasi vickers sampel S5T1300	89
Gambar 4.51	Pengaruh persentase magnesium terhadap Nilai Ketangguhan pada waktu tahan 15 Jam	90
Gambar 4.52	Pengaruh temperatur terhadap Nilai ketangguhan pada waktu tahan 15 Jam	90
Gambar 4.53	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan dengan persentase Mg 8 % pada temperatur 1200°C	92
Gambar 4.54	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S8t10	93
Gambar 4.55	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S8t15	94
Gambar 4.56	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S8t24	94
Gambar 4.57	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan persentase Mg 12 % pada temperatur 1200°C	95
Gambar 4.58	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S12t10	96
Gambar 4.59	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S12t15	97
Gambar 4.60	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S12t24	97
Gambar 4.61	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan persentase Mg 8% pada waktu tahan 24 jam	99
Gambar 4.62	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan persentase Mg 12 % pada waktu tahan 24 jam	100
Gambar 4.63	Reaksi antarmuka Al ₂ O ₃ /Al pada temperatur 1100°C menggunakan TEM	101
Gambar 4.64	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S8T1100	102
Gambar 4.65	Mikrostruktur permukaan hasil SEM sampel S8T1100	103
Gambar 4.66	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM sampel S8T1200	103

Gambar 4.67	Mikrostruktur permukaan hasil sampel S8T1200	104
Gambar 4.68	Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al Hasil SEM sampel S8T1300	106
Gambar 4.69	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan waktu tahan 15 jam	107
Gambar 4.70	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD sampel 1180°C dengan waktu tahan 24jam	109
Gambar 4.71	Mikrostruktur hasil TEM dan <i>diffraction patterns</i> dari AlN pada antarmuka Al ₂ O ₃ -Al	112
Gambar 4.72	Mikrostruktur <i>diffraction patterns</i> dari spinel pada a). antarmuka, b). prabentuk Al ₂ O ₃	112
Gambar 4.73	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan dengan persentase Mg 8% dengan waktu tahan 15 jam	113
Gambar 4.74	Reaksi antarmuka komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil XRD dengan dengan persentase Mg 10% dengan waktu tahan 15 jam	114



DAFTAR TABEL

		Halaman
Tabel 2.1	Karakteristik pembasahan dari leburan paduan Al terhadap Al ₂ O ₃	15
Tabel 2.2	Sifat alumina	23
Tabel 2.3	Sifat-sifat logam aluminium	24
Tabel 2.4	Sifat-sifat magnesium	25
Tabel 3.1	Bahan – bahan KMK	32
Tabel 3.2	Komposisi dari Al ₂ O ₃	32
Tabel 3.3	Komposisi dari Al	32
Tabel 3.4	Komposisi dari Mg	33
Tabel 3.5	Ukuran Alumina	35
Tabel 4.1	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S8t10	93
Tabel 4.2	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S8t15	94
Tabel 4.3	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S8t24	95
Tabel 4.4	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S12t10	96
Tabel 4.5	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S12t15	97
Tabel 4.6	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S12t24	98
Tabel 4.7	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S8T1100	102
Tabel 4.8	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S8T1200	104
Tabel 4.9	Analisa elemen pada komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil EDS sampel S8T1300	106

DAFTAR LAMPIRAN

Lampiran 1. Ringkasan hasil penelitian KMK Al ₂ O ₃ /Al hasil proses DIMOX	123
Lampiran 2. Contoh Perhitungan <i>fracture toughness</i>	125
Lampiran 3. Kedalaman Infiltrasi	126
Lampiran 4. Densitas dan Porositas	129
Lampiran 5. Kekerasan	132
Lampiran 6. Nilai <i>fracture toughness</i>	135
Lampiran 7. Mikrostruktur permukaan komposit Al ₂ O ₃ /Al hasil SEM Dan analisa elemen hasil EDS	138



BAB I

PENDAHULUAN

1.1 LATAR BELAKANG

Perkembangan ilmu pengetahuan yang telah dicapai, mendorong terciptanya suatu teknologi yang maju untuk menghasilkan suatu material yang berguna dan bermanfaat bagi kehidupan manusia. Untuk memenuhi kebutuhan teknologi modern akan material maka komposit merupakan salah satunya. Komposit adalah material hasil kombinasi makroskopik dari dua atau lebih komponen yang berbeda, memiliki antarmuka diantaranya dan dengan tujuan mendapatkan sifat-sifat fisik dan mekanis tertentu yang lebih baik daripada sifat masing-masing komponen penyusunnya.⁽¹⁾ Komposit matriks keramik (KMK) menjadi salah satu material alternatif yang digunakan pada temperatur tinggi karena memiliki sifat yang superior, seperti kekakuan, kekuatan yang tinggi dan densitas yang rendah, namun juga memiliki ketangguhan retak yang tinggi dibandingkan dengan keramik monolitik^(2,3). Komposit keramik yang berbasis Al_2O_3 adalah material yang potensial untuk aplikasi temperatur tinggi karena kekerasan yang tinggi, ketahanan kimia yang baik, kestabilan mekanis dalam rentang temperatur yang luas⁽⁴⁻⁸⁾. Jika ketangguhan merupakan tujuan utama maka penambahan penguat, seperti logam ulet, akan mengurangi kekuatan dan kekakuan keramik pada temperatur tinggi⁽⁹⁾.

Salah satu jenis metode pembuatan KMK adalah melalui proses oksidasi langsung dari lelehan logam (*directed melt oxidation process*), atau proses DIMOX. Komposit matriks keramik yang diproduksi melalui oksidasi langsung dari lelehan logam yang pertama kali dikembangkan oleh (DIMOXTM, Lanxide Corporation, Newark, Delaware USA) dengan oksidasi suhu tinggi ($T \geq 1200$ K) dari aluminium leburan. Prinsip dasar dari metode ini adalah melalui reaksi langsung antara leburan logam (*molten metal*) dengan suatu oksidan, misalnya udara sehingga leburan logam akan menginfiltirasi prabentuk (*preform*) secara spontan yang akan menghasilkan komposit matriks keramik dengan sedikit logam sisa.⁽¹⁰⁻¹⁴⁾ Proses ini memiliki keunggulan baik dari segi biaya yang relatif lebih rendah, bentuk produk yang dihasilkan akan memiliki bentuk yang hampir sama

dengan yang diinginkan (*near-net shape*), sifat mekanis dari komposit yang dihasilkan juga baik.⁽³⁾ dan dapat mengurangi permasalahan *shrinkage* yang dapat ditemui pada proses komposit lainnya seperti *sol-gel* dan *Slurry infiltration*⁽¹⁵⁾.

1.2. HIPOTESIS

Pengembangan KMK dengan proses *dimox* adalah untuk meningkatkan ketangguhan dari matriks keramik (Al_2O_3) yang diawali dengan penambahan material lain yang memiliki keuletan lebih baik yaitu Al. Kesulitan utama dalam pembuatan KMK adalah menggabungkan material penyusunnya (keramik-logam) karena sudut kontak keramik-logam yang besar sehingga perlu ditambahkan agen pembasah (Mg) yang dicampur pada matriks untuk menurunkan sudut kontak dan mengurangi energi permukaan sehingga mendorong terjadinya reaksi antarmuka yang akan menghasilkan KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$. Dengan meningkatnya persentase Mg dan suhu proses diharapkan ketangguhan dari KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ akan meningkat.

1.3. RUMUSAN MASALAH

Antarmuka antara matriks dan penguat adalah penting pada semua jenis material komposit dan merupakan penentu atau peran kunci dalam kemajuan aplikasi dari material komposit untuk menghasilkan komposit keramik yang memiliki sifat-sifat yang optimum. Beberapa permasalahan yang akan diteliti :

- Pengaruh temperatur (1100°C , 1200°C , 1300°C untuk lingkungan atmosfer dan 1100°C , 1150°C , 1200°C untuk lingkungan N_2) dan lamanya pemanasan (10 jam, 15 jam, 24 jam untuk lingkungan atmosfer dan 15 jam untuk lingkungan N_2) terhadap infiltrasi leburan aluminium, dimana distribusi aluminium yang terinfiltrasi ke dalam partikel alumina akan mempengaruhi reaksi antarmuka yang terbentuk dengan tingginya temperatur dan lamanya waktu tahan.
- *Dopant* (5, 8, 10, dan 12 % berat Mg), berpengaruh terhadap kemampuan pembasahan antara logam dan keramik, dimana pembasahan semakin baik maka reaksi antarmuka berpengaruh pada pembentukan antarmuka.
- Pengamatan dengan mikroskop optik untuk mengetahui infiltrasi leburan aluminium.

- Pengujian kekerasan dengan Vickers yang diindikasikan sebagai nilai ketangguhan retak.
- Pengamatan SEM dan EDS dilakukan untuk mengetahui reaksi antarmuka yang terbentuk dan memperoleh data kuantitatif dari hasil reaksi antarmuka yang ada pada material.
- Pengamatan struktur kristal dan untuk mengetahui reaksi antarmuka pada produk yang terbentuk di dalam komposit keramik secara kualitatif dilakukan dengan analisa XRD.

1.4. TUJUAN PENELITIAN

Tujuan umum dari penelitian ini dilakukan dalam rangka menghasilkan komposit matriks keramik yang memiliki sifat mekanik yang baik dan antarmuka yang baik pula sebagai hasil dari reaksi antarmuka matriks dan penguat dalam meningkatkan ketangguhan dari matriks keramik. Tujuan khusus penelitian ini adalah untuk :

1. Mendapatkan parameter proses yang optimum dari pembuatan komposit matriks keramik produk *dimox*
2. Menganalisa pengaruh dari temperatur, lamanya waktu proses penambahan *dopant* dan lingkungan pembuatan KMK terhadap infiltrasi leburan Al ke prabentuk, densitas dan porositas KMK Al_2O_3/Al .
3. Menganalisa pengaruh dari temperatur, lamanya waktu proses penambahan *dopant* dan lingkungan pembuatan KMK terhadap kekerasan dan nilai ketangguhan patah dari KMK Al_2O_3/Al .
4. Menganalisa pengaruh temperatur, lamanya waktu proses penambahan *dopant* dan lingkungan pembuatan KMK terhadap reaksi antarmuka yang terbentuk antara matriks alumina dan penguat aluminium.

Sumbangan penelitian ini akan menjadi salah satu material alternatif yang dapat dipergunakan pada temperatur tinggi.

1.5. ROAD MAP PENELITIAN

Sifat material alumina yang sensitif terhadap cacat atau retak serta menghasilkan perpatahan getas menjadikan alumina memiliki keterbatasan dalam aplikasi sehingga pembuatan komposit matriks keramik dengan penambahan

material lain yang memiliki keuletan lebih untuk meningkatkan ketangguhan alumina. Komposit matriks keramik menjadi subyek kunci untuk hal tersebut, namun kesulitan utama dalam KMK adalah sukarnya reaksi antarmuka antara keramik – logam, tidak homogenya reaksi antarmuka dan kehadiran pori yang cukup tinggi. Telah banyak penelitian yang telah dilakukan untuk meningkatkan ketangguhan KMK Al_2O_3 seperti, Yeomans⁽¹⁶⁾ dengan menambahkan 5% Vol Cr menghasilkan nilai ketangguhan patah (*fracture toughness*) antara 5-6 $\text{MPa m}^{1/2}$, Yeong-Kyeun dan Tai-Joo⁽¹⁷⁾ menambahkan LaPO_4 (25 wt%) dan TiO_2 (3 wt%) pada temperatur 1600°C dengan nilai ketangguhan patah 2,50-2,72 $\text{MPa.m}^{1/2}$, Shang-Nan dkk⁽¹⁸⁾. Menambahkan paduan Al (A 356) dari 5-40% dengan nilai ketangguhan patah 4.97 -11.35 $\text{MPa. m}^{1/2}$ dengan pengecoran, Aibing dkk.⁽¹⁹⁾ memberi tambahan LaPO_4 menghasilkan nilai ketangguhan patah 4,8 $\text{MPa m}^{1/2}$ dengan maksimum penambahan 16,4% Vol. Varuchchaya chaiyacote dan Watanee Buggakupta⁽²⁰⁾ menambahkan WC-Co partikel untuk meningkatkan ketangguhan patah antara 5-8 $\text{MPa m}^{1/2}$. Reaksi kimia yang terjadi pada antarmuka keramik-logam menghasilkan fasa yang memberikan pengaruh pada antarmuka sehingga mempengaruhi sifat komposit yang dihasilkan. Antarmuka merupakan daerah dengan ketebalan hanya beberapa atom yang terjadi diantara komponen penyusun KMK Al_2O_3 menghasilkan suatu lapisan yang biasa disebut dengan lapisan antarmuka (*interfacial layer*) yang memiliki struktur serta komposisi yang berbeda dengan kedua komponen penyusunnya. Jingzhong dkk.⁽²¹⁾ menambahkan paduan Al-Si-Zn ke dalam komposit keramik Al_2O_3 -Al dimana Zn mampu mengawali oksidasi dengan paduan Al-Si walaupun tanpa adanya Mg. Jumlah produk komposit meningkat seiring dengan peningkatan kadar Zn dalam paduan. Ruigang Wang dkk.⁽²²⁾ hampir sama dengan yang lainnya juga membuat komposit keramik Al_2O_3 dengan menambahkan LaPO_4 menggunakan *hot pressing* yang menghasilkan mikrostruktur yang lebih homogen. Demikian juga dengan Ali Sanggahaleh dan Mohammad Halali⁽²³⁾ menambahkan paduan magnesium 7 dan 10 wt % pada Al untuk membasahi Al_2O_3 dibutuhkan waktu yang lebih lama pada temperatur 1000°C .

Antarmuka antara matriks dan penguat adalah penting karena berperan pada transisi ulet-getas pada komposit matriks keramik dan merupakan penghubung migrasi cairan logam ke preform keramik. Sifat antarmuka dapat mempengaruhi berbagai aspek performa komposit dan reaksi antarmuka mempengaruhi ketangguhan dari komposit. Wannaparhun dan Seal⁽²⁴⁾ mengamati lapisan permukaan pada komposit Nextel 720- Al_2O_3 dan peneliti George Levi dan Wayne Kaplan⁽²⁵⁾ melakukan pengamatan fenomena antarmuka selama pembasahan alumina oleh Al leburan. dan Clyne & Jones⁽²⁶⁾ mengamati fenomena selama pembasahan dan daerah antarmuka pada komposit alumina. Pada umumnya, hasil eksperimen memperlihatkan perbedaan sudut pembasahan yang nyata, dan kebanyakan disebabkan oleh kondisi percobaan yang berlainan, khususnya waktu dan pembentukan oksida, Kanopka⁽²⁷⁾ meneliti karakteristik komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan metode infiltrasi yang memperlihatkan bahwa sudut pembasahan yang sangat kecil dari Al pada Al_2O_3 bisa diperoleh dengan mempertahankan tekanan parsial oksigen yang sangat rendah dalam sistem. Selain tekanan parsial oksigen dalam sistem, waktu tahan dan ukuran tetesan logam cair pada substrat padat bisa mempengaruhi besarnya sudut pembasahan karena reaksi antarmuka.

Temperatur berpengaruh terhadap viskositas Al leburan, dalam banyak kasus peningkatan pembasahan. Karel Maka dan Sarka Simonikova⁽²⁸⁾ mengamati kenaikan temperatur yang memberikan pengaruh terhadap ukuran butir yang memberi efek terhadap mikrostruktur komposit. Ali sanggahaleh dan Mohammad Halali⁽²³⁾ menyatakan pembasahan terlihat pada temperatur 900°C untuk sistem $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ murni yang menjelaskan penguraian lapisan oksida pada permukaan logam cair. Shen dkk⁽²⁹⁾ melakukan pengamatan penurunan sudut kontak seiring dengan peningkatan temperatur pada Al_2O_3 dengan Mg dalam lingkungan Ar. Komposit merupakan sistem yang tidak setimbang dimana reaksi interfacial yang kompleks, maka kemungkinan terdapat gradien kimia pada antarmuka logam:keramik yang memberikan gaya pendorong untuk reaksi antarmuka selama fabrikasi atau penggunaan suhu tinggi.



1.6. *STATE OF THE ART* PENELITIAN

Berdasarkan pada hasil penelitian dan *road map* penelitian didapatkan korelasi antara waktu tahan, temperatur, dopant dan lingkungan pembuatan komposit terhadap reaksi antarmuka KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$.

Waktu tahan mempengaruhi kinematika infiltrasi, waktu tahan yang lebih lama dengan parameter proses yang sama memberikan infiltrasi yang lebih besar, temperatur mempengaruhi energi permukaan dan viskositas Al dan *dopant* dapat menurunkan sudut kontak untuk peningkatan pembasahan. Lingkungan pembuatan komposit dalam hal ini nitrogen diharapkan reaksi antarmuka yang terjadi dapat lebih meningkatkan densitas dan nilai ketangguhan patah dari KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$.

Penelitian disertasi ini menggunakan material keramik Al_2O_3 sebagai matriks dengan penguat ingot Al dan Mg sebagai dopant untuk membentuk material komposit matriks keramik $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$, dimana prosesnya menggunakan *dimox*.

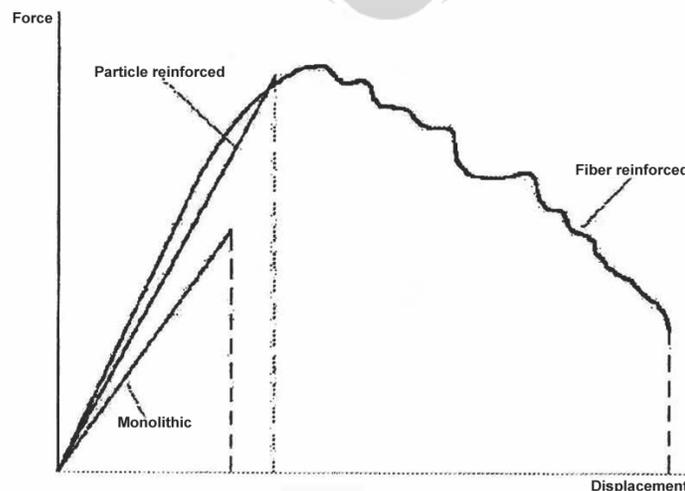
Reaksi antarmuka $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan variasi waktu tahan, temperatur dan dopant dengan variabel fraksi berat masing-masing telah diteliti. Pengamatan dan analisa daerah mikrostrukturnya sebagai hasil reaksi antarmuka $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{Al}$ digunakan mikroskop optik, SEM, EDAX dan XRD sedangkan sifat mekanik KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dilakukan dengan menggunakan pengujian kekerasan (Vickers), yang diindikasikan sebagai nilai ketangguhan retak, densitas dan porositas.

BAB II

TINJAUAN PUSTAKA

2.1. KOMPOSIT Matriks KERAMIK (KMK)

Komposit secara makro merupakan kombinasi dua atau lebih material membentuk material baru yang dihasilkan melalui teknologi rekayasa material dengan tujuan mendapatkan sifat-sifat tertentu yang lebih baik dari material-material penyusunnya. Material tersebut haruslah berikatan dengan baik, tetapi karena adanya material yang berbeda dengan energi permukaan yang berbeda pula menyebabkan material sulit untuk digabungkan karena sudut kontak yang besar antara dua material tersebut, oleh karena itu perlu ditambahkan *wetting agent*⁽²⁶⁾. Komposit matriks keramik (KMK) merupakan suatu kombinasi antara keramik sebagai matriks dengan penguat logam seperti Al untuk meningkatkan sifat ketangguhannya. Dalam komposit matriks keramik, tujuan utama dari penambahan material penguat adalah untuk memberikan ketangguhan terhadap matriks keramik yang umumnya bersifat getas⁽¹⁰⁾. Pada Gambar 2.1. memperlihatkan bahwa dengan pemberian penguat pada material keramik, maka ketangguhan retak dari keramik akan meningkat. Hal ini karena terdapat interaksi antara perambatan retak dengan partikel fasa terdispersi. Secara normal, inisiasi retak terjadi pada matriks, namun dengan adanya partikel, serat yang terdispersi di dalam fasa matriks, maka perambatan retak akan terhalang.⁽¹⁾



Gambar 2.1 Perbandingan kurva tegangan – regangan untuk keramik monolitik dengan KMK.⁽¹⁰⁾

Keunggulan KMK dibandingkan dengan material lainnya meliputi stabilitas pada temperatur tinggi yang baik, kekerasan yang tinggi, ketahanan korosi yang baik, ringan, sifat non-magnetik dan non-konduktif. Kombinasi dari berbagai sifat tersebut menjadikan KMK sebagai alternatif yang tepat sebagai pengganti baja paduan tinggi dan logam refraktori.

2.2 TEKNIK PEMBUATAN KMK

Proses pembuatan KMK dapat dilakukan dengan berbagai cara ⁽¹⁰⁾, antara lain :

1. Teknik Konvensional Campur dan Tekan

Merupakan teknik yang sederhana, dilakukan dengan cara mencampur matriks dan bahan pemberi ketangguhan (*toughening constituent*) dalam bentuk partikulat atau *whisker*. Campuran ini diberi *binder* selanjutnya ditekan dan dipanaskan atau dengan teknik tekan panas (*hot pressed*). Kendala proses ini adalah sulit untuk memperoleh campuran homogen dari matriks dan penguat berbentuk serat cenderung untuk membentuk agregat.⁽¹⁰⁾

2. . Teknik dengan Peleburan

Teknik dengan peleburan melibatkan infiltrasi antara matriks dengan penguat. Produksi KMK dengan cara ini banyak digunakan untuk matriks berupa gelas (*glass*). Kekurangannya adalah teknik ini terbatas penggunaannya karena reaksi dengan penguat akibat tingginya temperatur lebur refraktori keramik dan reaktifitas leburan gelas serta laju infiltrasi yang rendah dari viskositas yang tinggi⁽¹⁰⁾.

3. Teknik Sol - Gel

Sol adalah dispersi partikel lebih kecil dari 100 nm diperoleh dengan pengendapan dari reaksi dalam larutan sedangkan gel merupakan sol yang telah kehilangan sebagian besar pelarutnya sehingga terjadi peningkatan viskositas. Pembuatan keramik dengan sol dilakukan dengan infiltrasi sol ke prabentuk yang diikuti dengan pengeringan. Untuk mendapatkan densitas matriks yang baik maka penuangan sol dilakukan berkali-kali. Dalam kondisi sol dan gel akan memudahkan dalam hal pencampuran penguat berupa partikulat atau *whisker*. Hal

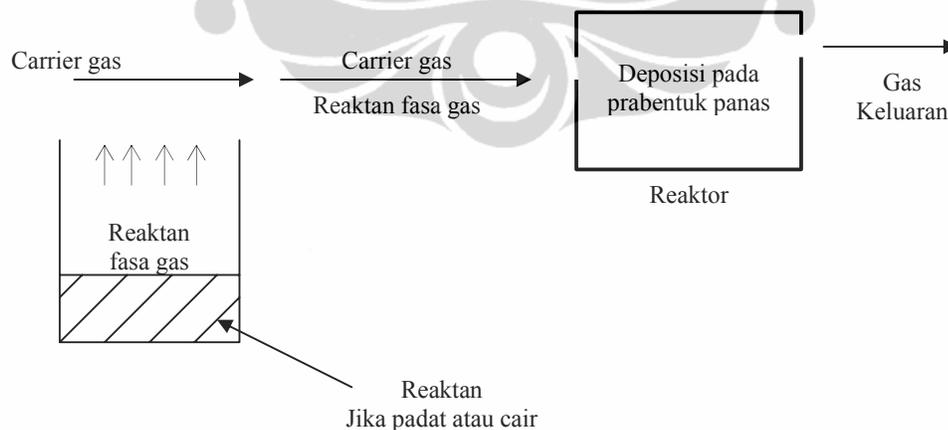
ini diikuti dengan pengeringan, kalsinasi, tekanan dan *sintering* atau dengan tekan panas⁽¹⁰⁾.

4. Teknik *Slurries*

Teknik *slurries* dapat mereduksi kesulitan mendapatkan campuran yang homogen. Teknik ini menggunakan *deffloculant* yang akan menyebabkan bahan baku mudah terdispersi dalam bentuk bubuk (*slurry*) dan disertai pengaturan pH larutan. Dispersi ditingkatkan dengan cara pengadukan yang umumnya dilakukan dengan *ultrasonic vibration*. Komposit dapat dibentuk dengan pengeringan *solvent* yang dilanjutkan dengan kompaksi dan *sinter* atau dengan tekan panas⁽¹⁰⁾.

5. Teknik Deposisi Uap

Teknik ini melibatkan pemanasan salah satu komponen komposit sehingga mencapai fasa gas. Digunakan untuk melapisi fiber dan menginfiltrasi prabentuk berpori membentuk matriks. Reaktan yang digunakan dapat dalam bentuk cair, padat atau gas pada temperatur ruang. Selanjutnya dipanaskan sampai fasa gas dan dibawa oleh "carrier gas" menuju reaktor dan akan menginfiltrasi substrat yang telah dipanaskan dalam reaktor. Reaksi kimia terjadi dalam fasa gas dan terjadi deposisi matriks.

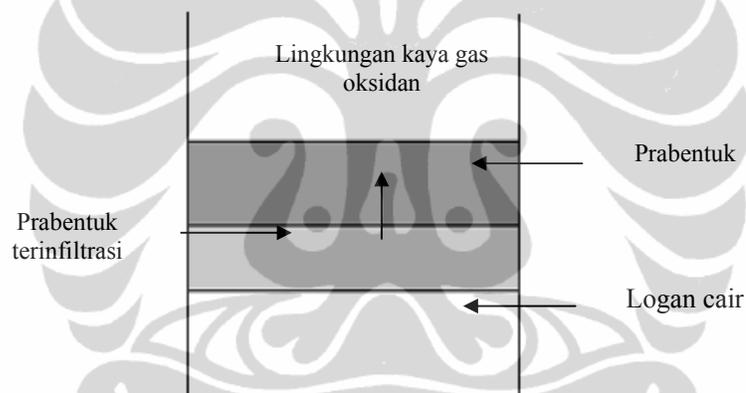


Gambar 2.2 Teknik Deposisi fasa Gas⁽¹⁰⁾

6. Proses *Lanxide* dan Teknik In Situ

Proses *Lanxide* merupakan proses untuk memproduksi komposit dengan cara reaksi leburan logam dengan gas. Proses ini banyak dikembangkan untuk sistem aluminium – alumina dan aluminium-SiC. Komposit terbentuk melalui infiltrasi leburan aluminium ke prabentuk yang ada di atasnya dengan gaya kapiler. Keramik tumbuh keluar menuju daerah kaya gas oksidan. Syarat yang dibutuhkan adalah partikulat atau fiber yang digunakan tidak bereaksi dengan gas.⁽¹⁾ Gambar 2.3 menunjukkan proses *Lanxide*.

Teknik in situ merupakan pembentukan komposit secara in situ melalui reaksi kimia. Reaksi kimia ini memungkinkan untuk mendapatkan distribusi *toughening phase* yang homogen.

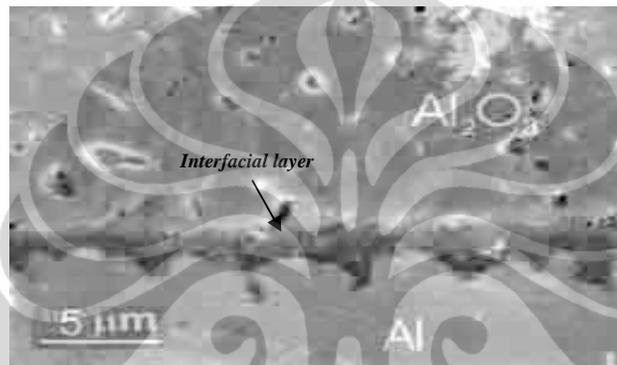


Gambar 2.3 Skematik proses *Lanxide* ⁽¹⁰⁾

2.3 ANTARMUKA MATRIKS – PENGUAT

Pada material komposit, ketika matriks dan permukaan penguat saling bersentuhan dan berada dalam kontak yang sangat baik, akan terjadi interaksi kimia dan fisika antara matriks dan penguat di antarmuka ^(1,30). Untuk sistem yang melibatkan logam dan keramik, diantara kedua komponen penyusunnya menghasilkan suatu lapisan yang biasa disebut dengan lapisan antarmuka yang memiliki struktur serta komposisi yang berbeda dimana matriks dan penguat berinteraksi yang mempengaruhi performa dari komposit. lapisan antarmuka ini, memiliki sifat mekanis yang berbeda sehingga akan sangat mempengaruhi

karakteristik dari antarmuka^(31,32). Matriks pada komposit berfungsi sebagai pengikat penguat menjadi satu kesatuan, mentrasfer beban dari penguat satu ke penguat lainnya dan melindungi penguat dari pengaruh lingkungan. Antarmuka merupakan daerah yang mempunyai ketebalan hanya beberapa atom dan pada daerah ini terjadi perubahan sifat dari matriks ke penguat⁽¹³⁾. Optimalisasi dari antarmuka diperlukan oleh material komposit untuk mendapatkan sifat mekanis dinamis dan statis yang maksimum, serta untuk mendapatkan ketahanan yang baik terhadap lingkungan.^(31,32)



Gambar 2.4. *Interfacial layer* antara Al dan Al_2O_3 ⁽³³⁾

Antarmuka yang kuat memungkinkan perpindahan dan distribusi beban dari matriks dengan penguat tanpa kegagalan, karena ketidakseimbangan dalam sistem komposit, maka terdapat gradien potensial kimia pada antarmuka antara logam dan keramik yang memberikan gaya pendorong pada reaksi antarmuka selama fabrikasi⁽³³⁾. Antarmuka yang ada pada komposit ini berguna sebagai penerus beban yang efisien antara matriks dan penguat.^[1] Perilaku perpatahan (*fracture behavior*) komposit juga bergantung pada kekuatan antarmuka. Antarmuka yang bersifat lemah akan menghasilkan kekuatan dan kekakuan yang rendah, akan tetapi memiliki ketahanan yang tinggi terhadap perpatahan. Sedangkan, antarmuka yang bersifat kuat akan menghasilkan kekuatan dan kekakuan yang tinggi, akan tetapi memiliki ketahanan yang rendah terhadap perpatahan, yakni perilaku getas (*brittle behavior*). Sifat-sifat komposit yang lain, seperti ketahanan terhadap *creep*, fatik, dan degradasi lingkungan juga dipengaruhi oleh karakteristik dari antarmuka.^[10] Reaksi antarmuka dapat menjadi motivator pada pembasahan logam dan keramik. Meskipun stabilitas dari fase keramik dalam

sistem logam - keramik biasanya hanya memungkinkan solubilitas/daya larut yang sedang saja, namun sejumlah kecil pelarutan bisa sangat mengurangi energi antarmuka padat : cair^(29,31,32,34,35).

2.4 KEMAMPUAN PEMBASAHAN (*WETTABILITY*)

Salah satu faktor utama untuk mendapatkan sifat komposit yang baik adalah dengan memastikan terbentuknya ikatan antarmuka yang baik akibat gaya adhesi antara matriks dengan penguat serta akibat adanya ikatan mekanik. Dalam hal ini melibatkan proses pembasahan dan pembentukan antarmuka antara matriks dan penguat^(34,35). Gaya adhesi antara matriks dengan penguat selama proses pembuatan komposit merupakan suatu peristiwa dinamis yang dapat dipengaruhi oleh kondisi fabrikasi dan akhirnya akan mempengaruhi sifat komposit yang dihasilkan. Kemampuan pembasahan dari padatan oleh cairan diperlukan di banyak dalam bidang industri⁽³⁰⁾.

Kemampuan pembasahan yang baik dipengaruhi oleh faktor-faktor pokok seperti kandungan elemen campuran, orientasi kristal dan kekasaran dari material padat, dan pengotor. Kemampuan pembasahan adalah kemampuan dari cairan untuk tersebar merata ke permukaan suatu padatan. Jika cairan memiliki kemampuan pembasahan yang baik maka cairan tersebut dapat menutupi seluruh lubang dan kontur pada permukaan yang kasar dan menghilangkan semua udara. Ikatan antarmuka diakibatkan adhesi antara penguat dengan matriks dan karena penguncian mekanis. Reaksi antara penyusunnya menghasilkan antarfasa pada antarmuka keduanya^(10,30). Agar adhesi terjadi selama fabrikasi komposit, harus ditemukan dalam suatu kontak yang kuat. Pada tahap fabrikasi komposit, seringkali matriks berada dalam kondisi dimana matriks mampu mengalir (*flowing*) dan perilakunya mendekati perilaku cairan. Konsep dalam konteks ini adalah kemampuan pembasahan. Kemampuan pembasahan merupakan kemampuan di mana cairan akan menyebar pada permukaan padat. Semua permukaan memiliki energi bebas per satuan luas antarmuka padat-gas, cair-gas dan padat-cair masing-masing adalah γ_{SG} , γ_{LG} , dan γ_{SL} . Untuk pertambahan luas dA yang ditutupi oleh lapisan yang menyebar, dibutuhkan energi ekstra untuk luas baru dari antarmuka padat-cair dan cair-gas. Energi ekstra ini adalah $(\gamma_{SL} dA + \gamma_{LG}$

dA), sedangkan $\gamma_{SG} dA$ adalah energi ketika permukaan padat tertutup. Agar penyebaran cairan terjadi dengan spontan, cairan harus menguntungkan secara energi, sehingga syaratnya :

$$\gamma_{SL} dA + \gamma_{LG} dA < \gamma_{SG} dA \quad \dots\dots\dots (2.1)$$

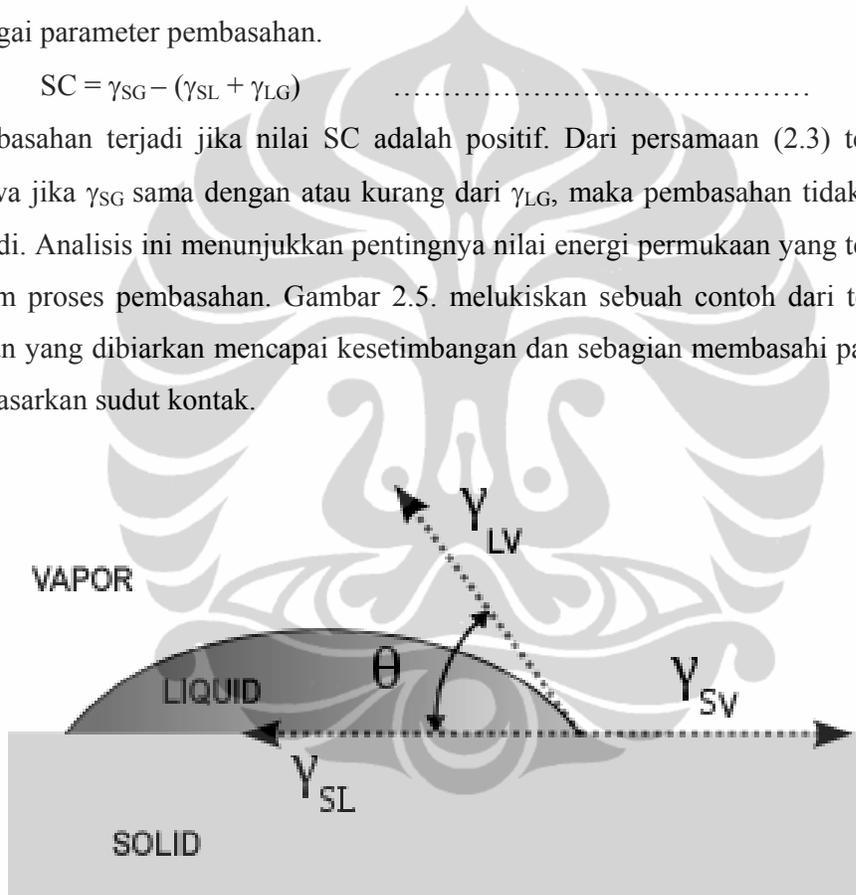
Dibagi dengan dA memberikan

$$\gamma_{SL} + \gamma_{LG} < \gamma_{SG} \quad \dots\dots\dots (2.2)$$

Dari hubungan ini, koefisien penyebaran / SC (*spreading coefficient*) ditentukan sebagai parameter pembasahan.

$$SC = \gamma_{SG} - (\gamma_{SL} + \gamma_{LG}) \quad \dots\dots\dots (2.3)$$

Pembasahan terjadi jika nilai SC adalah positif. Dari persamaan (2.3) terlihat bahwa jika γ_{SG} sama dengan atau kurang dari γ_{LG} , maka pembasahan tidak akan terjadi. Analisis ini menunjukkan pentingnya nilai energi permukaan yang terlibat dalam proses pembasahan. Gambar 2.5. melukiskan sebuah contoh dari tetesan cairan yang dibiarkan mencapai kesetimbangan dan sebagian membasahi padatan berdasarkan sudut kontak.



Gambar 2.5 Cairan dalam Kesetimbangan dengan Zat Padat dan Uap⁽³²⁾

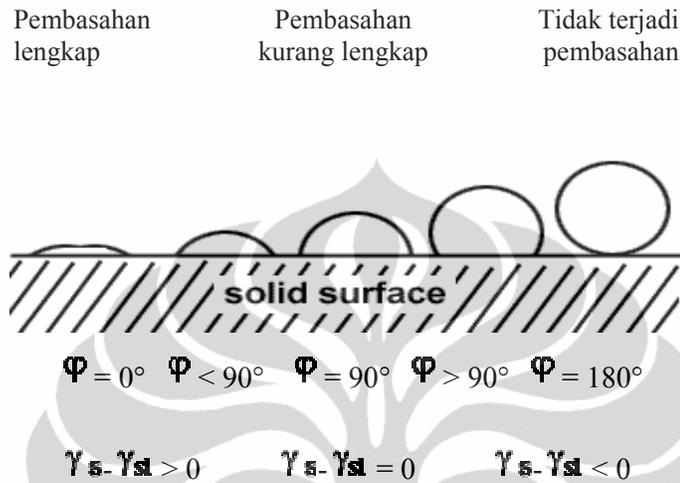
Kesetimbangan energi pada sistem disajikan dalam persamaan Young⁽¹⁾, yaitu :

$$\gamma_{sl} - \gamma_{sv} + \gamma_{lv} \cos \theta = 0 \quad \dots\dots\dots (2.4)$$

Dengan menyusun kembali persamaan (2.4) maka diperoleh,

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}} \quad \dots\dots\dots (2.5)$$

Sudut kontak θ dijadikan indikator tingkat pembasahan. Nilai θ berada diantara $0-180^\circ$ dengan ketentuan jika sudut kontak lebih besar dari 90° maka tidak terjadi pembasahan sedangkan jika sudut kontak kurang dari 90° maka mengalami pembasahan⁽¹⁾. Seperti pada Gambar 2.6



Gambar 2.6 Kemampuan pembasahan berdasarkan besarnya sudut kontak (φ)⁽³⁶⁾

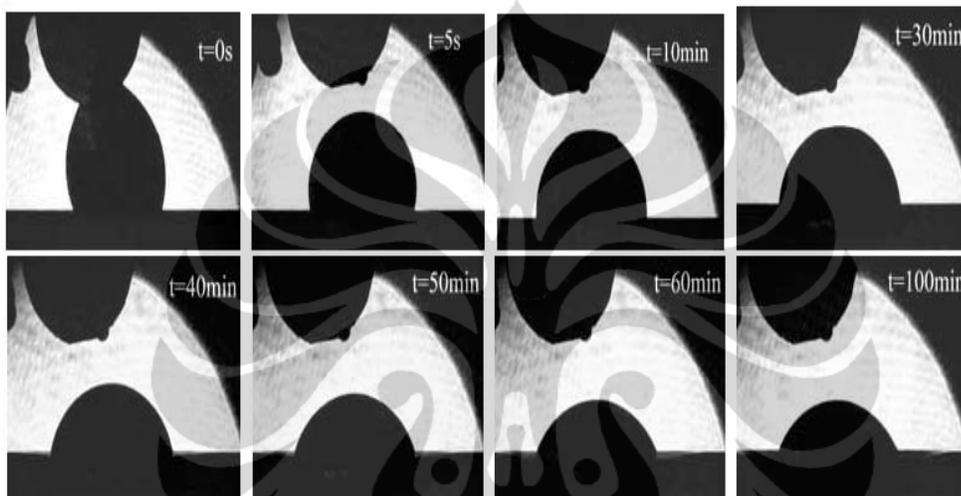
Besarnya sudut pembasahan dari leburan paduan aluminium terhadap Al_2O_3 dan besarnya sudut pembasahan dari leburan aluminium murni terhadap berbagai jenis material keramik, masing-masing ditunjukkan pada Tabel 2.1

Tabel 2.1 Karakteristik pembasahan dari leburan aluminium terhadap berbagai jenis material keramik⁽³²⁾

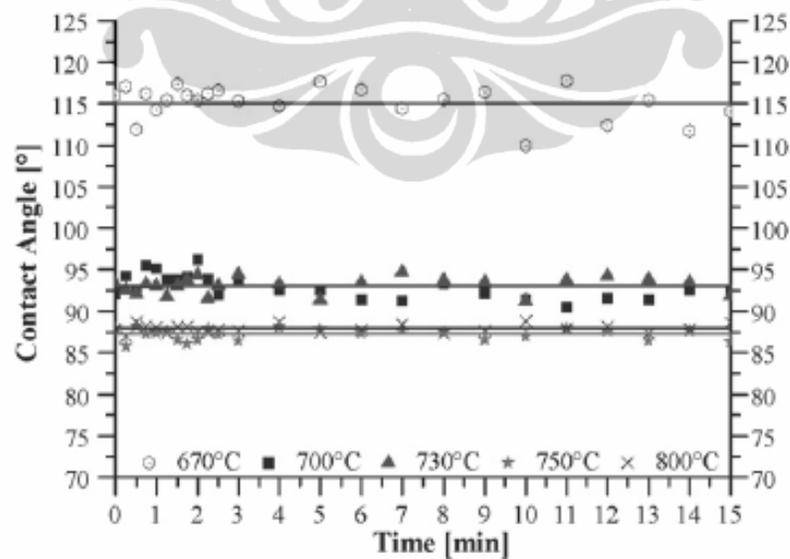
Materials	Temperature (°C)	Atmosphere	Contact angle (degree)
MgO	980	vacuum	155
MgAl ₂ O ₄	980	vacuum	155
Al ₂ O ₃	900 - 1170	vacuum	118 - 70
	940		170 (0 h)
	970		148 (0 h)
	980	vacuum	152
	1255		85 (0 h)
			77 (0.3 h)
			66 (0.4 h)
		47.5 (0.5 h)	
AlN	970 - 1150	vacuum	123 - 84
TiN	980 - 1100	vacuum	84 - 45
B ₄ C	600 - 670	vacuum	117 - 118
Al ₄ C ₃	1000	vacuum	104
SiC	1100	vacuum	34
TiC	700	Ar	118
TiB ₂	980 - 1060	vacuum	111 - 65
	980 - 1110	vacuum	90 - 60

2.5 PENGARUH WAKTU

Ketergantungan infiltrasi terhadap waktu berkaitan dalam hal kinetika reaksi pada sistem keramik-logam. Untuk sistem dengan reaktivitas tinggi, reaksi antarmuka berlangsung dengan cepat setelah kontak fisik antara fasa padat dan cair. Pada umumnya, kemampuan pembasahan keramik-logam buruk dan proses infiltrasi terjadi dengan lambat sehingga diperlukan waktu untuk mencapai pembasahan^(30,33,34).

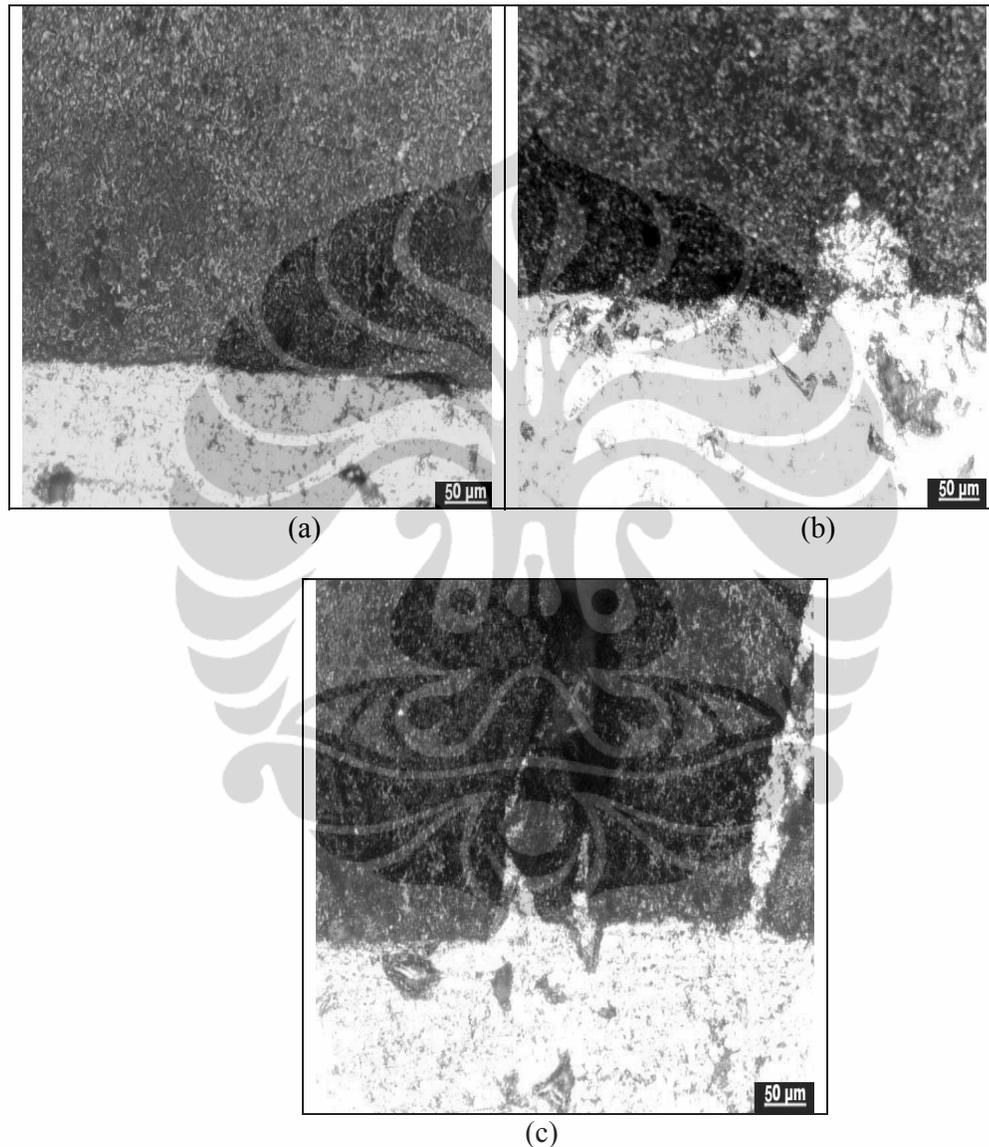


Gambar 2.7 Ketergantungan sudut kontak terhadap waktu⁽³⁰⁾



Gambar 2.8 Besarnya sudut kontak Al/Al₂O₃ terhadap waktu⁽³⁴⁾

Ketergantungan sudut kontak pembasahan terhadap waktu terlihat pada sistem $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$. Ahgajianian⁽¹²⁾ dalam penelitiannya membuktikan bahwa waktu tahan mempengaruhi kinetika infiltrasi, waktu yang lebih lama dengan parameter proses yang sama memberikan kinetika infiltrasi yang lebih besar.



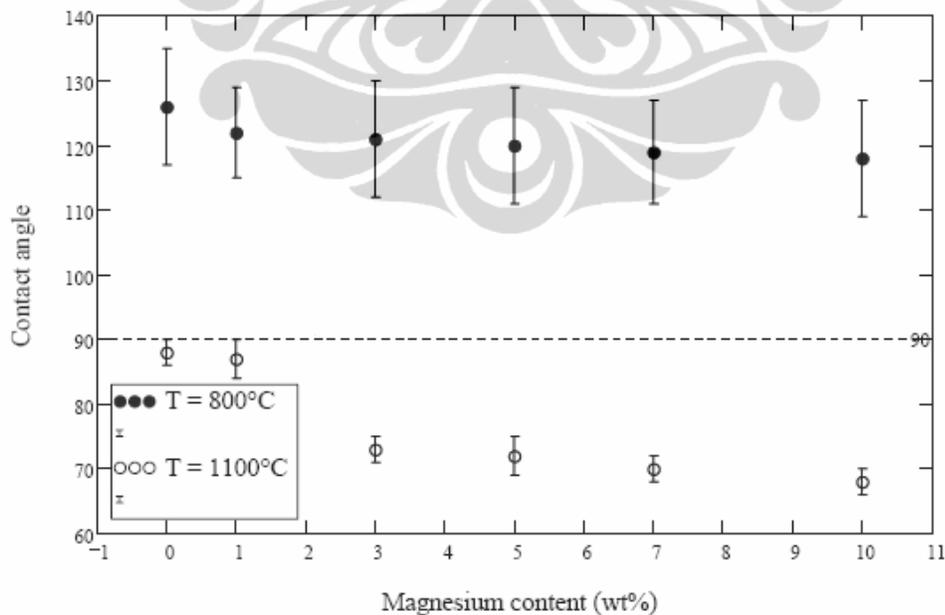
Gambar 2.9 Infiltrasi Al pada temperatur 1300°C dengan waktu tahan (a) 10 jam, (b) 15 jam, dan (c) 24 jam KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ ⁽³⁷⁾

Laju infiltrasi dan pembasahan partikulat keramik dalam paduan Al cair yang cepat berhubungan dengan rasio permukaan terhadap volume yang tinggi dari partikulat, serta daya larut *dopant* yang tinggi dalam aluminium⁽¹²⁾.

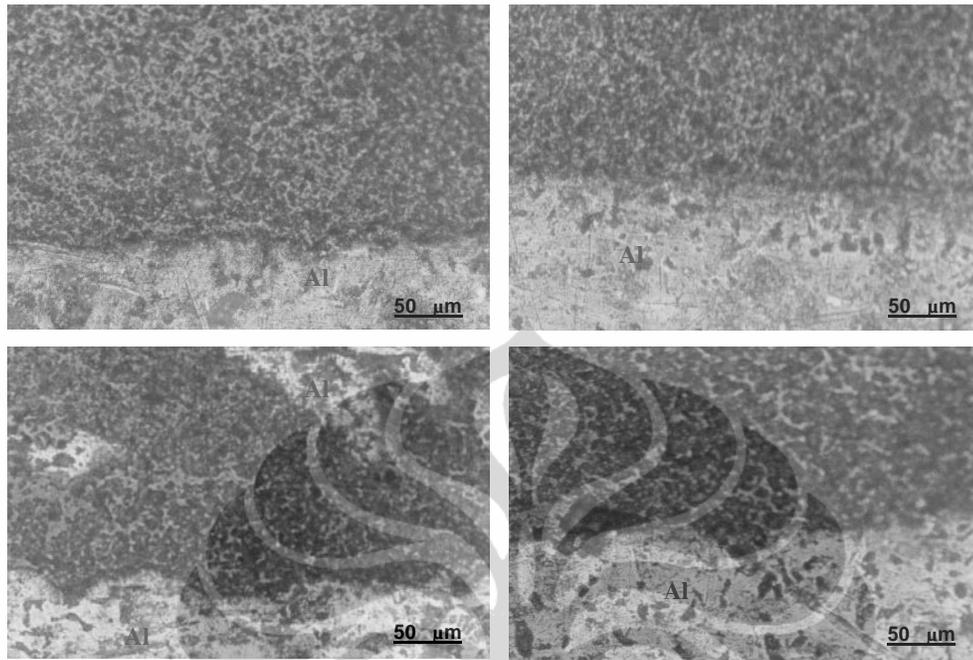
2.6 PENGARUH *DOPANT* TERHADAP PERTUMBUHAN PRODUK REAKSI.

Pada awal oksidasi, aluminium membentuk lapisan tipis yang terjadi di permukaan. Walaupun tebalnya mendekati 2 nanometer⁽³⁵⁾, lapisan tipis ini tidak mudah ditembus, sangat stabil dan lapisan oksidanya koheren, menahan laju oksidasi lebih lanjut oleh tekanan oksigen.

Lapisan oksida yang protektif ini lebih lanjut dapat diatasi oleh proses *Dimox* dengan menambahkan *dopant* yang menyebabkan lapisan oksida menjadi tidak protektif. Rendahnya pembasahan sistem logam keramik dapat ditingkatkan dengan penambahan *dopant*. Meskipun efek penambahan *dopant* pada oksidasi aluminium tidak sepenuhnya penting, namun penambahan *dopant* dapat menaikkan penetrasi kapilaritas pada lapisan oksida mencakup leburan logam dan mudah terbentuk antarmuka logam/substrat. *Dopant* mempengaruhi tegangan permukaan atau mengurangi energi permukaan fasa padat-cair^(27,37,38). Penambahan *dopant* juga dapat menurunkan sudut kontak, mencegah pertumbuhan butir dan mendispersikan fasa keramik dengan merata⁽³⁷⁾.



Gambar 2.10 Pengaruh wt % Mg terhadap sudut kontak dalam sistem $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ murni dan $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ ⁽²³⁾



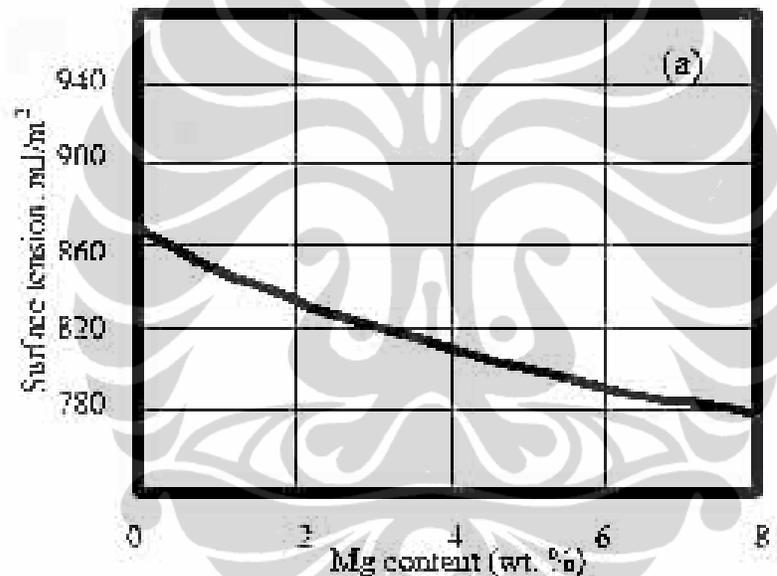
Gambar 2.11 Infiltrasi leburan Al dengan presentase magnesium (a). 5 %, (b). 8%, (c). 10%, (d). 14% pada temperatur 1300 °C, dan waktu tahan 15 jam KMK Al₂O₃/Al⁽³⁹⁾

Untuk sistem Al₂O₃/Al, *dopant* yang banyak digunakan adalah Mg dan Si. Magnesium lebih efektif dibandingkan Si^(24,44,51) karena Mg memiliki reaktifitas yang tinggi sehingga dalam proses oksidasi, Mg bereaksi lebih dahulu dibandingkan Al. Magnesium memperbaiki pembasahan dengan cara merusak lapisan protektif pada permukaan Al sehingga dapat terjadi reaksi permukaan yang mendukung pembasahan dengan cara membentuk spinel yang mudah terbasahi oleh leburan aluminium⁽²³⁾.

Persyaratan bagi infiltrasi secara spontan meliputi penggunaan paduan yang mengandung magnesium. Magnesium bersifat efektif dalam mengurangi tegangan permukaan cairan dan mendorong reaksi-reaksi antarmuka. S.Y. Oh dkk.⁽³⁵⁾, mengamati peningkatan kemampuan pembasahan oleh magnesium, dan diyakini bahwa pendorongan reaksi-reaksi antarmuka merupakan mekanisme yang paling aktif untuk meningkatkan pembasahan suatu permukaan keramik padat dengan paduan aluminium leburan.

Peningkatan pembasahan dengan menurunkan tegangan permukaan material keramik yang diakibatkan oleh penambahan magnesium pada paduan aluminium. Shen dkk.⁽²⁹⁾ dan Benerji dkk.⁽³⁹⁾ menyatakan bahwa penambahan unsur penyusun paduan matriks dapat meningkatkan pembasahan suatu permukaan padat dengan tiga cara, yaitu :

1. Dengan mengurangi tegangan permukaan paduan
2. Dengan mengurangi energi antarmuka padat-cair, dan
3. Dengan mendorong reaksi kimia pada antarmuka padat cair.



Gambar 2.12 Pengaruh magnesium terhadap tegangan permukaan ⁽¹⁾

2.7 PENGARUH TEMPERATUR

Energi antarmuka padat-cair berkurang terhadap waktu untuk semua sistem partikel keramik-paduan aluminium. Efek ini diduga disebabkan sebagian oleh perubahan energi permukaan dan sebagian oleh reaksi antarmuka yang lebih cepat pada temperatur yang lebih tinggi. Penguraian lapisan oksida pada fasa keramik padat baik secara fisik maupun kimia juga telah mempertimbangkan temperatur sebagai salah satu yang mempengaruhi kinetika pembasahan. Logam cair memulai berinfiltrasi jika energi antarmuka padat cair berkurang.

Temperatur berpengaruh terhadap viskositas dimana pengaruh viskositas paduan aluminium leburan terhadap infiltrasi ditunjukkan oleh parameter temperatur (Φ) yang dikembangkan oleh, Martins dkk.⁽⁴⁰⁾ yang dapat dinyatakan sebagai :

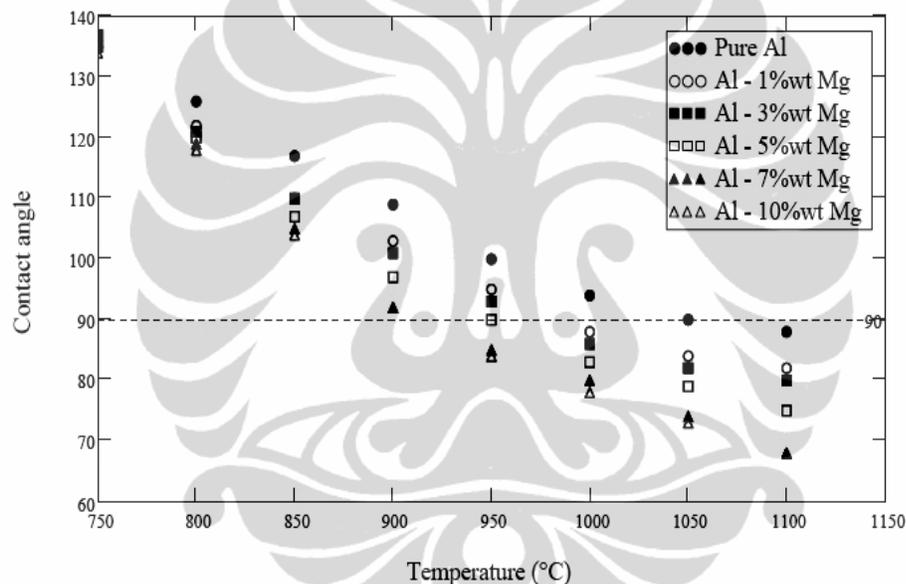
$$\Phi = \frac{(\gamma \cos \theta)}{2\mu} \dots\dots\dots (2.6)$$

dimana

γ = Tegangan permukaan (mNm^{-1})

θ = Sudut kontak cair padat ($^{\circ}$)

μ = Viskositas leburan



Gambar 2.13 Pengaruh Temperatur terhadap sudut kontak dalam sistem $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ murni dan $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-Mg}$ ⁽²³⁾

Nilai parameter temperatur yang tinggi digunakan sebagai gambaran peningkatan kecepatan infiltrasi untuk leburan paduan dengan viskositas lebih rendah. Meskipun stabilitas dari fasa keramik dalam sistem logam-keramik biasanya hanya memungkinkan solubilitas/daya larut yang kecil, namun sejumlah kecil pelarutan bisa sangat mengurangi energi/tegangan antarmuka padat-cair. Adsorpsi merupakan reaksi permukaan yang tergantung pada konsentrasi dan temperatur. Hubungan antara adsorpsi dan temperatur, energi permukaan dan konsentrasi diberikan oleh persamaan adsorpsi Gibbs yaitu :

$$\Gamma = -\frac{1}{RT} \frac{d\gamma}{\ln dX} \quad \dots\dots\dots (2.7)$$

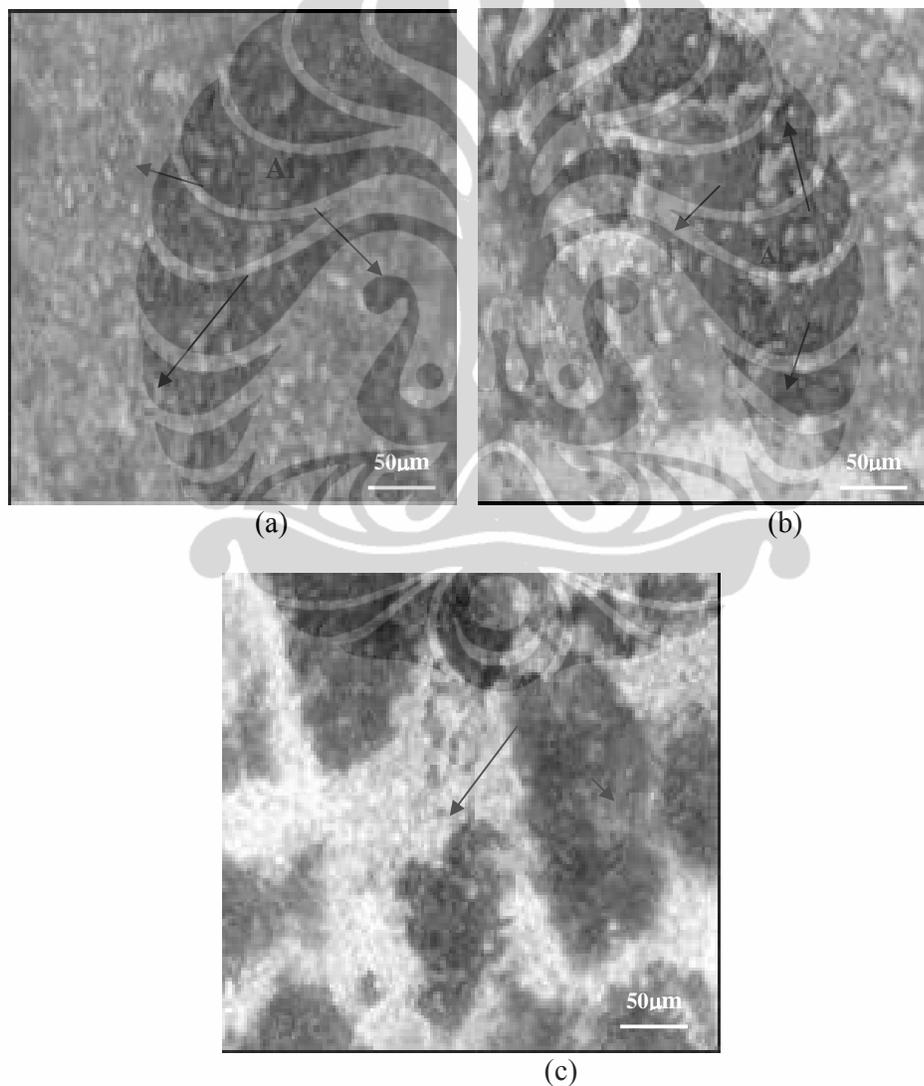
dimana : Γ = Adsorpsi ($\text{m}^{\circ}/\text{mol}$)

R = Konstanta gas ($8.3144 \text{ joules } /^{\circ}\text{mol}$)

γ = Tegangan permukaan (mNm^{-1})

X = Fraksi mol temper.

Semakin besar adsorpsi, maka *solute* semakin cenderung untuk mengurangi energi permukaan. Aghajanian ⁽¹²⁾ menemukan bahwa infiltrasi meningkat dengan cara yang hampir linear dengan temperatur.



Gambar 2.14 Struktur mikro produk KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil *firing* pada waktu tahan 15 jam temperatur a). 1100°C , b) 1200°C , c). 1300°C ⁽⁴¹⁾

2.8 MATERIAL PEMBENTUK KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK (KMK)

2.8.1 Alumina

Alumina (Al_2O_3) memiliki beberapa struktur kristal, beberapa di antaranya bersifat metastabil; fasa alumina yang berbeda dinotasikan alpha (α), delta (δ), gamma (γ) dan eta (η) alumina. Keramik alumina bulk yang familiar, digunakan misalnya dalam busi, adalah α -alumina yang memiliki struktur kristal heksagonal. Alumina merupakan polikristalin dan tidak 100% Al_2O_3 , namun mengandung oksida lain yang seringkali dalam jumlah cukup besar. Penambahan oksida yang paling umum adalah SiO_2 . Alumina dikategorikan sebagai keramik modern dan yang banyak digunakan berbagai aplikasi karena stabilitas termal yang baik, tahan korosi dan mempunyai daya tahan aus yang baik^(1, 42). Berikut diberikan sifat-sifat fisik dan mekanik yang dimiliki oleh alumina pada Tabel 2.2

Tabel 2.2 Sifat-sifat alumina⁽⁴²⁾

Sifat Fisik	Nilai
Densitas, g/cm^3	3,89
Warna	putih
Titik Lebur, $^{\circ}\text{C}$	2015
Sifat Mekanik*	Nilai
Kekuatan bending, MPa	50
Fracture toughness, $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	3
Kekerasan, VHN	1440

2.8.2 Aluminium

Aluminium mempunyai densitas yang relatif rendah dibandingkan dengan logam lainnya, memiliki ketangguhan yang tinggi, murah dan mudah untuk difabrikasi. Aluminium juga memiliki ketahanan korosi yang baik, karena aluminium akan selalu membentuk lapisan oksida tipis (Al_2O_3) yang protektif jika bersentuhan dengan udara sehingga melindungi logam di bawahnya dari korosi selanjutnya.

Karena sifat-sifat yang menguntungkan tersebut, menjadikan aluminium banyak digunakan dalam berbagai industri. Salah satunya adalah dalam pengembangan material komposit. Dari sekian banyak sistem matriks logam yang ada, komposit matriks paduan aluminium telah menjadi obyek dari banyak penelitian, karena sifatnya yang baik dan mudah untuk difabrikasi. Berikut diberikan sifat-sifat fisik, mekanik dan termal yang dimiliki oleh logam aluminium pada Tabel 2.3

Tabel 2.3 Sifat-sifat logam aluminium^[1,43]

Sifat Fisik	Nilai
Densitas, g/cm ³	2,7
Berat Atom, g/mol	26,97
Warna	Putih keperak-perakkan
Titik Lebur, °C	660,4
Titik Didih, °C	2467
Jari-jari Atom, nm	0,143
Sifat Mekanik	Nilai
Modulus Elastisitas, GPa	71
Rasio <i>Poisson</i>	0,35
Kekuatan Luluh, MPa	25
Fracture toughness, MPa√m	33
Sifat Termal	Nilai
Konduktivitas Panas, W/m ^{°K}	237
Kapasitas Panas, J/kg °C	917

2.8.3 Magnesium

Magnesium merupakan material struktural yang paling ringan, sangat reaktif (lebih reaktif daripada Al) dan Mg adalah unsur kedelapan yang paling berlimpah di kulit bumi. Magnesium terdapat secara alami dalam *dolomite*, *magnesite*, *carnallite* dan *chloride*.

Magnesium memiliki peran yang sangat penting dalam proses pembentukan KMK Al₂O₃/Al melalui proses DIMOX, yakni sebagai agen pembasah (*wetting agent*). Sebagai agen pembasah, Mg mampu memperbaiki sifat pembasahan antara logam dan keramik yang umumnya mempunyai sifat pembasahan yang buruk dengan cara merusak lapisan protektif Al₂O₃ pada permukaan Al. Dengan rusaknya lapisan pasif ini maka dapat terjadi reaksi permukaan, dimana akan

membentuk spinel ($MgAl_2O_4$) yang memiliki celah mikro (*microchannel*) sehingga leburan Al mudah terinfiltrasi ke prabentuk.

Adanya Mg ini juga akan mengurangi tegangan permukaan dari leburan aluminium sehingga akan mencegah pembentukan batas butir alumina-alumina yang pada akhirnya mencegah terbentuknya lapisan alumina protektif.⁽³²⁾ Secara umum sifat-sifat logam Mg ditunjukkan pada Tabel 2.4

Tabel 2.4 Sifat-sifat magnesium⁽¹⁾

Sifat Fisik	Nilai
Densitas, g/cm ³	1,74
Berat atom, g/mol	24,31
Titik Lebur, °C	649
Titik Didih, °C	1097
Sifat Mekanik*	Nilai
Modulus Elastisitas, GPa	45
Kekuatan Luluh, MPa	255
Kekerasan, VHN	12

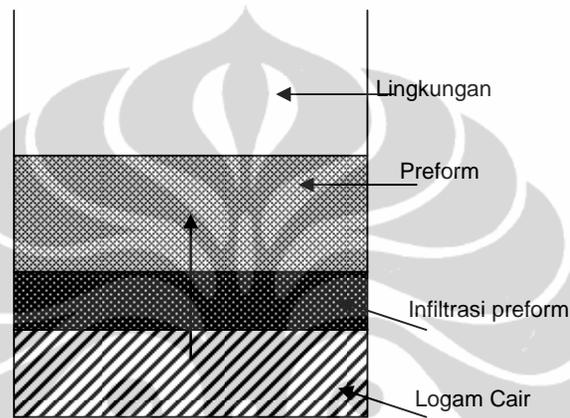
* Kondisi pada temperatur ruang

2.9 FABRIKASI KMK DENGAN PROSES DIRECTED MELT OXIDATION (DIMOX)

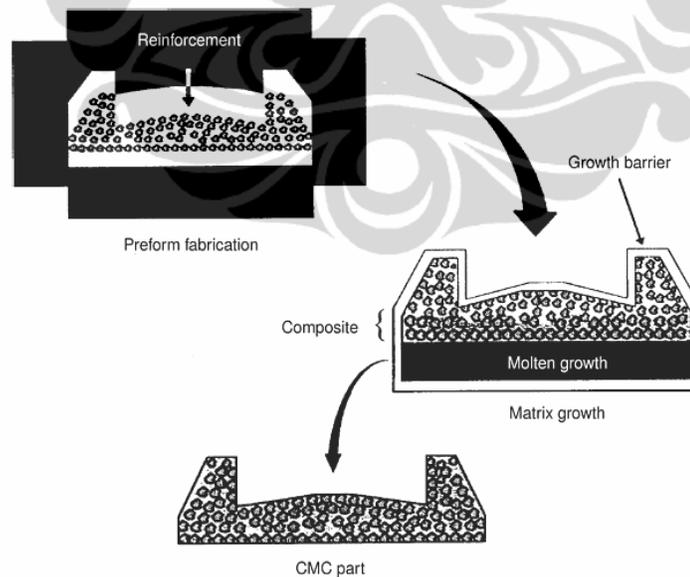
Salah satu jenis metode infiltrasi cairan adalah proses oksidasi langsung (*directed metal oxidation process*), atau proses *Lanxide* (*Lanxide* yang merupakan merek dagang dari *Advanced Material Lanxide LLC, Newark, DE*).⁽¹⁾ Proses *DIMOX* merupakan proses hasil reaksi antara logam cair dengan gas. Pertumbuhan keramik terjadi disebelah luar permukaan logam dan melalui prabentuk. Komposit dapat dihasilkan akibat adanya infiltrasi logam cair karena adanya gaya kapilaritas logam leburan pada temperatur tinggi dan berlangsung secara spontan, tanpa adanya tekanan dari luar.

Proses ini sangat fleksibel dan sederhana, mengatasi banyak keterbatasan yang ditemui dalam proses-proses pembuatan KMK lainnya dan infiltrasi kedalam pra bentuk mengandalkan pembasahan antara logam dan keramik yang didorong oleh adanya gaya kapilaritas aluminium leburan melalui celah mikro

(*microchannel*) yang terjadi pada produk oksidasi ke melalui prabentuk yang akan menghasilkan komposit matriks keramik^(1,10,44), seperti terlihat pada Gambar 2.15 dan Gambar 2.16, disamping itu proses ini dapat memanfaatkan cetakan murah untuk menghasilkan bentuk-bentuk produk yang rumit produk yang dihasilkan akan memiliki bentuk yang hampir sama dengan yang diinginkan, dan sifat mekanis (kekuatan, ketangguhan, dsb) dari komposit yang dihasilkan juga baik, selain itu juga tidak terjadinya penyusutan (*shrinkage*)⁽¹⁾.

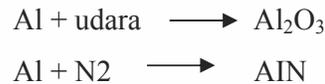


Gambar 2.15 Proses Dimox⁽¹¹⁾



Gambar 2.16 Mekanisme Proses *directed melt oxidation* (courtesy of Lanxide Corporation).⁽¹⁾

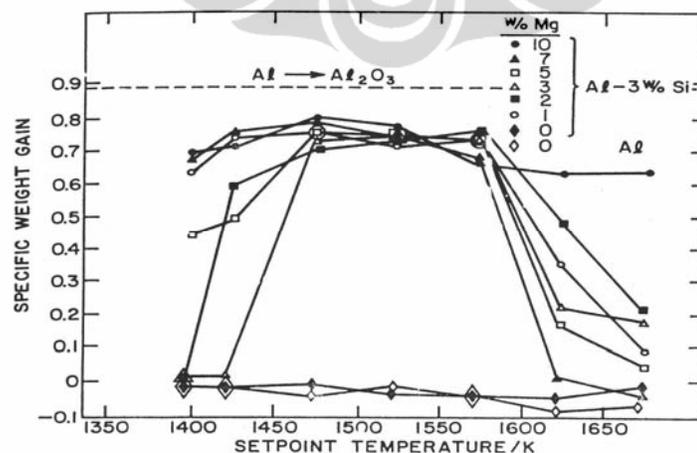
Pada proses *dimox* ini, leburan logam mengalami proses oksidasi langsung dengan atmosfer gas disekitarnya. Sebagai contoh, leburan Al yang bereaksi dengan oksigen membentuk aluminium oksida, sedangkan jika bereaksi dengan gas nitrogen akan membentuk aluminium nitrida.⁽¹⁾



2.10 MEKANISME PEMBENTUKAN REAKSI DALAM SISTEM KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$

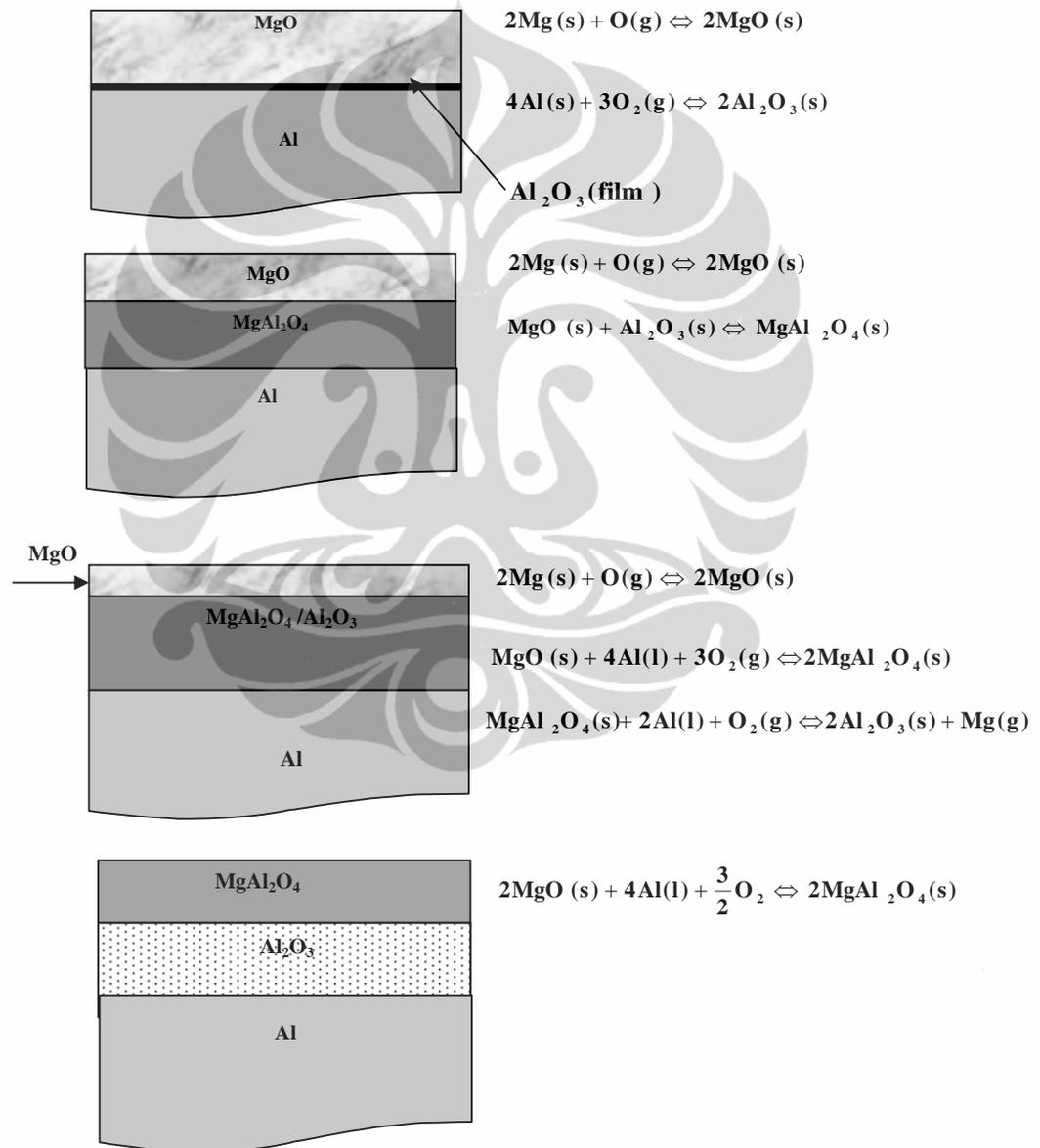
Mekanisme pembentukan KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ sangat dipengaruhi oleh proses infiltrasi leburan Al. Terbentuknya spinel yang merupakan senyawa *interphase*, yang sangat mempengaruhi proses pembasahan leburan Al terhadap Al_2O_3 . karena kehadiran spinel yang memiliki celah micro pada sistem antarmuka, maka leburan Al mudah terinfiltrasi ke prabentuk Al_2O_3 .

Newkirk, Benerji dkk. dalam publikasinya^(11,39) mengkonsentrasikan reaksi produk pertumbuhan $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ yang diperoleh dari aluminium leburan dengan elemen dopant Mg dan Si. Pertumbuhan dari Al-Mg leburan, dimana dalam kasus ini, awalnya membutuhkan penghilangan oksida dari aluminium leburan yang langsung dari atmosfer udara. Xio & Derby⁽⁴⁴⁾ menyatakan bahwa MgO dapat digunakan sebagai *dopant* eksternal pada permulaan pertumbuhan dengan aluminium leburan.



Gambar 2.17. Pengaruh temperatur dan konsentrasi dopant terhadap pertambahan berat produk⁽¹¹⁾

Beberapa peneliti menyatakan rangkaian permulaan sistem reaksi pada Al/alumina diawali oleh magnesium^(11,44). Xiao dan Derby⁽⁴⁴⁾ melaporkan bahwa ketika MgO murni diteMPatkan pada permukaan leburan Al (> 99.5 %) dan dioksidasi pada 1200 °C selama 7 jam, menghasilkan produk reaksi pembentukan spinel. Bagaimanapun permulaan pertumbuhan komposit memerlukan perlakuan/gangguan mekanik dalam bentuk perlindungan oksida selama permulaan pemanasan dengan kenaikan temperatur.

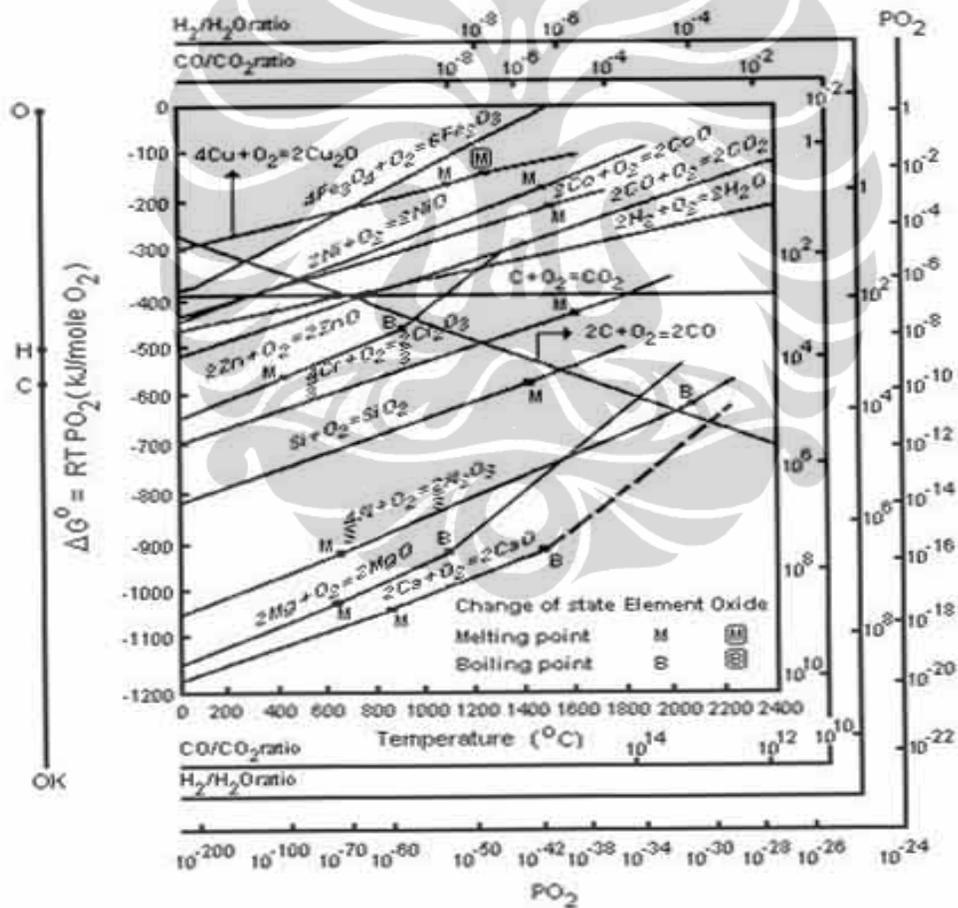


Gambar 2.18 Diagram skematik tingkat pertumbuhan DIMOX⁽⁴⁵⁾

Ketika Aluminium bereaksi pada oksigen di udara bebas akan menghasilkan lapisan oksida, dengan bentuk reaksi



Proses pembentukan *spinel* ($MgAl_2O_4$) memerlukan kehadiran magnesium pada sistem. Jika terdapat Mg, baik yang berasal dari dalam paduan Al ataupun yang ditambahkan secara eksternal sebagai *wetting agent*, maka Mg lebih reaktif dibandingkan Al dan akan teroksidasi terlebih dahulu (berdasarkan diagram Ellingham Gambar 2.19 menghasilkan lapisan magnesia yang tipis dan kontinu menurut reaksi :



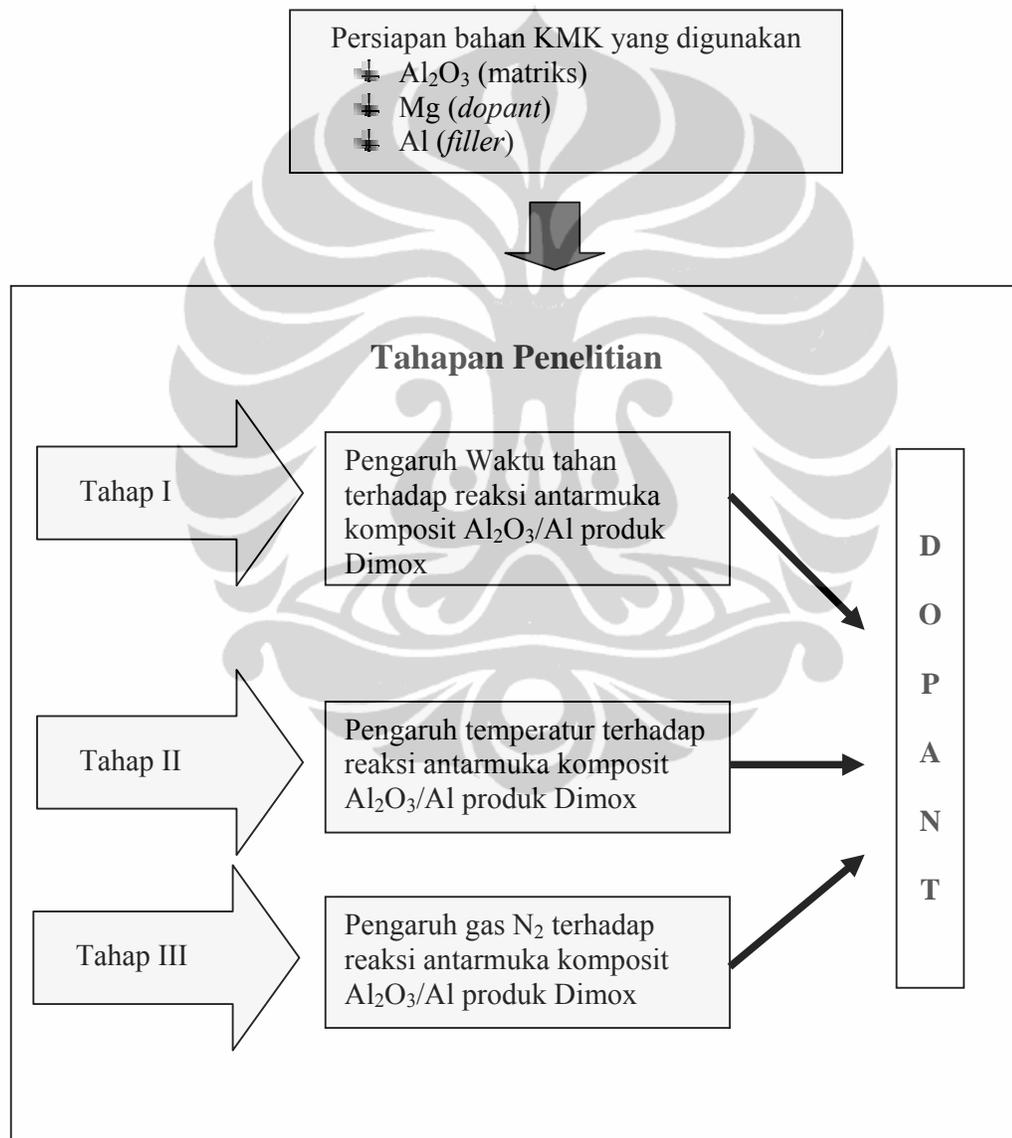
Gambar 2.19 Standar energi bebas dari bentuk oksida sebagai fungsi dari temperatur⁽⁴⁶⁾

BAB III

METODOLOGI PENELITIAN

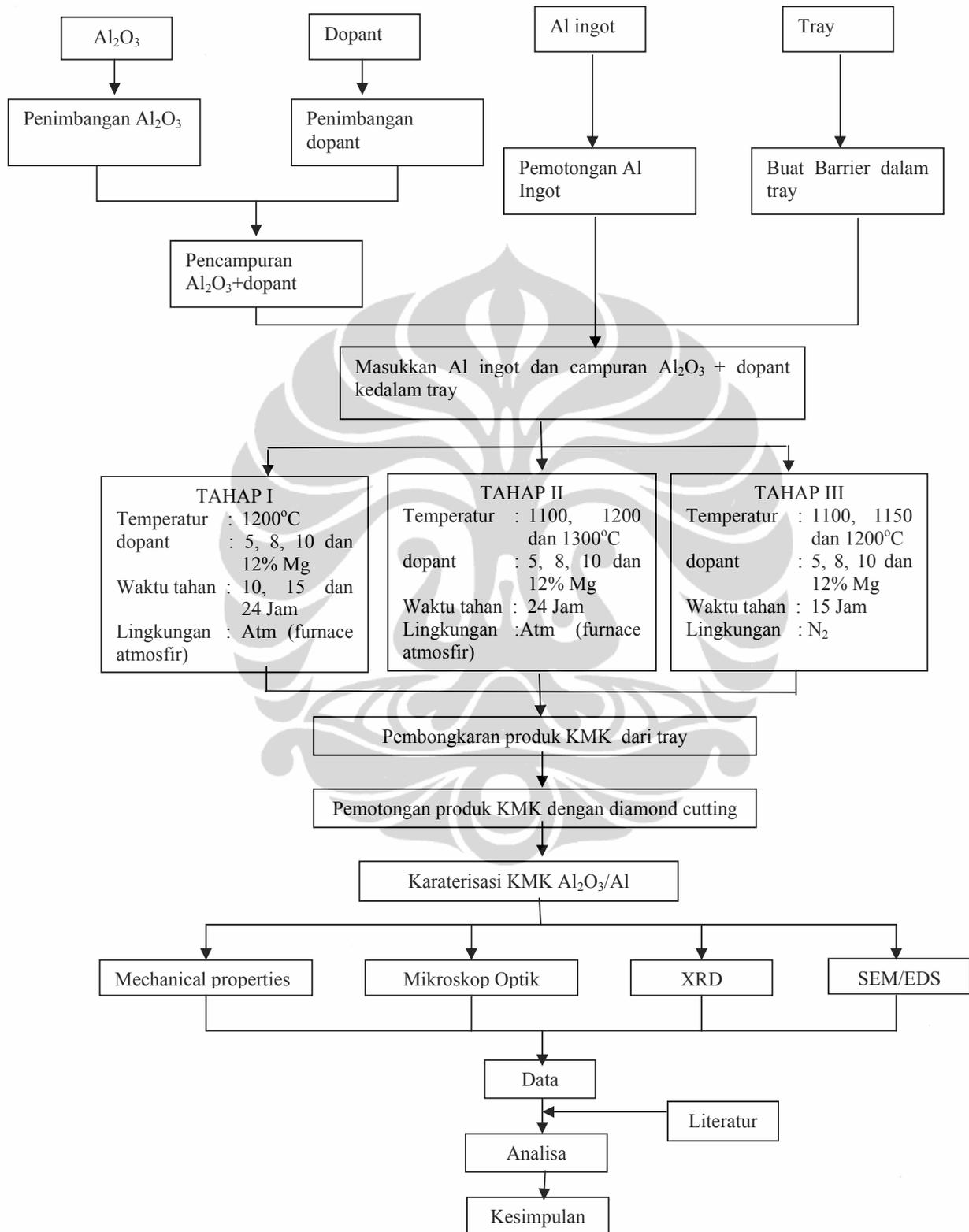
3.1 DIAGRAM ALIR PENELITIAN

Pada gambar dibawah ini dijelaskan mengenai tahapan-tahapan proses yang dilakukan dalam penelitian ini .



Gambar 3.1 Diagram alir penelitian

3.2 PEMBUATAN KMK Al_2O_3/Al PRODUK DIMOX



Gambar 3.2 Pembuatan KMK Al_2O_3/Al dengan proses Dimox

3.3 PROSES PEMBUATAN KOMPOSIT MATRIKS KERAMIK (KMK)

3.3.1 Bahan – Bahan KMK Yang Digunakan

Bahan – bahan KMK yang digunakan terdiri dari aluminium ingot, alumina sebagai matrik dan serbuk Mg sebagai dopant untuk menurunkan sudut kontak antara Al_2O_3/Al . Bahan – bahan KMK yang digunakan disajikan pada Tabel 3.1.

Tabel 3.1 Bahan – bahan KMK

No	Bahan	Ukuran
1	Al Ingot	30 x 30 x 10 mm
2	Mg	0.06 – 0.3 mm
3	Alumina	

Komposisi bahan-bahan KMK yang digunakan :

1. Alumina

Tabel 3.2 Komposisi dari Al_2O_3

Komposisi (% berat)										
Al_2O_3	ZnO	TiO_2	MgO	BaO	Na_2	Fe_2	CaO	K_2O	SiO_2	LOI
97.1	0.12	0.31	0.012	0.21	0.001	0.001	0.041	0.064	2.07	0.08

2. Aluminium

Tabel 3.3 Komposisi dari Al

Komposisi (% berat)						
Al	Si	Fe	V	Ca	Ti	LOI
99.80	0.03	0.15	0.01	0.01	0.001	--

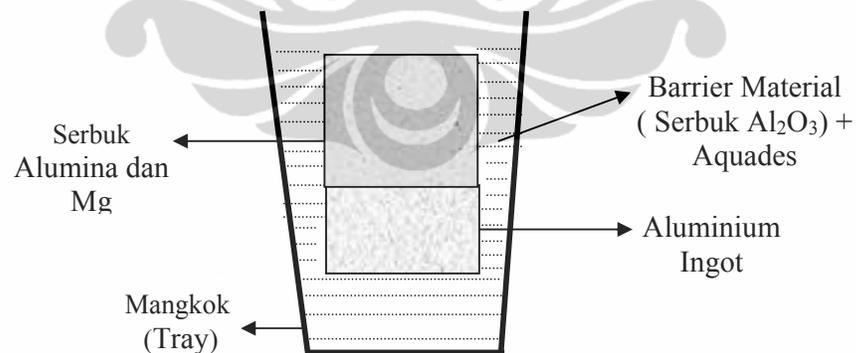
- Magnesium

Tabel 3.4 Komposisi dari Mg

Komposisi (% berat)				
Mg	Mn	Fe	Cu	LOI
98.50	0.081	0.057	0.085	--

3.3.2 Susunan Percobaan Proses Pembuatan KMK dengan *Directed melt oxidation (DIMOX)*

Proses pembuatan komposit matrik keramik dilakukan dalam *furnace* dengan lingkungan atm dan N_2 . Pada lingkungan atm, temperatur proses $1100^\circ C$, $1200^\circ C$ dan $1300^\circ C$ dengan waktu tahan proses 10jam, 15 jam dan 24 jam. Untuk sampel dengan lingkungan N_2 temperatur proses $1100^\circ C$, $1150^\circ C$ dan $1200^\circ C$ dan waktu tahan proses 15 jam. Pada semua kondisi pembuatan sampel kenaikan temperatur $10^\circ C/$ menit dan pendinginan dilakukan dengan lambat dalam dapur. Penempatan bahan-bahan KMK dalam proses DIMOX seperti pada Gambar 3.3



Gambar 3.3 Penempatan bahan-bahan proses DIMOX

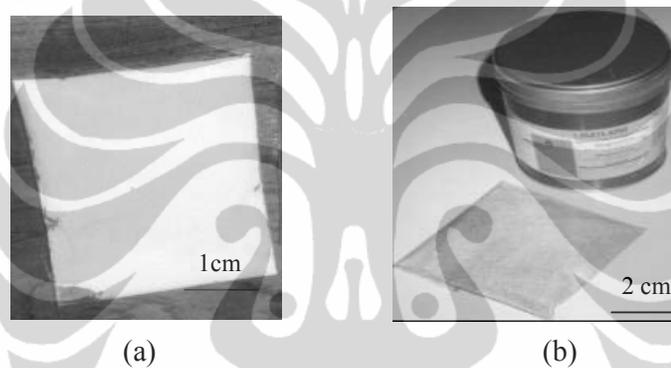
3.3.3 Preparasi Sampel

- a. Potong ingot aluminium dengan ukuran panjang 3 x 3 x 1 (cm).

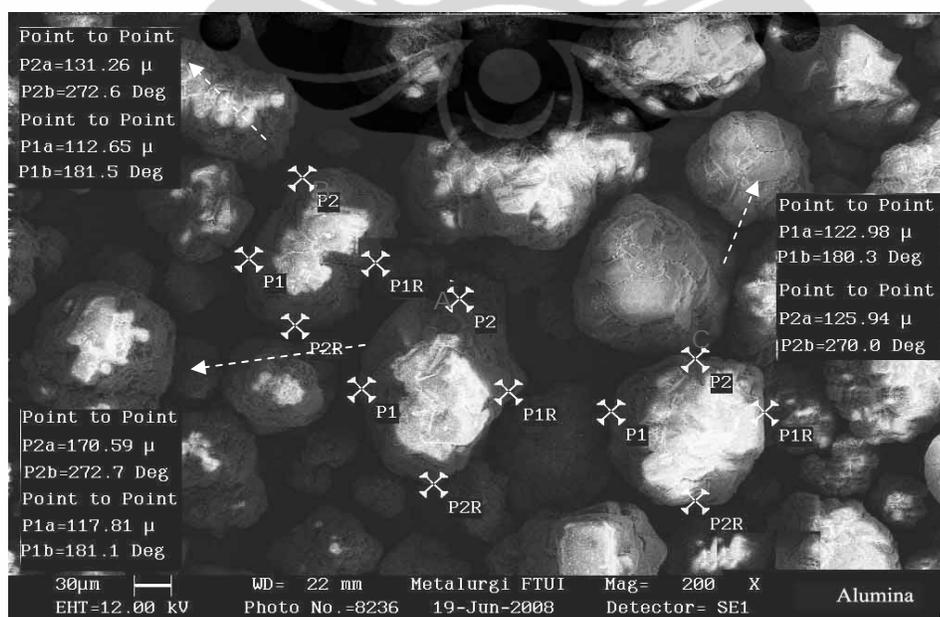


Gambar 3.4 Potongan aluminium

- b. Timbang alumina dan magnesium.



Gambar 3.5 (a) Serbuk alumina, (b). Serbuk magnesium



Gambar 3.6 Ukuran partikel alumina

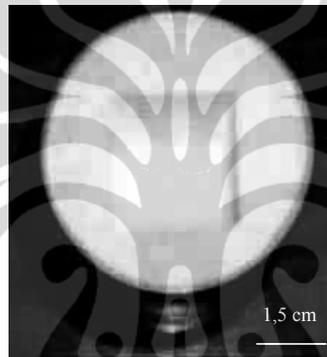
Tabel 3.5 Ukuran Alumina

No	Butir Alumina	P1 (μm)	P2 (μm)	Rata-rata butir (μm)	Ukuran Butir (μm)
1	A	117,81	170,59	144,2	130
2	B	112,65	131,26	121,955	
3	C	122,98	125,95	124,465	

3.3.4 Pembuatan Sampel

Pada Preparasi Sampel dilakukan sebagai berikut :

1. Pembuatan *Barrier*



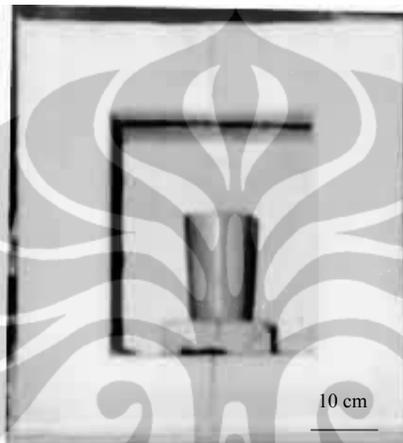
Gambar 3.7 Barrier

2. Serbuk alumina + magnesium dicampur (diblender selama 3 menit)
3. Potongan aluminium dimasukkan terlebih dahulu kemudian campuran serbuk alumina + magnesium yang telah di blender, selanjutnya dimasukkan dalam dapur carbolite.
4. Proses firing dilakukan dengan tahapan sebagai berikut:
 - * Tahap I
 - Pemanasan dilakukan pada temperature 1200 °C dengan 5, 8, 10, dan 12% wt Mg, waktu tahan 10 jam, 15 jam dan 24 jam.
 - * Tahap II
 - Pemanasan dilakukan pada temperature 1100°C, 1200°C dan 1300°C dengan 5, 8, 10, dan 12% wt Mg dan waktu tahan 24 jam.

* Tahap III

- Pemanasan dilakukan pada temperature 1100°C, 1150°C dan 1200°C dengan 5, 8, 10, dan 12% wt Mg dan waktu tahan 15 jam dalam lingkungan gas N₂.

- * Pendinginan dilakukan dengan lambat dalam dapur kemudian sampel dikeluarkan dari *tray* dengan jalan membongkar *barrier*.



Gambar 3.8 Posisi krusibel pada saat firing

3.3.5 Pengkodean Sampel

Kode – kode yang digunakan untuk pengenal sampel dengan variasi waktu tahan , temperatur, persentase magnesium dan lingkungan pemansanaan adalah :

* Tahap I

- S5t10 : sampel dengan 5%Mg dengan waktu tahan 10 jam
- S8t10 : sampel dengan 8% Mg dengan waktu tahan 10 jam
- S10t10 : sampel dengan 10% Mg dengan waktu tahan 10 jam
- S12t10 : sampel dengan 12% Mg dengan waktu tahan 10 jam
- S5t15 : sampel dengan 5% Mg dengan waktu tahan 15 jam
- S8t15 : sampel dengan 8% Mg dengan waktu tahan 15 jam
- S10t15 : sampel dengan 10% Mg dengan waktu tahan 15 jam
- S12t15 : sampel dengan 12% Mg dengan waktu tahan 15 jam
- S5t24 : sampel dengan 5% Mg dengan waktu tahan 24 jam

- S8t24 : sampel dengan 8% Mg dengan waktu tahan 24 jam
 S10t24 : sampel dengan 10% Mg dengan waktu tahan 24 jam
 S12t24 : sampel dengan 12% Mg dengan waktu tahan 24 jam

* Tahap II

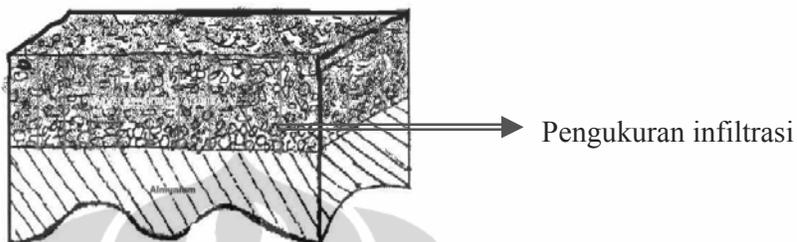
- S5T1100 : sampel dengan 5%Mg dengan temperatur 1100°C
 S8T1100 : sampel dengan 8% Mg dengan temperatur 1100°C
 S10T1100 : sampel dengan 10% Mg dengan temperatur 1100°C
 S12T1100 : sampel dengan 12% Mg dengan temperatur 1100°C
 S5T1200 : sampel dengan 5% Mg dengan temperatur 1200°C
 S8T1200 : sampel dengan 8% Mg dengan temperatur 1200°C
 S10T1200 : sampel dengan 10% Mg dengan temperatur 1200°C
 S12T1200 : sampel dengan 12% Mg dengan temperatur 1200°C
 S5T1300 : sampel dengan 5% Mg dengan temperatur 1300°C
 S8T1300 : sampel dengan 8% Mg dengan temperatur 1300°C
 S10T1300 : sampel dengan 10% Mg dengan temperatur 1300°C
 S12T1300 : sampel dengan 12% Mg dengan temperatur 1300°C

* Tahap III

- S5T1100 N : sampel dengan 5%Mg dengan temperatur 1100°C dalam Nitrogen
 S8T1100 N : sampel dengan 8%Mg dengan temperatur 1100°C dalam Nitrogen
 S10T1100 N: sampel dengan 10%Mg dengan temperatur 1100°C dalam Nitrogen
 S12T1100N : sampel dengan 12%Mg dengan temperatur 1100°C dalam Nitrogen
 S5T1150 N : sampel dengan 5%Mg dengan temperatur 1150°C dalam Nitrogen
 S8T1150 N : sampel dengan 8%Mg dengan temperatur 1150°C dalam Nitrogen
 S10T1150 N : sampel dengan 10%Mg dengan temperatur 1150°C dalam Nitrogen
 S12T1150 N : sampel dengan 12%Mg dengan temperatur 1150°C dalam Nitrogen
 S5T1200 N : sampel dengan 5%Mg dengan temperatur 1200°C dalam Nitrogen
 S8T1200 N : sampel dengan 8%Mg dengan temperatur 1200°C dalam Nitrogen
 S10T1200 N : sampel dengan 10%Mg dengan temperatur 1200°C dalam Nitrogen
 S12T1200 N : sampel dengan 12%Mg dengan temperatur 1200°C dalam Nitrogen

3.3.6 Pengukuran Kedalaman Infiltrasi

Pengukuran kedalaman infiltrasi dilakukan dengan mikroskop pada 10 (sepuluh) tempat disetiap sampel seperti pada Gambar 3.9



Gambar 3.9 Pengukuran infiltrasi komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$

3.3.7 KARAKTERISASI KOMPOSIT Matrik Keramik (KMK)

3.3.7.1 Pengujian Densitas dan Porositas (ASTM C 373 – 88)

Prinsip Archimedes

Densitas merupakan pengukuran massa suatu benda per unit volume dan satuan yang biasa digunakan adalah gram/cm^3 atau lb/inch^3 . Densitas dan porosita pengujian per ASTM C 373 – 88 untuk bentuk geometri material seperti silinder, kubus atau balok dapat dihitung dengan cara membagi berat kering dengan volume.

$$D_B = \frac{Wk}{V} \quad (3.1)$$

dimana :

$$D_B = \text{Densitas (gr/cm}^3\text{)}$$

$$Wk = \text{Berat kering (gr)}$$

$$V = \text{Volume (cm}^3\text{)}$$

Untuk bentuk geometri yang komplek pengukuran densitas dan porositas dihitung dengan menggunakan gelas ukur. Pada saat benda dicelupkan dalam air maka terjadi penambahan sejumlah volume yang terbaca pada gelas ukur tersebut. Selisih volume yang terbaca pada gelas ukur diasumsikan sebagai volume benda, kemudian nilai densitas dapat dihitung dengan menggunakan rumus :

$$D_B = \frac{Wk}{V} = \frac{Wk}{Vb - Va} \quad \dots\dots\dots (3.2)$$

Sedangkan untuk nilai porositas dapat dihitung dengan menggunakan rumus :

$$P = \frac{Wb - Wk}{Vb - Va} \quad \dots\dots\dots (3.3)$$

dimana :

Va = volume air awal (cm³)

Vb = volume air saat terisi benda uji (cm³)

DB = densitas (gram/cm³)

Wk = berat kering (gram)

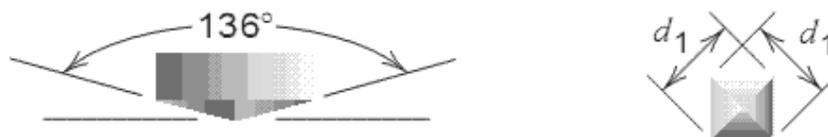
Wb = berat basah di air (gram)

P = porositas (%)

3.3.7.2 Pengujian Kekerasan

Kekerasan adalah ketahanan material terhadap deformasi plastik yang diakibatkan tekanan atau goresan dari benda lain. Pengujian kekerasan dilakukan dengan menekan sebuah indenter ke permukaan benda uji. Microhardness pengujian logam, keramik, dan komposit berguna untuk berbagai aplikasi untuk pengukuran kekerasan.

Microhardness pengujian per ASTM-E 384 diijinkan memberikan berbagai beban untuk pengujian dengan indenter intan, lekukan yang dihasilkan diukur dan dikonversi ke nilai kekerasan. Metode ini menggunakan indenter intan berbentuk piramida dengan sudut 136°.



Gambar 3.10 Indentor Vickers⁽⁴⁷⁾

Penggunaan indentor dengan metode Vickers sangat menguntungkan karena dapat digunakan untuk memeriksa bahan-bahan dengan kekerasan tinggi. Selain itu, bentuk dan geometri jejak yang dihasilkan tidak banyak terpengaruh oleh beban yang diberikan sehingga besarnya beban tidak perlu dikontrol terlalu ketat. Selain untuk pengujian dalam skala makro, metode Vickers dapat dilakukan untuk pengujian dalam skala mikro dengan pembebanan yang rendah yaitu 1-1000 gram. Pengujian kekerasan dengan metode Vickers bergantung pada elastisitas material yang diuji sehingga hasilnya pun berbeda-beda pada setiap material. Material lunak yang memiliki keelastisitasan tinggi, hasil indentasinya akan mengempis. Dan material dengan keelastisitasan rendah, hasil indentasinya akan menggelembung.

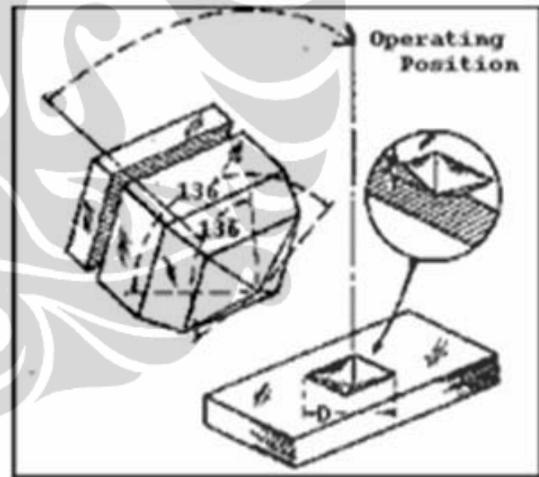
Vickers dihitung dengan persamaan berikut:

$$VHN = \frac{1,854P}{d^2}$$

dimana,

d = panjang diagonal rata-rata jejak berbentuk bujur sangkar (mm)

p = beban (kg/mm²)



Gambar 3.11 Pengujian Kekerasan dengan metode Vickers⁽⁴⁷⁾

Keuntungan lain dari metode Vickers dibanding dengan metode Brinell ialah memiliki pembacaan pada mesin yang lebih akurat dibandingkan dengan pembacaan diameter lingkaran pada metode Brinell. Mesin Vickers dapat digunakan pada logam setebal 0,15 mm.

3.3.7.3 Ketangguhan (*Fracture Toughness /Kc*)

Uji ketangguhan (*toughness*) dilakukan dengan metode *indentation fracture* pada alat yang sama dengan uji kekerasan, bedanya yang diukur adalah panjang retak. Besarnya nilai K_c dapat diukur dengan persamaan 3.4⁽⁴⁸⁾ :

$$K_c = 0,016 \{P/C^{3/2}\} \cdot \{E/H_v\}^{1/2} \dots\dots\dots (3.4)$$

Dengan :

- P : Beban yang diberikan (N)
- Hv : Kekerasan Vickers (GPa)
- E : Modulus young (254 GPa)
- C : Panjang retak (m)
- K_c : nilai ketangguhan patah ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)

3.3.7.4 Pengamatan Metalografi

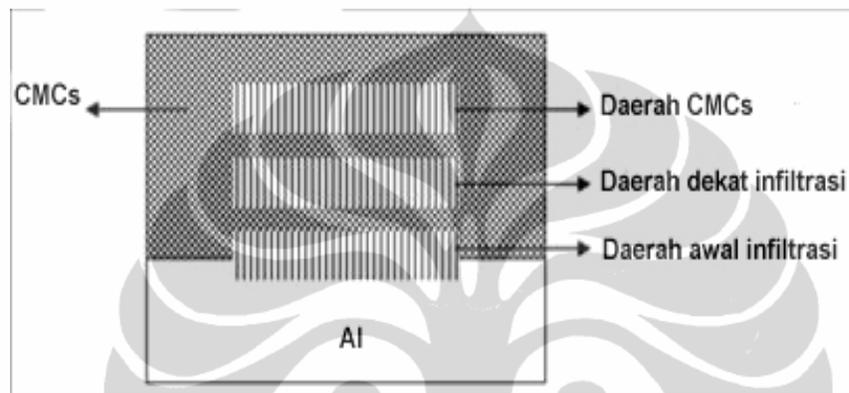
3.3.7.4.1 Mikroskop Optik

Sampel metalografi diamati dengan mikroskop optik sesuai dengan ASTM E 3-95 untuk mengetahui distribusi aluminium yang terinfiltrasi ke dalam partikel alumina. Sebelum dilakukan pengamatan struktur mikro, benda uji terlebih dahulu dilakukan preparasi metalografi, yang meliputi pemotongan, *mounting*, pengamplasan dan pemolesan. Proses pemotongan benda uji produk KMK ini dilakukan dengan menggunakan alat potong *diamond saw* sehingga deformasi yang dihasilkan sangat kecil. Setelah itu, dilanjutkan ke tahap *mounting*, yang bertujuan untuk memudahkan penanganan benda uji yang berukuran kecil dan tidak beraturan tanpa merusak benda uji. Jenis *mounting* yang digunakan adalah jenis *castable mounting*, yakni dengan menggunakan campuran bahan antara resin dan *hardener*.

Setelah itu, dilakukan tahap pengamplasan. Tahapan pengamplasan ini dimulai dari grid paling rendah hingga grid paling tinggi dengan urutan #80, #120, #240, #400, #600, #800, #1000, #1200, dan #1500. Setelah dilakukan

pengamplasan hingga permukaan benda uji rata, kemudian dilanjutkan dengan proses pemolesan dengan menggunakan larutan alumina 0,05 μm . Selanjutnya dilakukan pengamatan struktur mikro.

Pengamatan struktur mikro dilakukan pada 3 daerah pada penampang melintang, yaitu pada daerah awal infiltrasi, daerah tengah, dan daerah KMK. Sketsa pengamatan struktur mikro dapat dilihat pada Gambar 3.14.



Gambar 3.12 Gambar daerah benda pengamatan metalografi

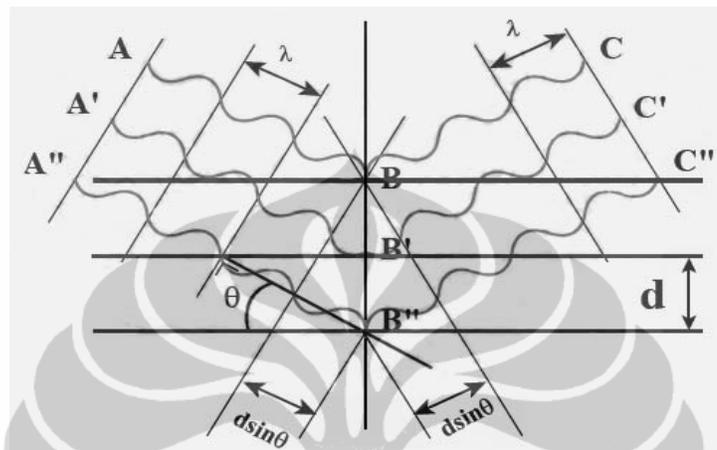
3.3.7.4.2 Scanning Electron Microscop (SEM) dan EDX

Analisa SEM dan EDX sesuai dengan ASTM E 1508-98 bermanfaat untuk memperoleh data dari suatu unsur yang ada pada material, dan untuk membandingkan dengan hasil pengamatan yang diperoleh dari XRD. Pengujian komposisi kimia dari produk KMK yang terbentuk dilakukan dengan menggunakan instrumen EDS, dimana pengujian ini mengacu pada pengujian komposisi kimia dilakukan bersamaan dengan pengamatan struktur mikro dengan menggunakan SEM.

Pengamatan struktur mikro dengan menggunakan SEM dan pengujian komposisi dengan menggunakan EDS hanya dilakukan pada produk KMK yang tidak menyisakan paduan Al. Daerah yang diamati dipilih secara acak. Pengamatan dengan SEM dan uji EDS ini dilakukan di Departemen Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia.

3.3.7.4.3 Pengamatan XRD

Sinar – X adalah suatu bentuk radiasi elektromagnetik yang dipancarkan dari tabung sinar-x dengan panjang gelombang λ yang ditembakkan mengenai sampel dan dihamburkan sesuai ketentuan hukum Bragg.



Gambar 3. 13 Difraksi sinar X⁽⁴⁹⁾

Pada Gambar 3.13 diatas, terlihat bahwa berkas sinar-X dengan panjang gelombang λ , jatuh pada kristal dengan sudut θ terhadap permukaan bidang Bragg dengan jarak antaranya d . Seberkas sinar mengenai atom A pada bidang pertama dan atom B pada bidang berikutnya, masing-masing atom menghamburkan sebagian berkas tersebut dalam arah rambang. Interferensi konstruktif hanya terjadi antara sinar terhambur yang sejajar dan beda jarak jalannya λ , 2λ , 3λ dan seterusnya. Jadi beda jarak jalan $n\lambda$, dengan n menyatakan bilangan bulat.

Alat uji XRD yang digunakan dalam penelitian ini adalah XRD mesin dari Philips. Tujuan dari analisa XRD untuk mengetahui reaksi produk yang terbentuk di dalam KMK secara kuantitatif. Parameter pengujian adalah dengan $\text{CuK}\alpha$ 1.54439, sudut *scan* dari 0° sampai 98° , sudut difraksi 2θ adalah 0.020, langkah per-detik dan intensitas yang diperoleh disesuaikan dengan kartu *hanawalt*. Kartu ini disebut JCPDS (*Joint Committee of Powder Diffraction Standard*). Analisa terhadap hasil XRD menggunakan *software* JCPDS-International Centre for Diffraction Data.

BAB IV

HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN

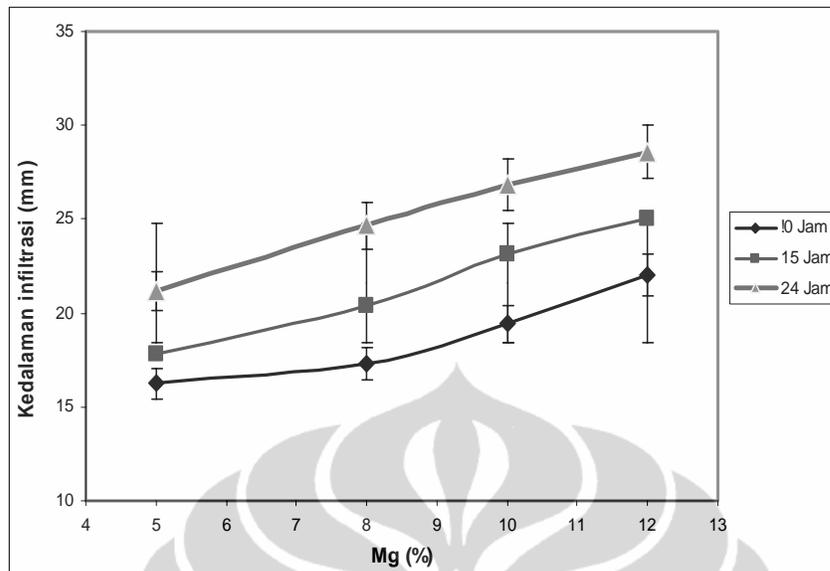
4.1 KEDALAMAN INFILTRASI

Kedalaman infiltrasi komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ produk DIMOX adalah sampai sejauh mana leburan Al berinfiltrasi kedalam matriks Al_2O_3 . Pengukuran kedalaman infiltrasi menunjukkan pembentukan komposit yang terjadi akibat reaksi antarmuka antara Al_2O_3 dengan Al dengan variasi waktu tahan, dopant dan temperatur. Pengukuran dilakukan dengan jangka sorong digital pada 10 (sepuluh) tempat di setiap sampel (Gambar 3.9).

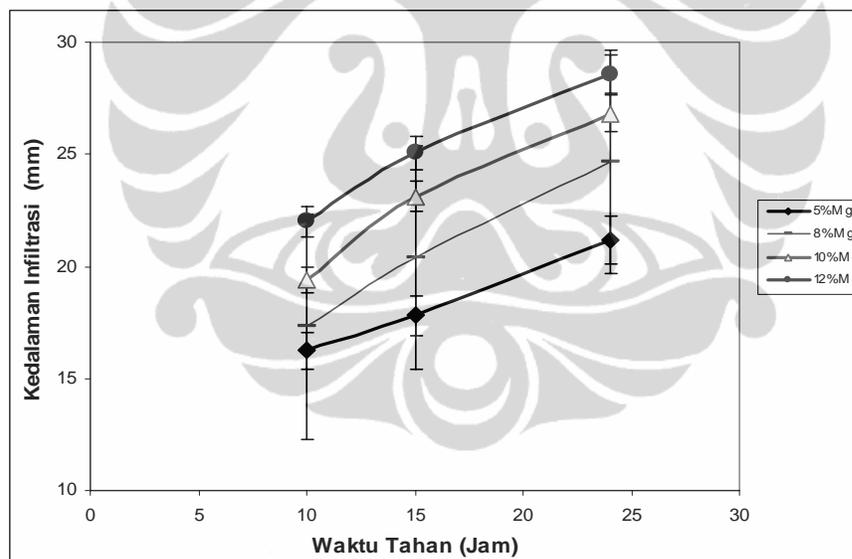
Permasalahan utama dari komposit matrik keramik $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al}$ adalah sulitnya aluminium berinfiltrasi ke keramik Al_2O_3 . Hal ini dikarenakan pada permulaan oksidasi di permukaan aluminium akan terbentuk lapisan tipis protektif yang sangat stabil dan tidak mudah ditembus.

4.1.1. Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan

Pada saat sinter aluminium akan membentuk lapisan tipis yang terjadi di permukaan seperti yang diteliti oleh Oh, S.Y., J.A. Cornie dan K.C. Russel⁽³⁵⁾ menyatakan bahwa lapisan yang terbentuk pada permukaan Al dengan ketebalan mendekati 2 nanometer, namun lapisan tipis ini tidak mudah ditembus, sangat stabil dan lapisan oksidanya koheren, menahan laju oksidasi lebih lanjut oleh tekanan oksigen. Terhambatnya laju oksidasi membuat pembasahan antara $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al}$ menjadi rendah. Lapisan oksida yang protektif ini lebih lanjut dapat diatasi oleh proses *dimox* dengan menambahkan *dopant* Mg yang menyebabkan lapisan oksida menjadi tidak protektif, Mg lebih reaktif dibandingkan Al dan akan teroksidasi lebih dahulu menghasilkan lapisan magnesia yang tipis dan kontinue. Lapisan magnesia akan bereaksi dengan lapisan oksida protektif yang terbentuk pada permukaan Al dan akan menghasilkan spinel yang memiliki celah mikro sehingga leburan Al mudah berinfiltrasi. Keterkaitan infiltrasi Al leburan terhadap penambahan persentase Mg dan waktu tahan dapat dilihat pada Gambar 4.1 dan 4.2 .

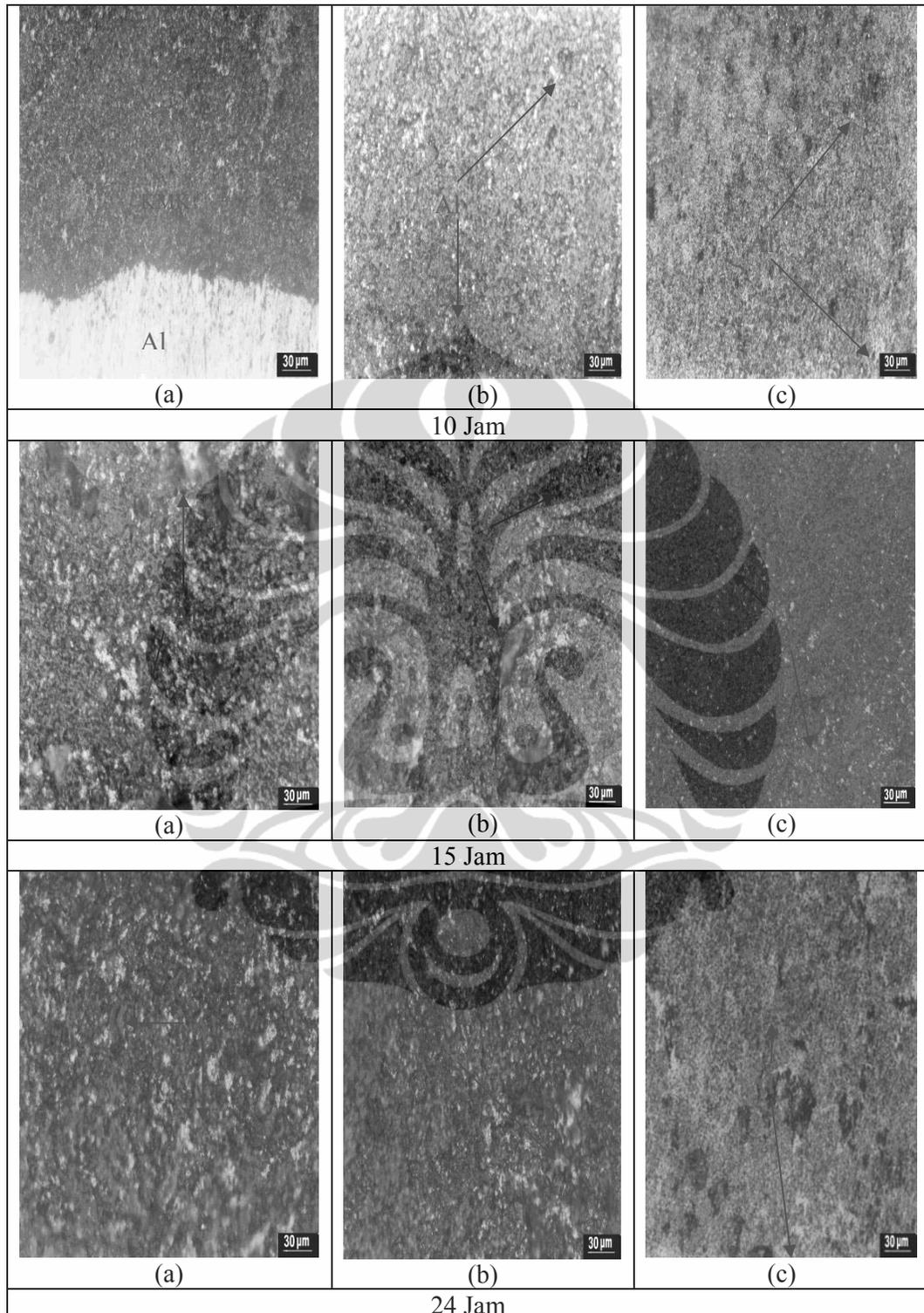


Gambar 4.1 Pengaruh persentase magnesium terhadap kedalaman infiltrasi pada temperatur 1200°C

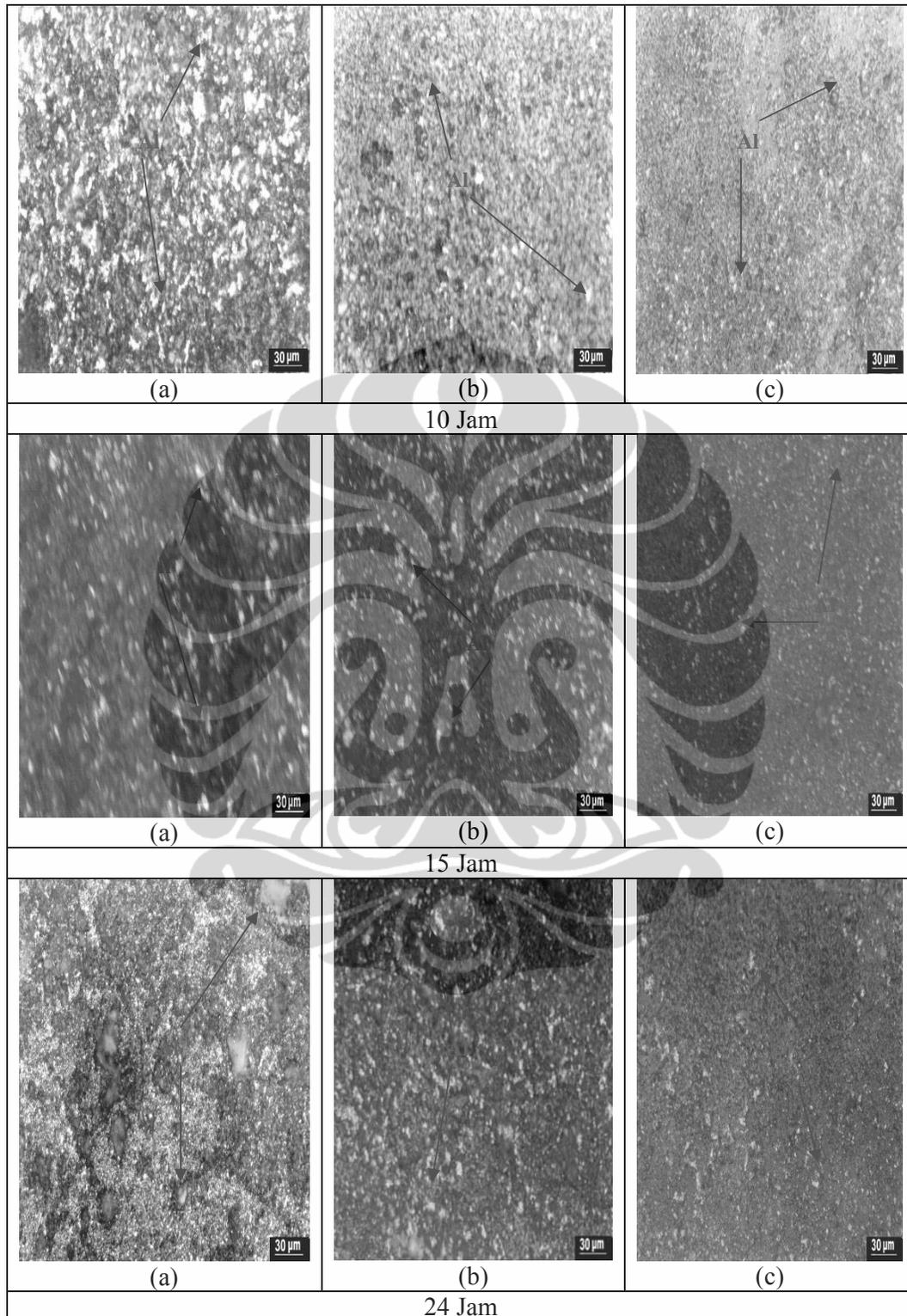


Gambar 4.2 Pengaruh waktu tahan terhadap kedalaman infiltrasi pada temperatur 1200°C

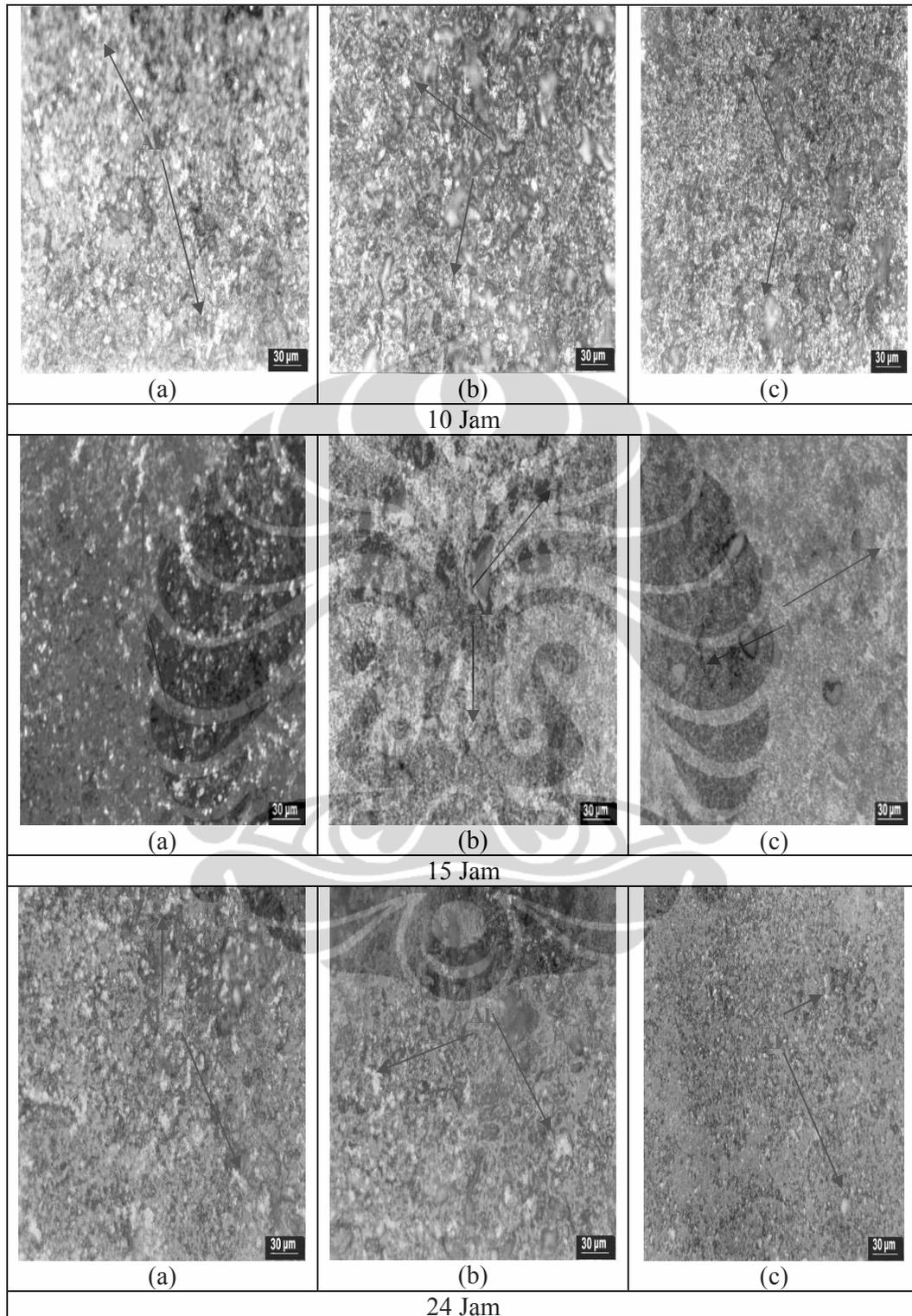
Kedalaman infiltrasi yang meningkat seiring dengan meningkatnya persentase magnesium dan lamanya waktu tahan mengindikasikan terjadi pembasahan antara leburan aluminium dengan partikel alumina yang diakibatkan reaksi antarmuka antara keduanya, hal ini ditunjukkan pada foto mikro dari Al yang terinfiltrasi. (Gambar 4.3 – 4.6)



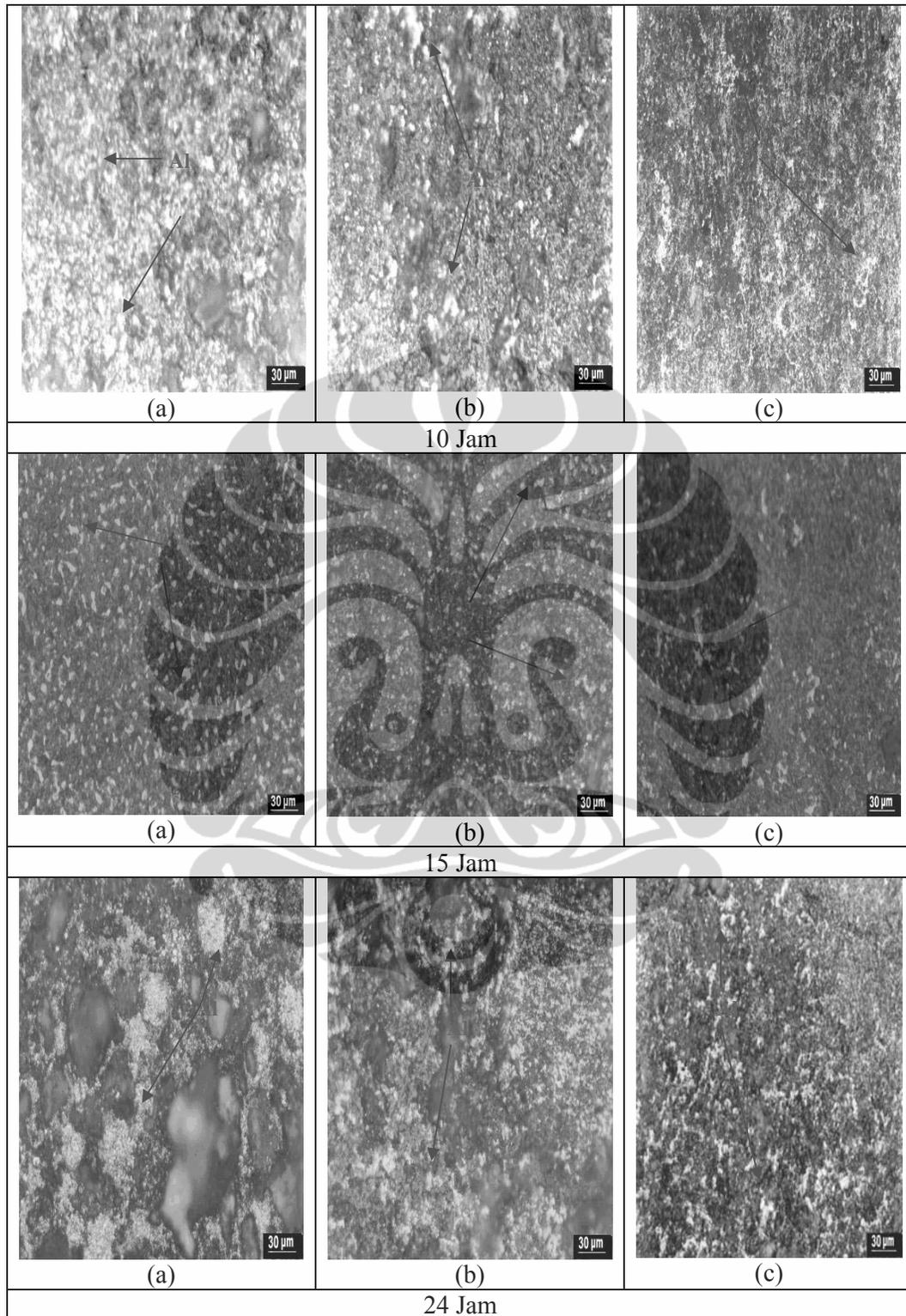
Gambar 4.3 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 5% Mg dengan temperatur 1200°C pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



Gambar 4.4 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 8% Mg dengan temperatur 1200°C pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



Gambar 4.5 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 10% Mg dengan temperatur 1200°C pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



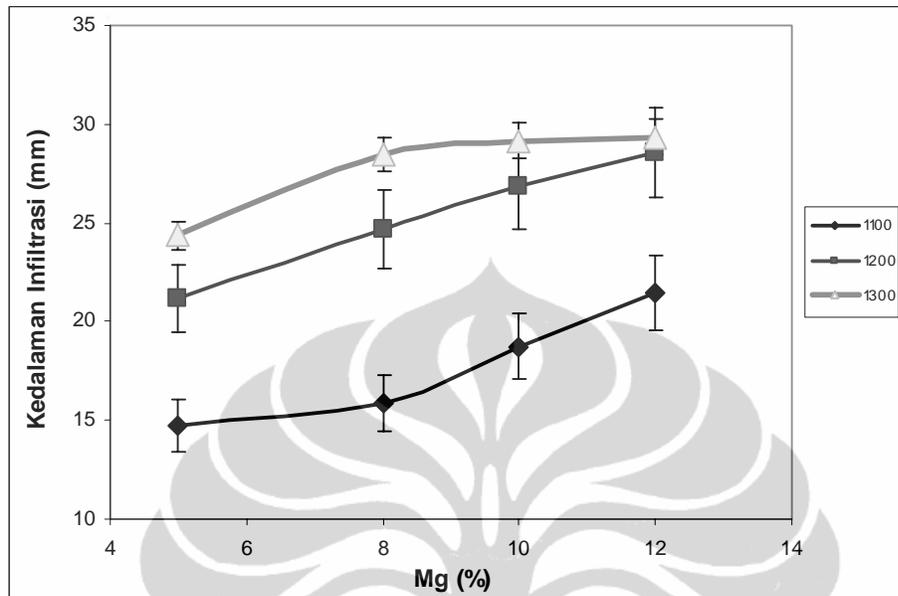
Gambar 4.6. Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan waktu tahan dan 12% Mg dengan temperatur 1200°C pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas

Dari gambar grafik dan foto mikro memperlihatkan bahwa dengan penambahan persentase magnesium dan waktu tahan akan menyebabkan peningkatan infiltrasi leburan Al ke matriks Al_2O_3 . Penambahan Mg dalam pembuatan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ mampu meningkatkan kemampuan pembasahan antara keramik-logam. Mg akan bereaksi dengan oksigen memicu terbentuknya fasa spinel MgO dan MgO akan bereaksi dengan lapisan tipis protektif yang berada di permukaan Al leburan sehingga membentuk MgAl_2O_4 pada daerah antarmuka dan fasa spinel ini mampu mereduksi tegangan permukaan antara Al_2O_3 -Al sehingga mendorong terjadinya infiltrasi lebih lanjut. Ketergantungan infiltrasi terhadap waktu pada sistem keramik-logam buruk sehingga menyebabkan proses infiltrasi menjadi lambat, oleh karena itu diperlukan lebih banyak waktu untuk mencapai pembasahan^(25,34). Waktu tahan akan mempengaruhi besarnya sudut kontak antara Al_2O_3 -Al. Perbedaan energi permukaan membuat sudut kontak yang terjadi antara alumina dan aluminium besar sehingga dibutuhkan lebih banyak waktu agar Al leburan dapat berinfiltrasi ke matriks Al_2O_3 . Dengan adanya elemen Mg yang memacu terbentuknya spinel dan waktu tahan yang lebih lama membuat spinel yang terbentuk lebih banyak menjembatani aluminium leburan lebih mudah berinfiltrasi dan sudut kontak antara partikel Al_2O_3 dan Al leburan lebih kecil. Hal ini ditunjang pula dengan hasil penelitian dari Ahgajanian⁽¹²⁾ yang menyatakan bahwa waktu tahan mempengaruhi kinetika infiltrasi, waktu yang lebih lama dengan parameter proses yang sama memberikan kinetika infiltrasi yang lebih besar dan Andreas J. Kliner dkk⁽³⁴⁾ juga membuktikan bahwa waktu proses yang lebih lama akan menurunkan sudut kontak.

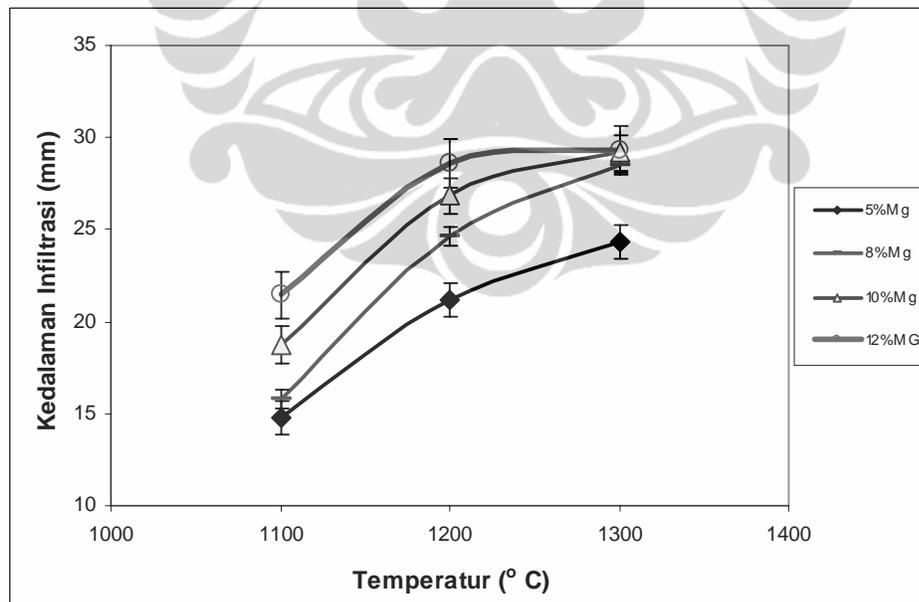
4.1.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur

Dopant dapat menaikkan penetrasi kapilaritas pada lapisan oksida dan mempermudah terbentuknya *interface* logam/substrat juga mempengaruhi tegangan permukaan pada fasa padat-cair dan menurunkan sudut kontak^(23,31). Mg dipergunakan sebagai dopant dalam penelitian ini karena memiliki reaktivitas yang tinggi dan energi bebas yang kecil untuk terjadinya oksidasi lebih lanjut.

Pada Gambar 4.7, dan 4.8 menunjukkan pengaruh dari persentase Mg dan temperatur terhadap kedalaman infiltrasi Al leburan.

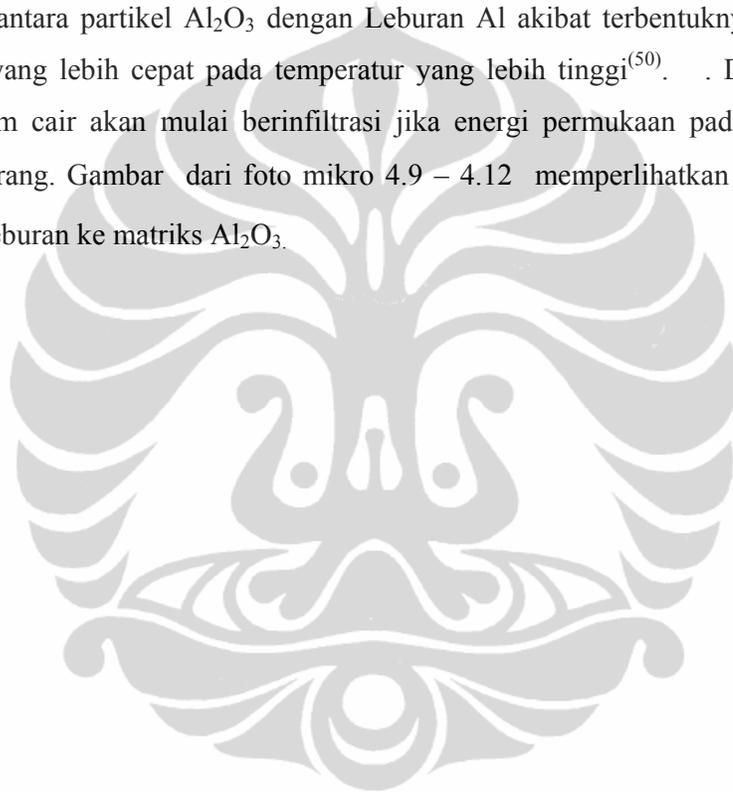


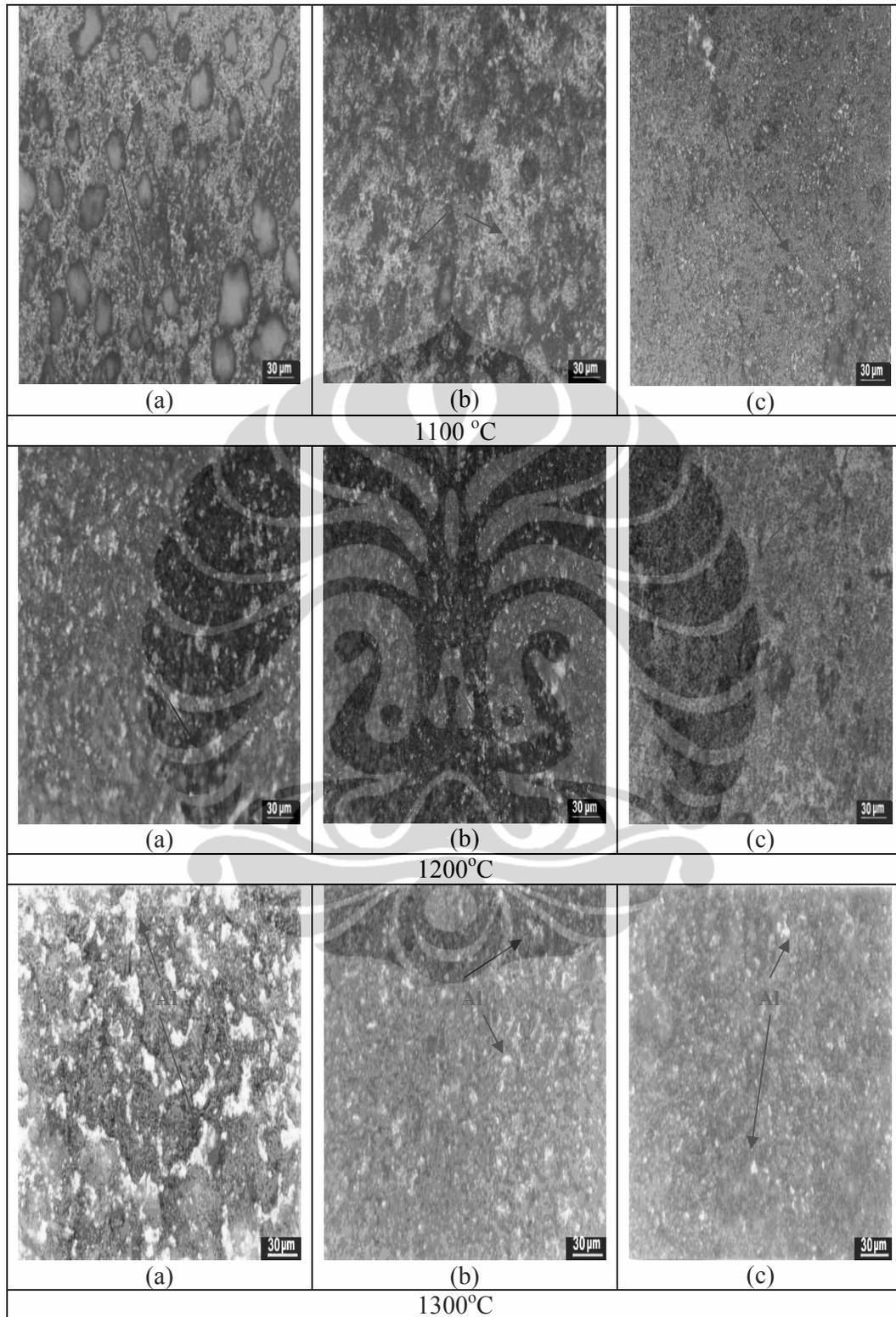
Gambar 4.7 Pengaruh persentase magnesium terhadap kedalaman infiltrasi pada waktu tahan 24 jam



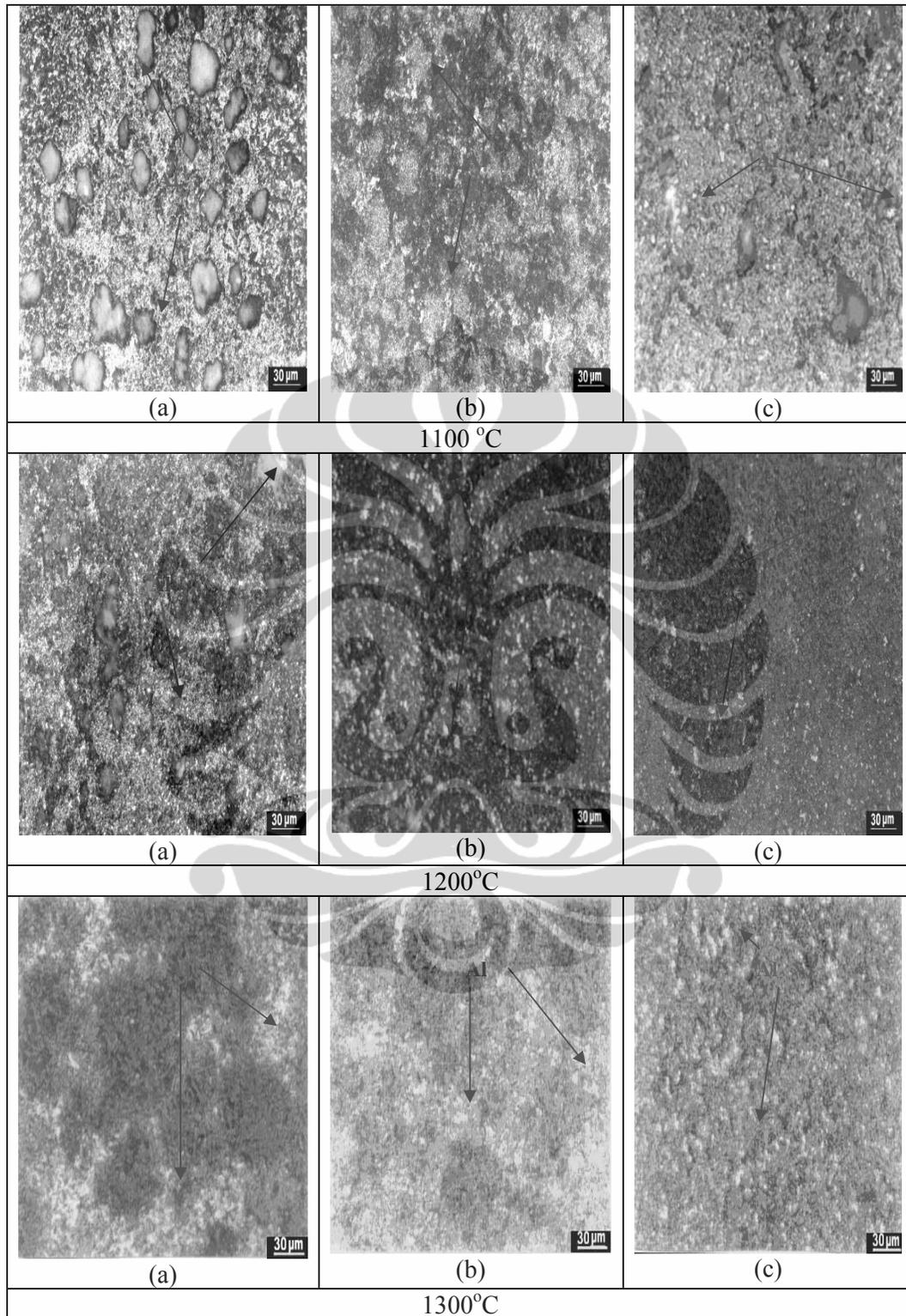
Gambar 4.8 Pengaruh temperatur terhadap kedalaman infiltrasi pada waktu tahan 24 jam

Dari Gambar 4.7-4.8 memperlihatkan infiltrasi leburan Al ke matriks Al_2O_3 yang mengalami peningkatan seiring dengan penambahan persentase Mg dan temperatur. Hal ini disebabkan semakin tinggi temperatur membuat viskositas leburan semakin rendah, sehingga kecepatan infiltrasi dari aluminium leburan ke keramik Al_2O_3 semakin tinggi, sudut kontak pembasahan antara keramik-logam akan semakin rendah sehingga membuat semakin banyak leburan Al yang berinfiltrasi. Fenomena tersebut terjadi karena adanya perubahan energi permukaan antara partikel Al_2O_3 dengan Leburan Al akibat terbentuknya reaksi antarmuka yang lebih cepat pada temperatur yang lebih tinggi⁽⁵⁰⁾. Diketahui bahwa logam cair akan mulai berinfiltrasi jika energi permukaan padat – cair (γ_{sl}) berkurang. Gambar dari foto mikro 4.9 – 4.12 memperlihatkan infiltrasi aluminium leburan ke matriks Al_2O_3 .

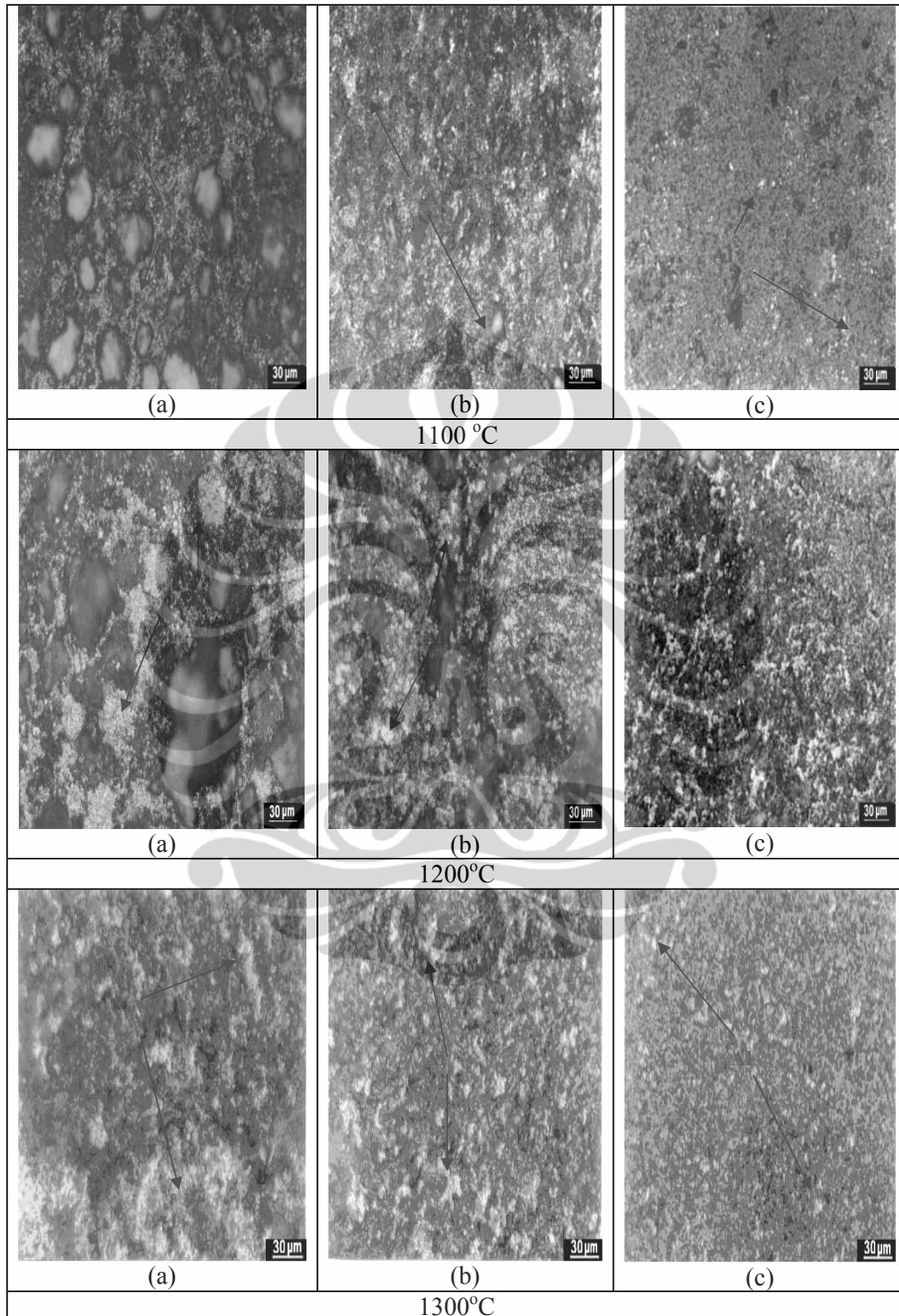




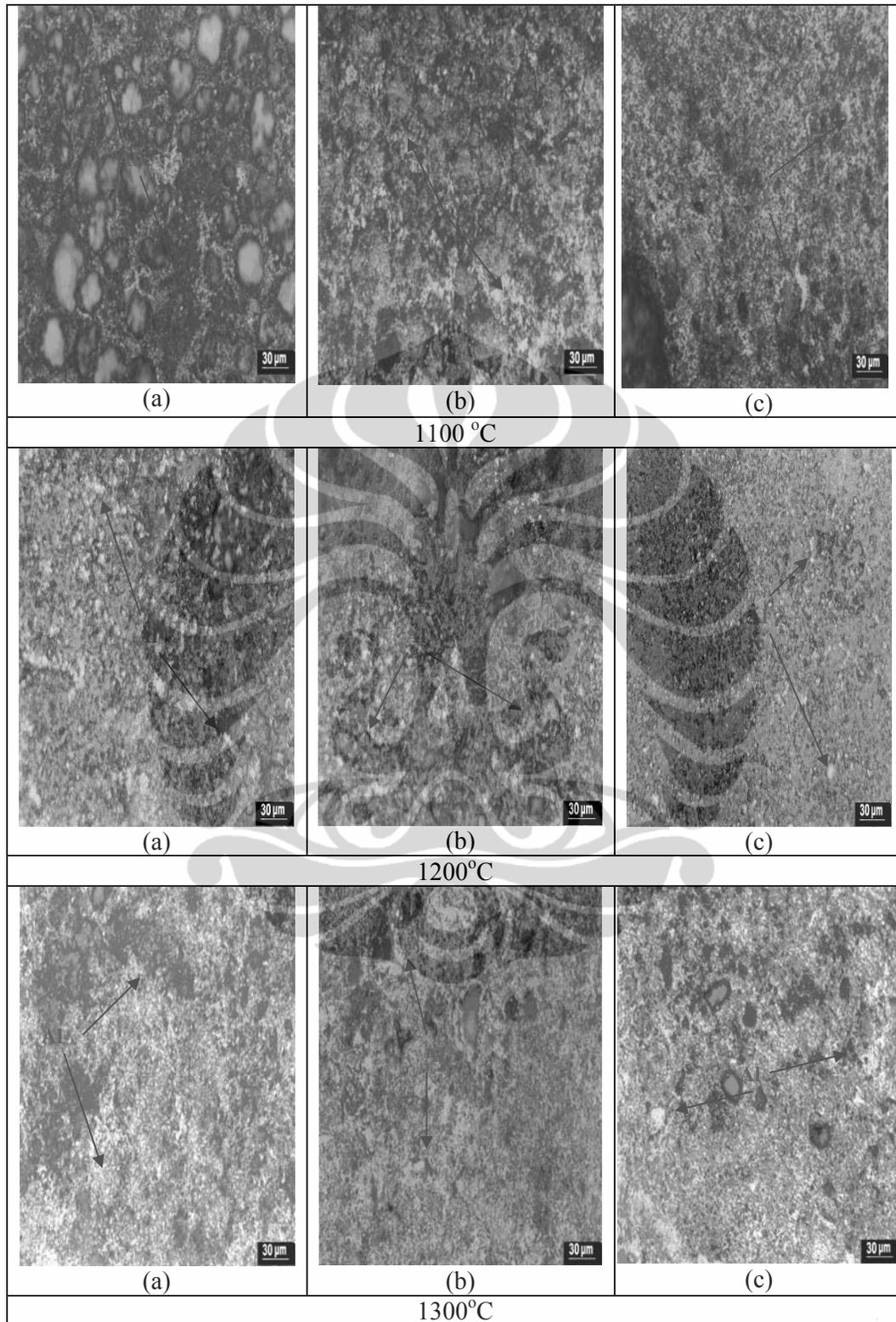
Gambar 4.9 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 5 % Mg dengan waktu tahan 24 jam pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



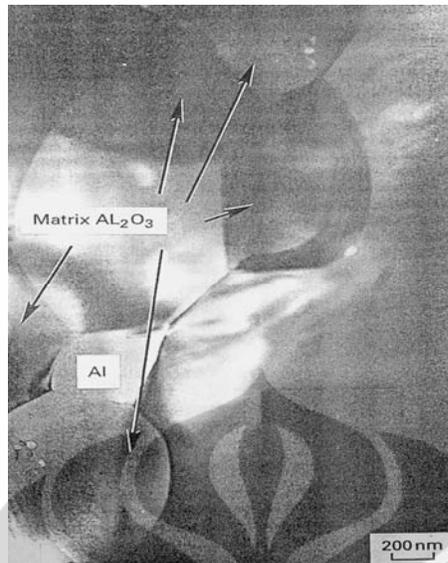
Gambar 4.10 Distribusi Al lebur yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 8% Mg dengan waktu tahan 24 pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



Gambar 4.11 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 10% Mg dengan waktu tahan 24 jam pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



Gambar 4.12 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 12% Mg dengan waktu tahan 24 jam pada posisi (a) awal infiltrasi, (b) tengah, dan (c) atas



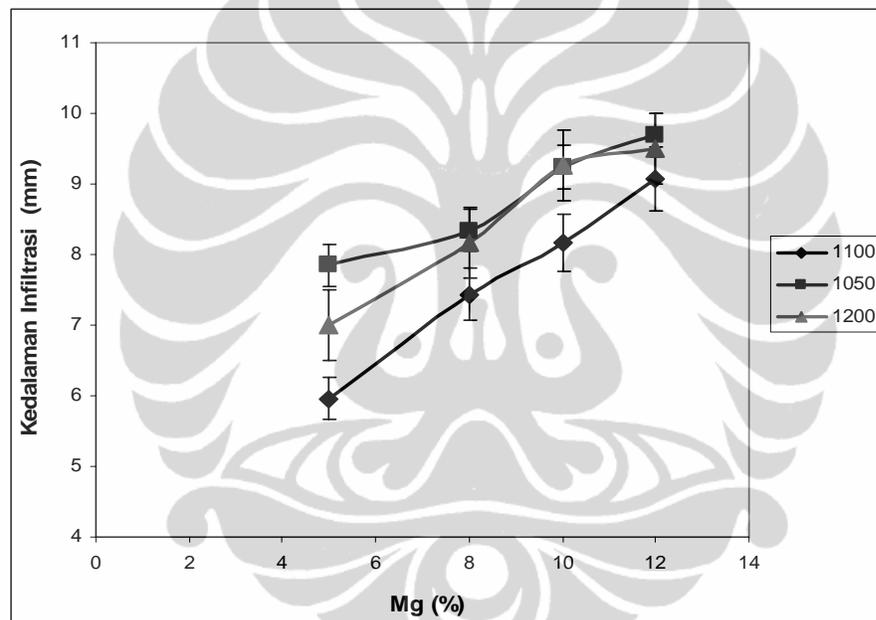
Gambar 4.13 Infiltrasi Al pada celah matriks Al_2O_3 menggunakan TEM⁽⁵¹⁾

Gambar 4.9 - 4.12 merupakan mikrostruktur komposit hasil infiltrasi aluminium leburan pada daerah awal infiltrasi, tengah dan daerah paling jauh dari bidang komposit matriks keramik Al_2O_3 dengan variasi temperatur dan persentase magnesium. Dengan persentase magnesium yang semakin besar membuat aluminium yang berinfiltrasi semakin banyak. Perihal ini terjadi karena pada permulaan oksidasi elemen Mg yang memiliki reaktifitas yang tinggi dan energi bebas yang kecil teroksidasi oleh udara membentuk MgO dan hal ini terjadi pada saat sebelum temperature lebur Al (Gambar 2.19) dan reaksi interdifusi antara MgO juga terbentuk dengan lapisan alumina pada permukaan aluminium yang merubah lapisan MgO menjadi spinel (MgAl_2O_4) yang menjadi menjembatani Al leburan untuk berinfiltrasi. Lapisan spinel tidak protektif sehingga dengan mudah dibasahi oleh aluminium leburan^(45,52,53). Semakin tinggi temperatur proses infiltrasi aluminium leburan ke dalam partikel alumina akibat adanya gaya kapilaritas semakin besar, karena viskositas aluminium yang rendah menyebabkan turunnya energi permukaan. Hal ini sesuai dengan pernyataan Mc.Coy⁽⁵⁴⁾ bahwa semakin tinggi temperatur maka semakin jauh kedalaman infiltrasi sebab temperatur yang semakin tinggi membuat energi bebas dan tegangan permukaan antara keramik dan logam semakin rendah sehingga infiltrasi akan menjadi lebih mudah, hal ini ditunjang pula oleh hasil penelitian dari Moh. Jufri⁽⁴¹⁾, Christian⁽⁵⁴⁾

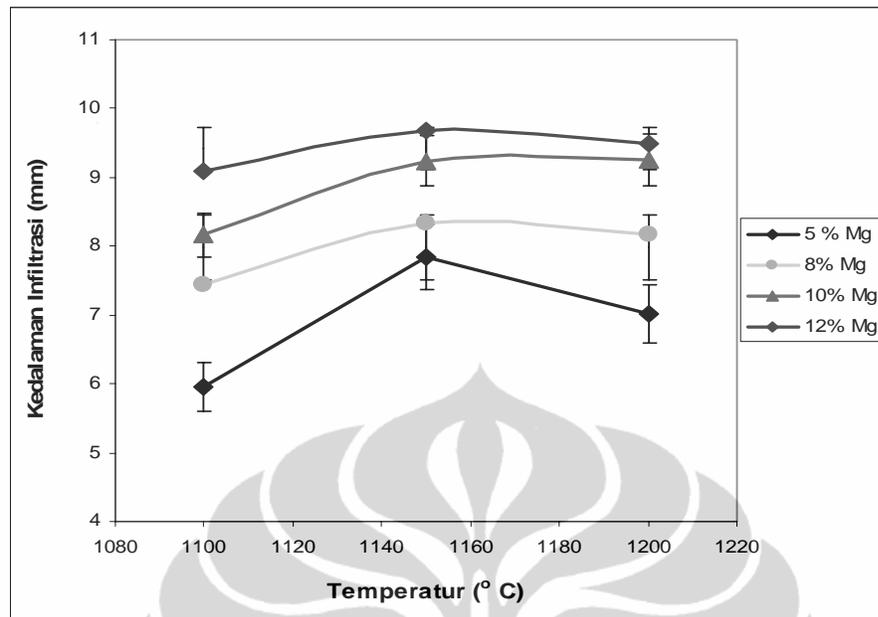
dan Suprayogi⁽⁵⁵⁾. Dari hasil penelitian diperoleh kedalaman infiltrasi maksimum terjadi pada temperatur 1300°C dan persentase magnesium 12 % sebesar 29,34 mm.

4.1.3. Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur pada Lingkungan Gas

Aspek lain untuk meningkatkan infiltrasi Al leburan, selain penambahan dopant, waktu tahan dan temperatur juga dengan cara mensuplai gas dalam tube selama proses fabrikasi komposit Al₂O₃- Al produk Dimox.. Gambar 4.14, dan 4.15 menunjukkan pengaruh dari penambahan persentase Mg dan temperatur terhadap kedalaman infiltrasi Al leburan dalam lingkungan gas nitrogen.



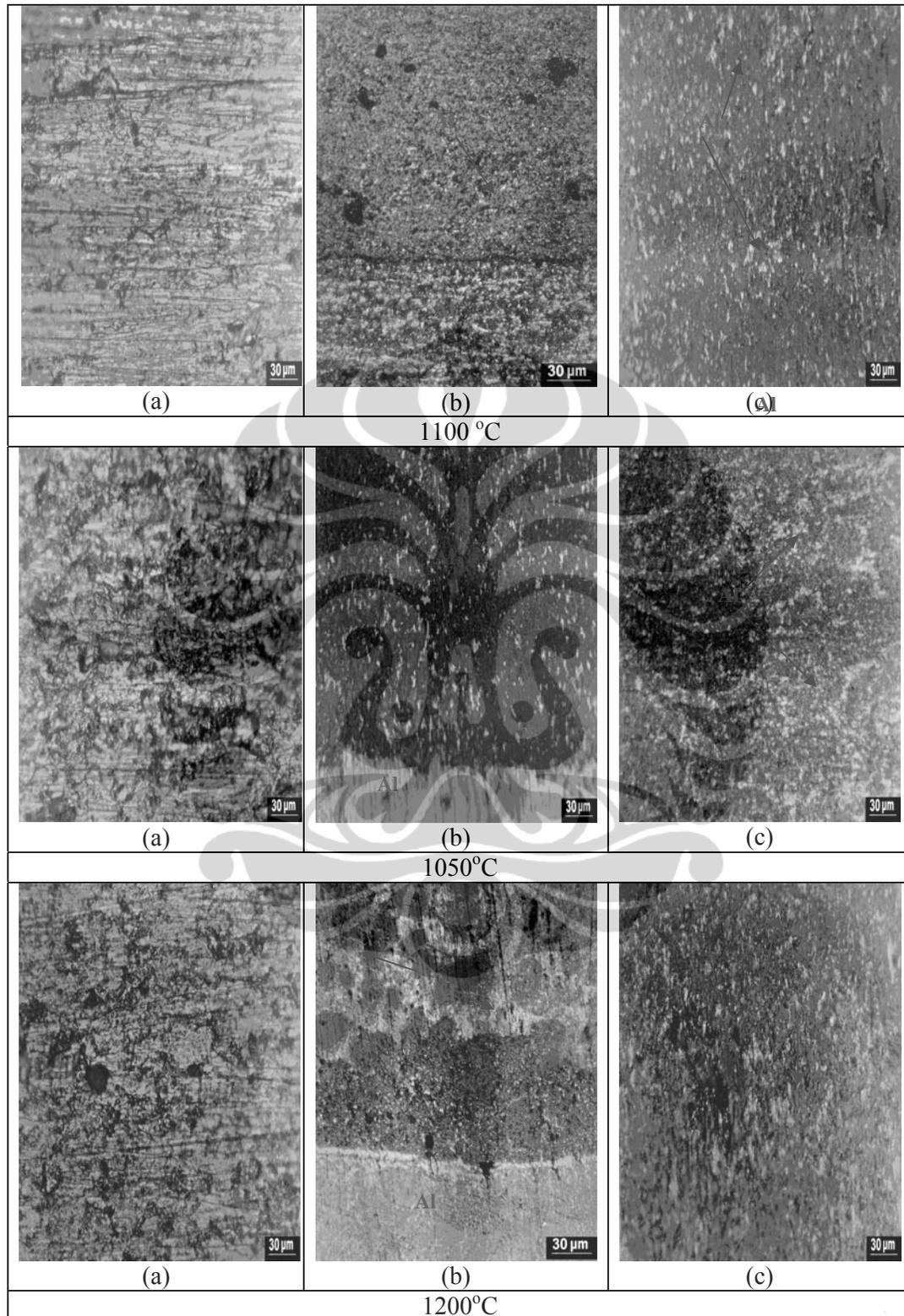
Gambar 4.14 Pengaruh persentase magnesium terhadap kedalaman infiltrasi dengan waktu tahan 15 jam



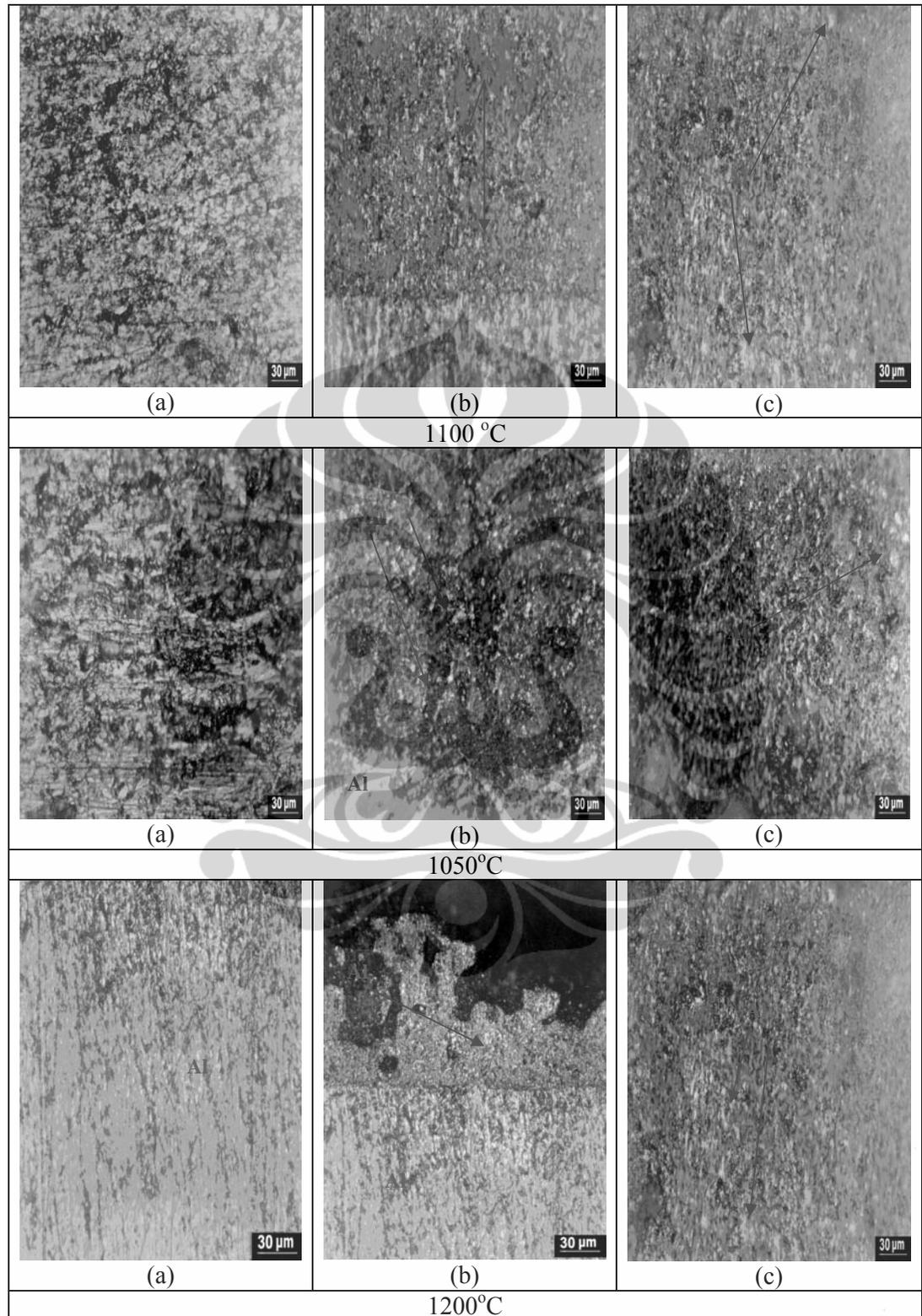
Gambar 4.15 Pengaruh temperatur terhadap kedalaman infiltrasi dengan waktu tahan 15 jam

Dengan penambahan persentase Mg dan naiknya temperatur memperlihatkan terjadi peningkatan Al leburan ke matriks alumina (Gambar 4.16 – 4.19). Dimana Mg akan bereaksi dengan lapisan alumina yang terbentuk pada permukaan Al, sehingga menjadi jembatan dari leburan Al untuk berinfiltrasi ke matriks Al_2O_3 . Hal ini terjadi karena terbentuknya spinel $MgAl_2O_4$ yang tidak protektif dan merupakan hasil reaksi antara:

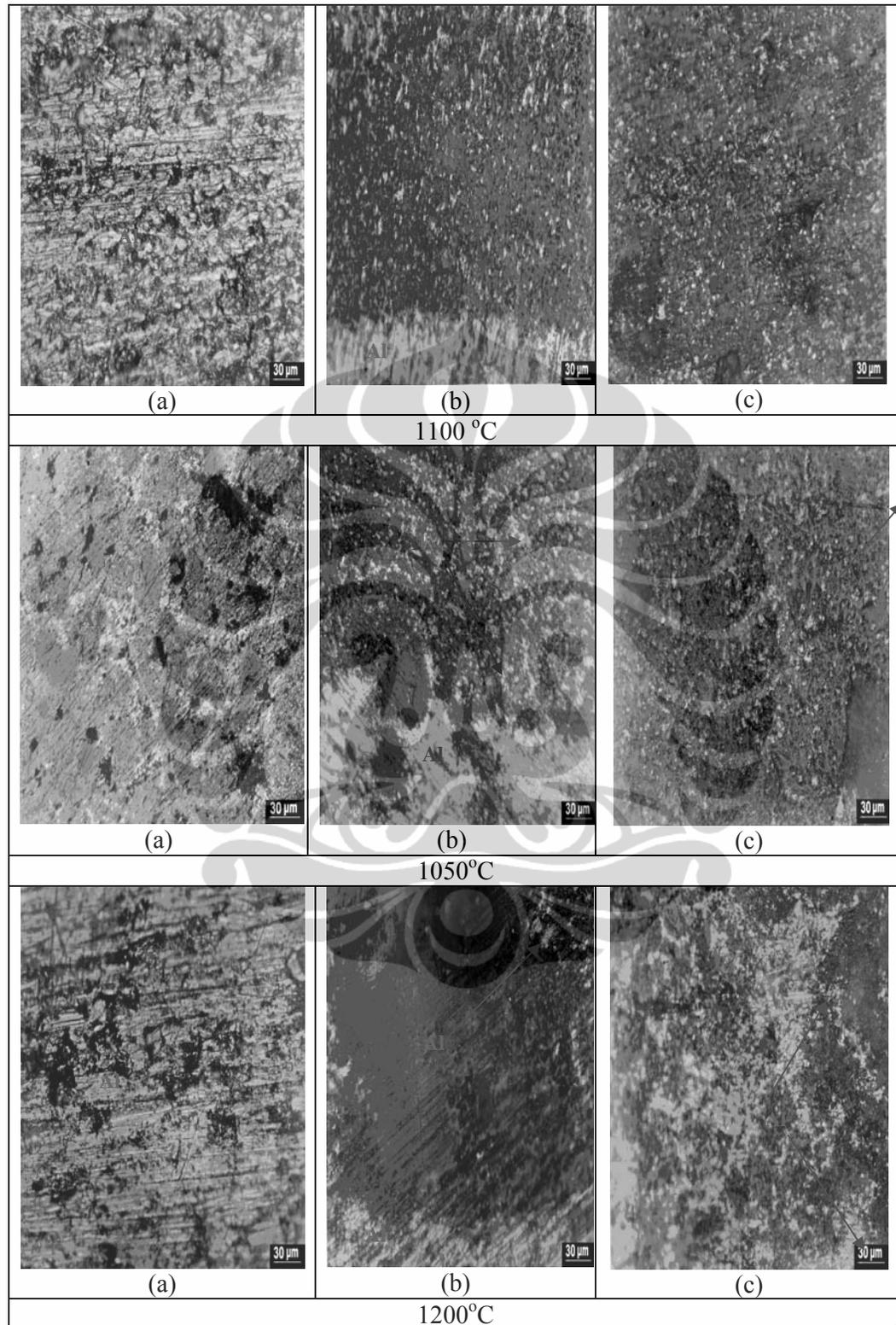




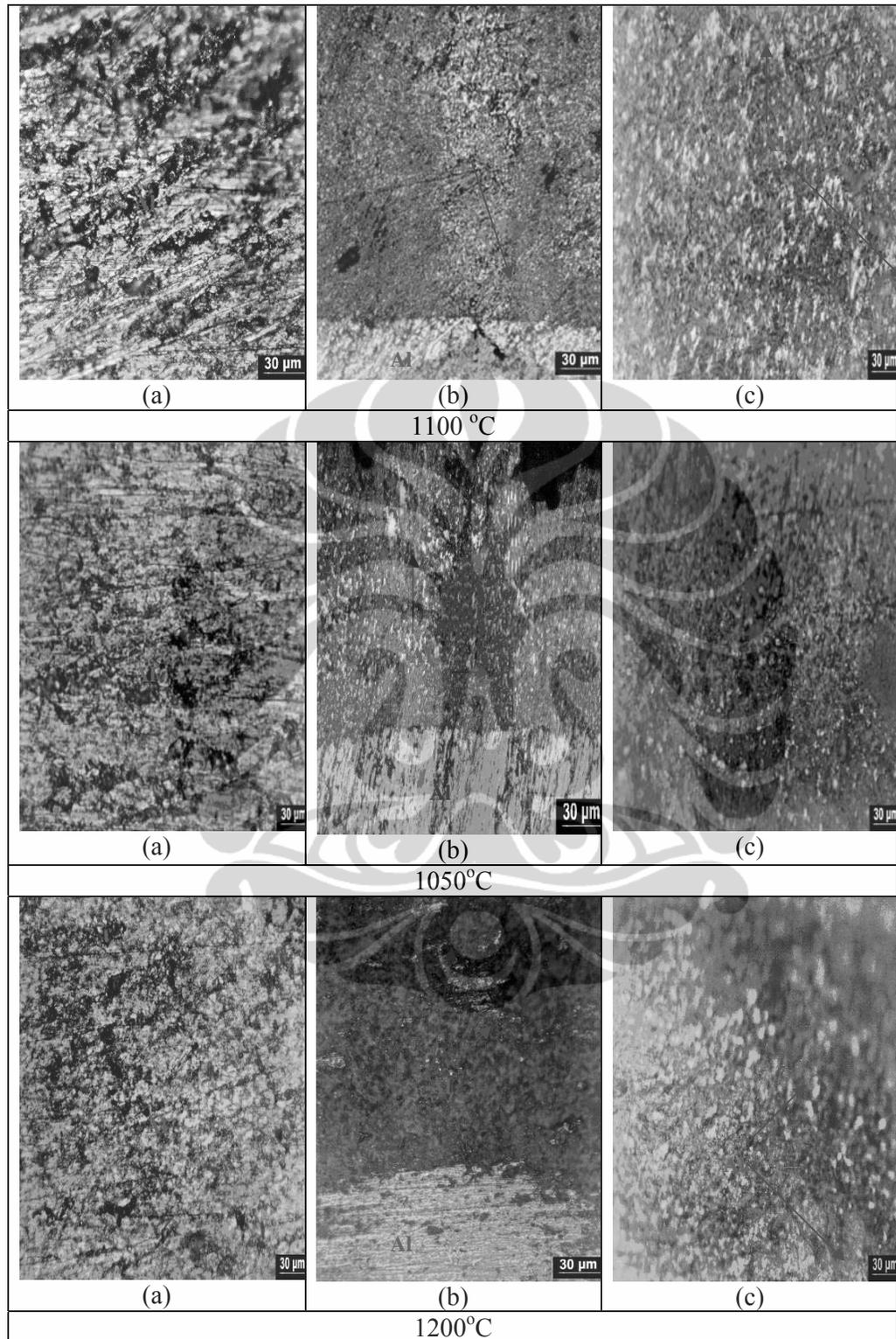
Gambar 4.16 Distribusi Al leucite yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 5% Mg dengan waktu tahan 15 jam pada posisi (a) Al sisa, (b) awal infiltrasi, dan (c) atas



Gambar 4.17 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 8% Mg dengan waktu tahan 15 jam pada posisi (a) Al sisa, (b) awal infiltrasi, dan (c) atas



Gambar 4.18 Distribusi Al leburan yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 10% Mg dengan waktu tahan 15 jam pada posisi (a) Al sisa, (b) awal infiltrasi, dan (c) atas



Gambar 4.19 Distribusi Al lebur yang berinfiltrasi akibat perubahan temperatur dan 12% Mg dengan waktu tahan 15 jam pada posisi (a) Al sisa, (b) awal infiltrasi, dan (c) atas

Semakin tinggi temperatur injeksi gas nitrogen, semakin rendah temperatur infiltrasi dari leburan Al ke matriks Al_2O_3 akibat terbentuknya fasa Mg_3N_2 pada partikel Al_2O_3 , yang meningkatkan pembasahan dengan mengurangi energi permukaan antara leburan Al dan matriks Al_2O_3 ⁽⁵⁶⁾. Seperti terlihat pada Gambar 4.16-4.19 walaupun masih terdapat Al sisa.

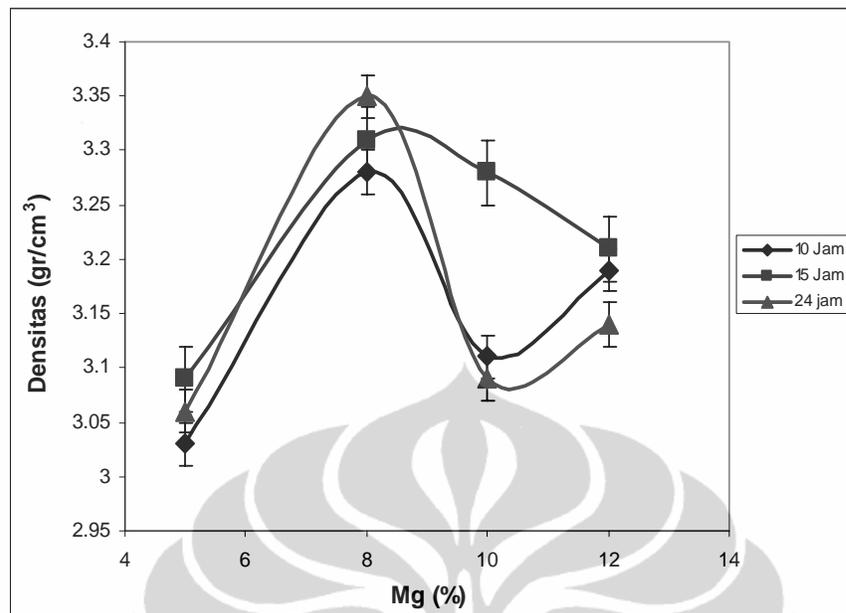
4.2 DENSITAS DAN POROSITAS

Densitas merupakan fungsi dari kerapatan penyusun komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ sehingga keberadaan sedikit *void* akan mempengaruhi kerapatan yang pada akhirnya berpengaruh pada perbandingan berat dengan volume komposit.

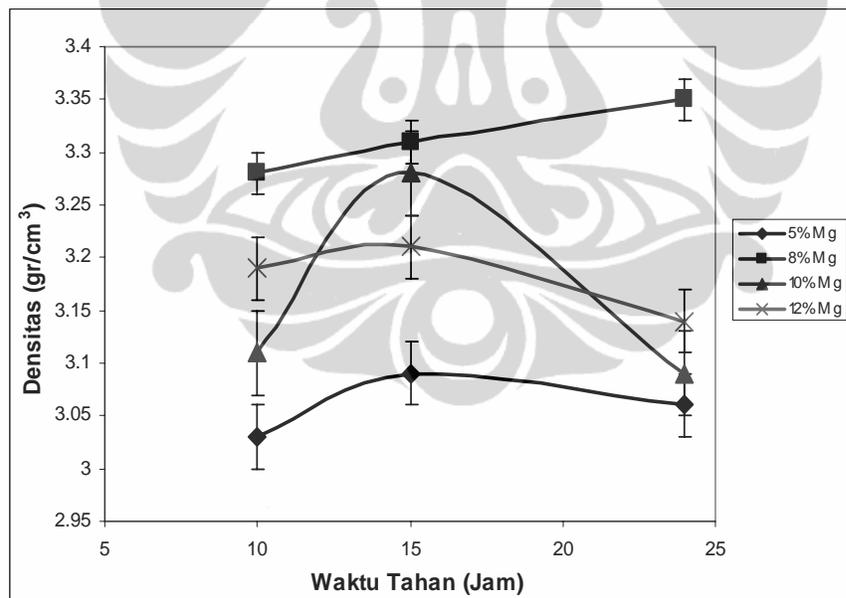
Porositas merupakan salah satu penyebab kegagalan suatu material. Porositas bisa diakibatkan oleh penyusutan atau/oleh gas yang terperangkap. Porositas akan mempengaruhi sifat mekanis KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$, sebab struktur berpori akan menurunkan kekuatan dan kekerasan jika dibandingkan dengan struktur padat.

4.2.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan Terhadap Densitas dan Porositas komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$

Gambar 4.20-4.21 menunjukkan pengaruh kadar magnesium terhadap densitas komposit. Peningkatan kadar magnesium menyebabkan kemampuan membasahi (*wettability*) antara keramik-logam menjadi lebih baik. Hal ini disebabkan magnesium bersifat efektif dalam mengurangi tegangan permukaan cairan dan mendorong reaksi-reaksi interfacial dan akan meningkatkan pembasahan sehingga infiltrasi menjadi lebih mudah.^[34,40]



Gambar 4.20 Pengaruh persentase magnesium terhadap densitas pada temperatur 1200°C

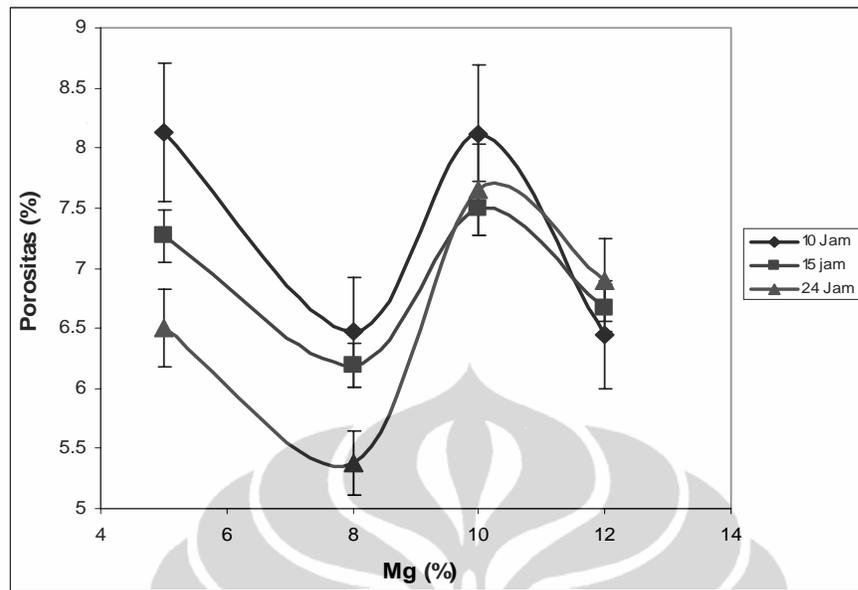


Gambar 4.21 Pengaruh Waktu tahan terhadap densitas pada temperatur 1200°C

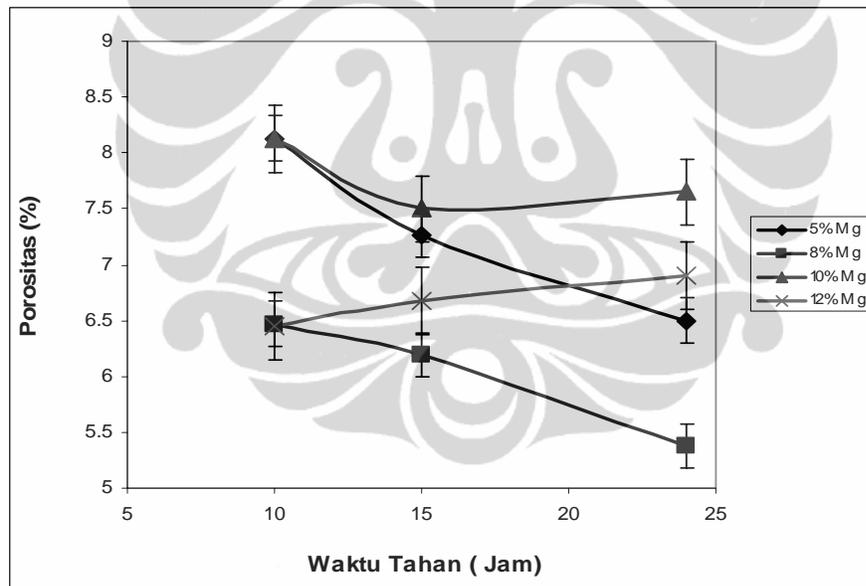
Untuk pengaruh persentase Mg dan waktu tahan hasil penelitian memiliki kecenderungan yang sama yaitu dengan penambahan persentase Mg 5 % ke 8 % terjadi kenaikan densitas. Hal ini disebabkan oleh kemampuan pembasahan antara logam – keramik semakin baik, dimana partikel Al_2O_3 akan semakin

banyak yang dapat berikatan dengan leburan aluminium. Infiltrasi leburan aluminium pun semakin meningkat. Peningkatan infiltrasi tersebut dikarenakan Mg bereaksi dengan oksigen membentuk MgO, kemudian MgO merusak lapisan protektif Al_2O_3 dan bereaksi menjadi *spinel* (MgAl_2O_4) yang membentuk kanal-kanal, sehingga dapat membuka jalan untuk leburan aluminium naik mengisi celah-celah yang terdapat pada prabentuk. Untuk persentase penambahan Mg yang 10% dan 12 % karena persentase Mg lebih banyak menyebabkan semakin lebih cepat reaksi terjadi maka akan semakin banyak leburan Al yang berinfiltrasi mengisi celah-celah diantara perform dan saling berikatan membentuk komposit Al_2O_3 -Al yang memiliki keuletan lebih. Pada penelitian pengaruh persentase magnesium dan waktu tahan nilai maksimum densitas dicapai pada komposit dengan kadar 8% Mg dengan waktu tahan 24 jam sebesar $3,35 \text{ g/cm}^3$. Peningkatan densitas atau penurunan porositas dapat terjadi karena akibat kenaikan waktu tahan, hal tersebut disebabkan oleh peningkatan kedalaman infiltrasi ke dalam rongga-rongga porus pada komposit akan meningkatkan kerapatan.

Salah satu penyebab kegagalan suatu material adalah keberadaan porositas. Hubungan densitas dengan porositas adalah berkebalikan. Dengan peningkatan kadar magnesium maka porositas pada komposit Al_2O_3 /Al kecenderungannya meningkat. Dari Gambar 4.26 - 4.28 dapat dilihat bahwa nilai porositas minimum ada pada sampel S8t24 sebesar 5,85%.



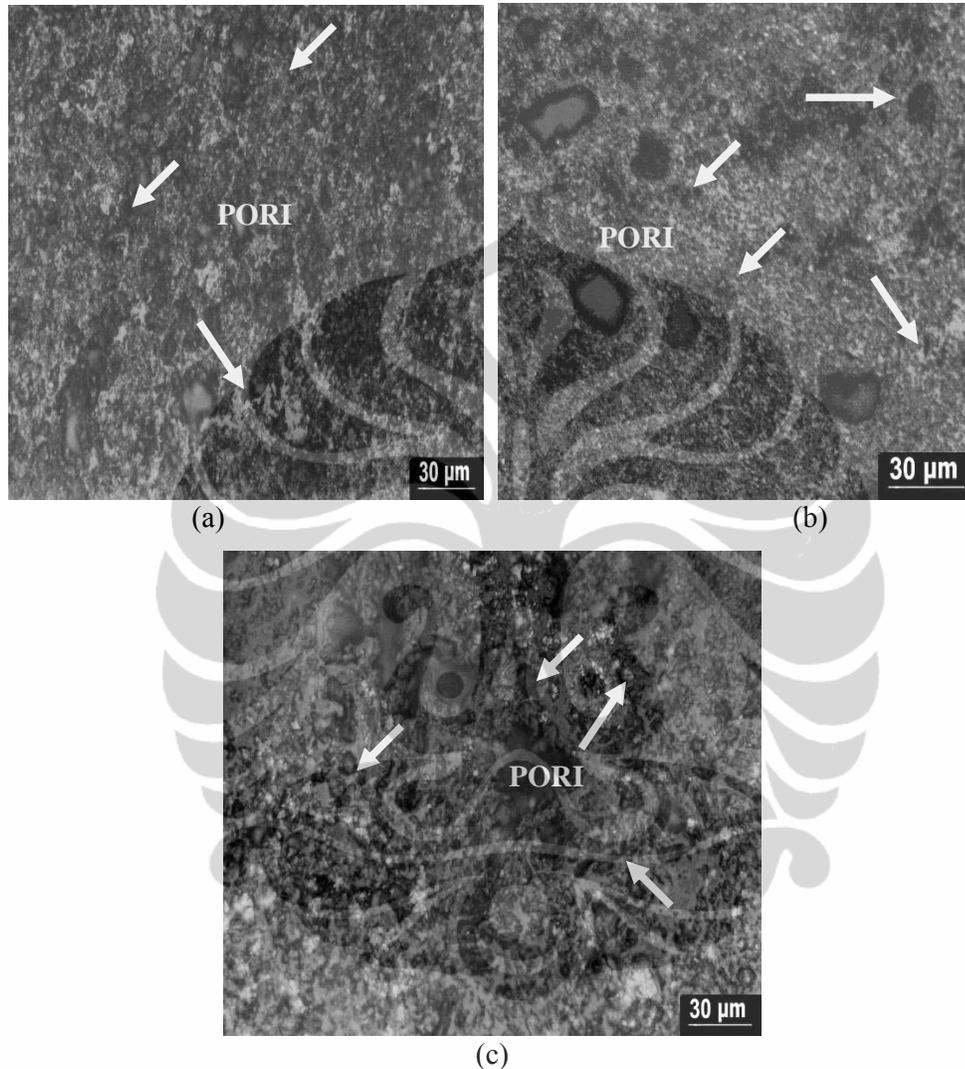
Gambar 4.22 Pengaruh persentase magnesium terhadap porositas pada temperatur 1200°C



Gambar 4.23 Pengaruh waktu tahan terhadap porositas pada temperatur 1200°C

Bertambahnya nilai porositas dengan meningkatnya waktu tahan dipengaruhi oleh beberapa hal, yaitu Mg mencapai titik uapnya pada temperatur $1097^{\circ}\text{C}^{[12]}$. Dimana penelitian yang dilakukan, temperatur sudah mencapai 1200°C , sehingga dengan bertambah lamanya pemansan dapat mengakibatkan jumlah uap Mg yang tidak bereaksi terperangkap dalam prabentuk semakin

banyak dan tempat-tempat kosong tersebut tidak sempat dilalui oleh leburan Al, sehingga membentuk porositas yang lebih banyak.

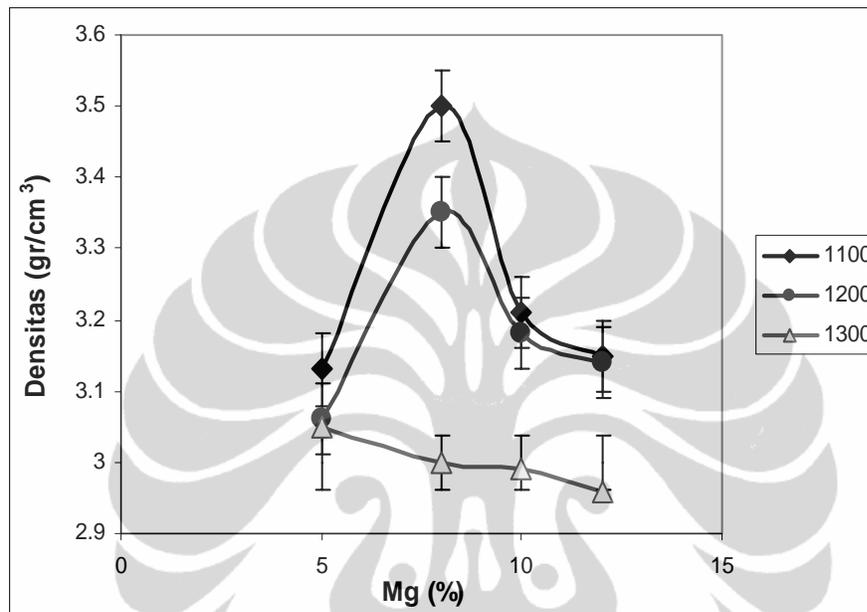


Gambar 4.24 Pori pada mikrostruktur komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan 12% Mg pada temperatur 1200°C (a). S12t10, (b). S12t15 dan (c). S12t24

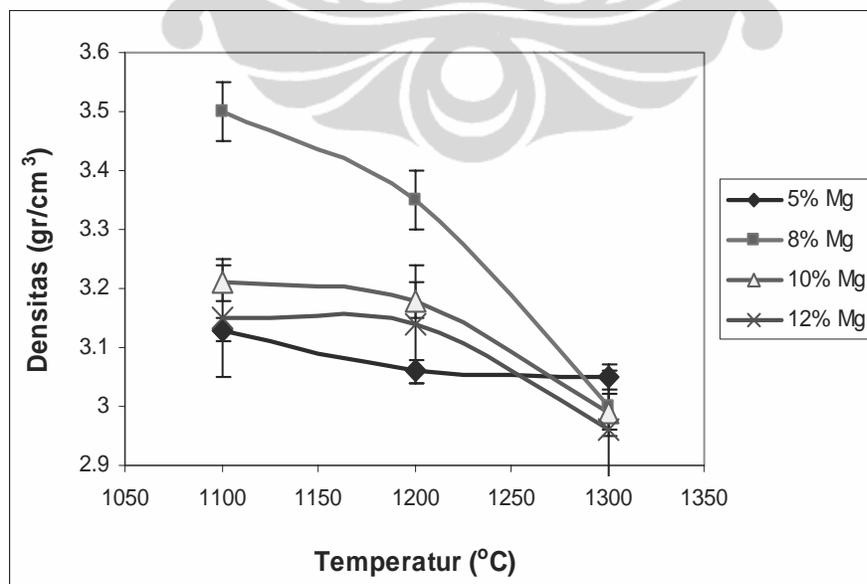
4.2.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur Terhadap Densitas dan Porositas komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$

Densitas komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ merupakan fungsi dari kerapatan penyusunnya. Peningkatan temperatur menyebabkan kemampuan pembasahan (*wettability*) antara keramik-logam lebih baik. Ini disebabkan oleh adanya perubahan energi permukaan dan oleh reaksi antarmuka yang lebih cepat pada

suhu yang lebih tinggi.^[8] Selain itu, temperatur yang tinggi menyebabkan berkurangnya viskositas leburan, sehingga leburan logam akan mengalir pada permukaan alumina menutupi setiap ‘cekungan’ dan ‘benjolan’ yang terdapat pada permukaan yang kasar serta menghilangkan atau mengisi seluruh udara (pori) yang ada^[3].



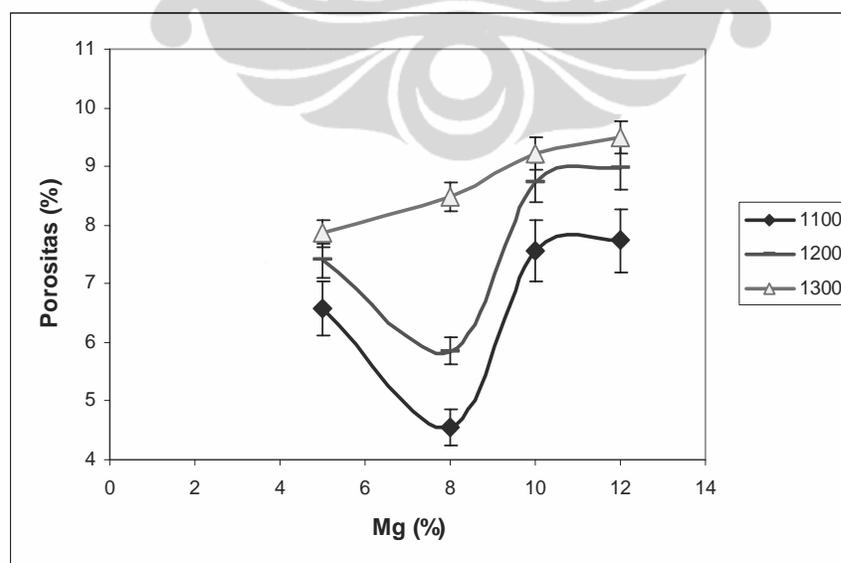
Gambar 4.25 Pengaruh persentase magnesium terhadap densitas pada waktu tahan 24 jam



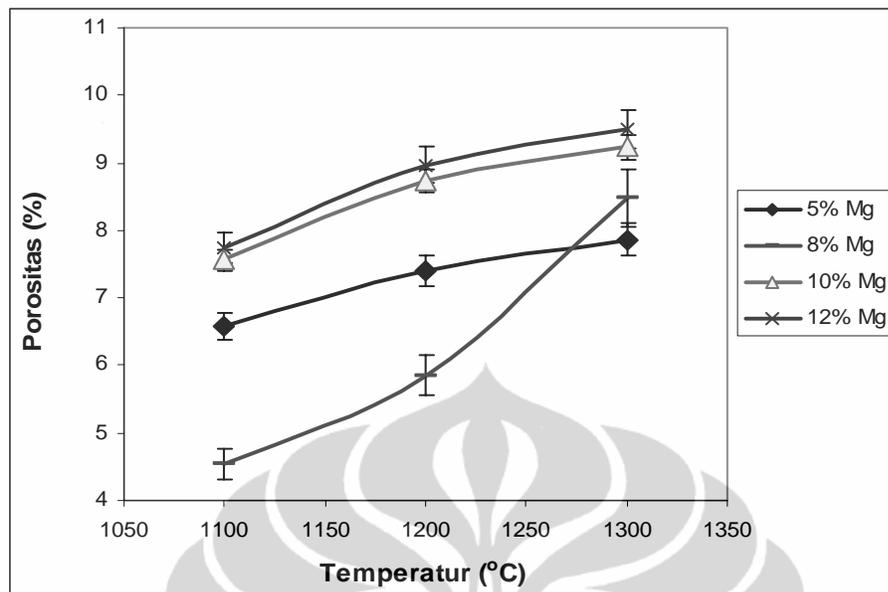
Gambar 4.26 Pengaruh temperatur terhadap densitas pada waktu tahan 24 jam

Dengan semakin banyak atau mudahnya leburan aluminium mengisi pori-pori menghasilkan densitas material komposit keramik yang merupakan densitas antara keramik Al_2O_3 dengan Al. Peningkatan temperatur dan persentase magnesium menyebabkan kemampuan infiltrasi aluminium lebih baik. Hal ini disebabkan oleh adanya penurunan energi permukaan dan oleh reaksi antarmuka yang lebih cepat pada suhu yang lebih tinggi.⁽⁵⁰⁾ Densitas komposit yang terbentuk berada pada kisaran material pembentuknya (berada dalam kisaran densitas Al_2O_3 : 3.8 gr/cm^3 , dan Al : $2,7 \text{ gr/cm}^3$) dan nilai densitas maksimum sebesar 3.50 dicapai pada temperatur 1100°C dengan persentase magnesium 8 % dan yang disebabkan reaksi produk yang terbentuk pada kondisi ini di mana sebagian besar Al_2O_3 dan MgAl_2O_4 . Hal ini berdasarkan hasil pengujian XRD yang memberikan kontribusi terhadap karakterisasi komposit tersebut. Di atas 1100°C dapat menurunkan kekerasan dan kekuatan alumina didukung dengan penelitian Zeng Shaoxian dan Fu Xiren⁽⁵⁷⁾ penurunan kekuatan alumina tersebut disebabkan oleh pertumbuhan butir alumina yang tak terkendali yang terjadi pada suhu tinggi.

Data pengujian porositas yang diperoleh memiliki hubungan yang berkebalikan dengan data pengujian densitas. Nilai densitas yang besar membuat nilai porositas yang kecil seperti yang terlihat pada Gambar 4.27-4.28.



Gambar 4.27 Pengaruh persentase magnesium terhadap porositas pada waktu tahan 24 jam

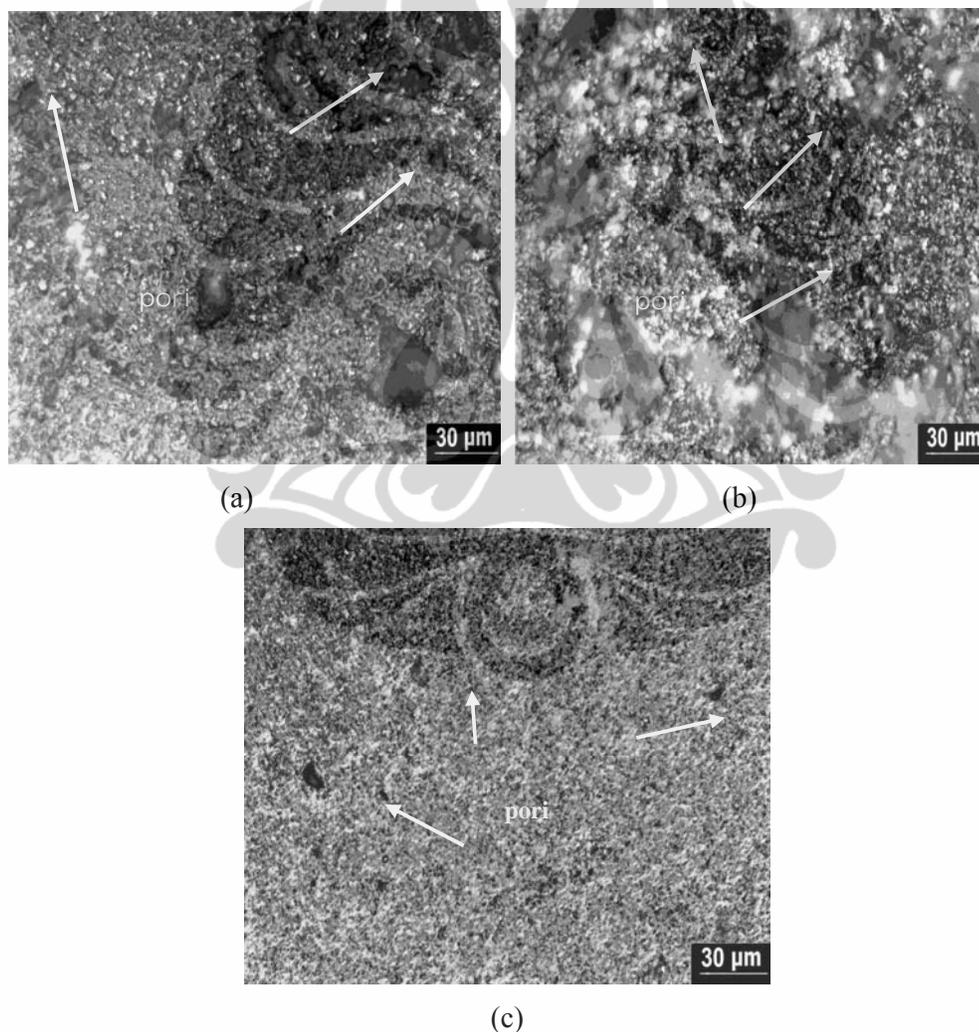


Gambar 4.28 Pengaruh temperatur terhadap porositas pada waktu tahan 24 jam

Porositas dapat disebabkan akibat dari penyusutan pembekuan, ini terjadi karena karakteristik dari logam itu sendiri. Dalam proses pembekuan, logam akan mengalami 3 (tiga) jenis penyusutan yaitu: *liquid contraction*, *solidification contraction* dan *solid contraction*. *Liquid contraction* adalah penyusutan yang terjadi pada logam cair jika logam cair didinginkan dari temperatur tuang menuju temperatur pembekuan. *Solidification contraction* adalah penyusutan yang terjadi selama logam cair melalui *phasa* pembekuan (perubahan fasa cair menjadi fasa padat). *Solid contraction* adalah penyusutan yang terjadi selama periode *solid metal* didinginkan dari temperatur pembekuan menuju temperatur ruang.⁽⁵⁸⁾ Selain itu, mikroporositas yang berupa cacat void dapat disebabkan karena pertumbuhan matriks yang didahului dengan pembentukan spinel $MgAl_2O_4$, sehingga tidak akan mampu menutup jarak antar partikel prabentuk yang pada akhirnya akan membentuk cacat prabentuk.⁽⁵⁹⁾

Pada temperatur yang lebih tinggi kemampuan infiltrasi aluminium terhadap alumina semakin baik mengisi pori-pori alumina dan peningkatan persentase magnesium menyebabkan peningkatan porositas karena pembentukan mikroporositas akibat penyusutan pada proses pembekuan⁽⁶⁰⁾. Pada temperatur

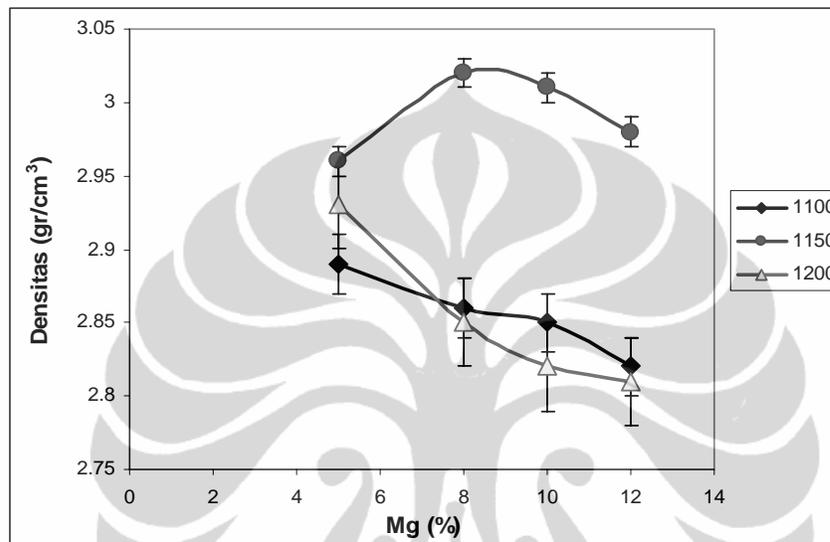
$1097^{\circ}\text{C}^{(13)}$ Mg mencapai temperatur didihnya sehingga menguap dan tempat dari Mg tidak sepenuhnya terisi oleh infiltrasi leburan Al sehingga membentuk porositas yang semakin bertambah banyak dengan naiknya persentase magnesium. Selain itu, pembentukan komposit yang tidak sempurna ikut memberikan pengaruh misalnya pada daerah yang miskin oksigen dalam prabentuk, akan menyebabkan reaksi antarmuka atau pertumbuhan matriks yang didahului dengan pembentukan spinel (MgAl_2O_4) tidak mampu menutup jarak antara partikel prabentuk yang akhirnya akan membentuk cacat *void* (porositas)⁽⁶¹⁾. Porositas minimum pada temperatur 1100°C dengan 8% magnesium sebesar 4,55%.



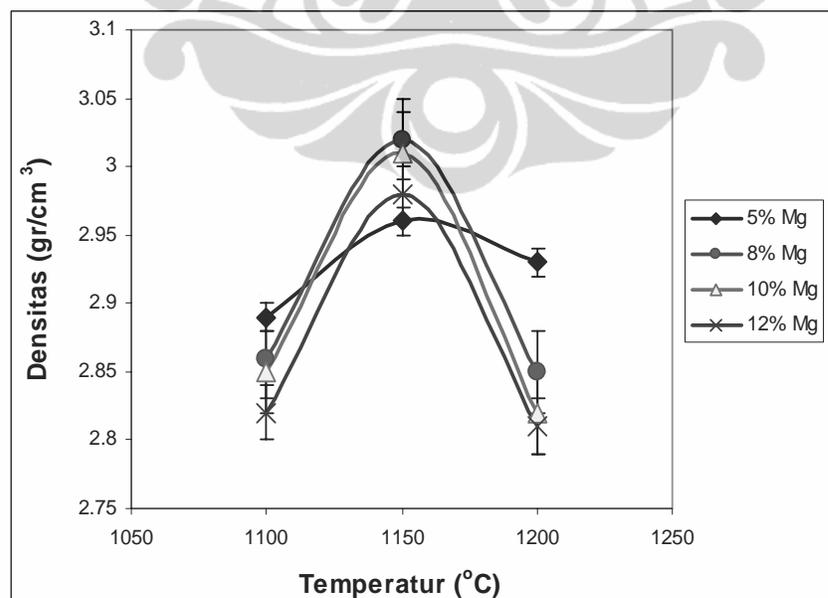
Gambar 4.29 Pori pada mikrostruktur komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan 10% Mg (a). S12T1100, (b).S12T1200 dan (c). S12T1300

4.2.3 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur pada Lingkungan Gas

Pembasahan dari KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ semakin baik akibat reaksi antarmuka dengan meningkatnya temperatur dan persentase magnesium karena infiltrasi aluminium semakin meningkat. Gambar 4.30-4.31 memperlihatkan korelasi antara kenaikan persentase magnesium dengan densitas dan temperatur dengan densitas.



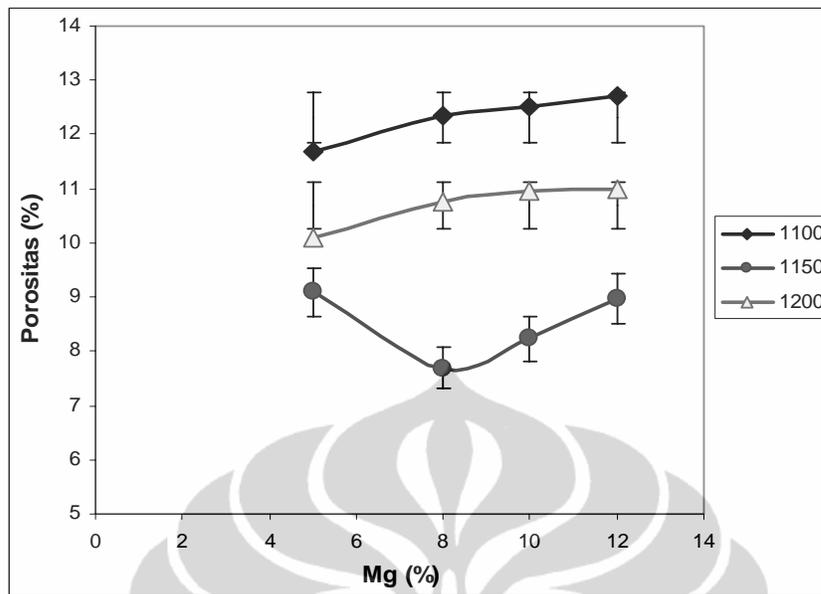
Gambar 4.30 Pengaruh persentase magnesium terhadap densitas pada waktu tahan 15 jam dalam lingkungan N_2



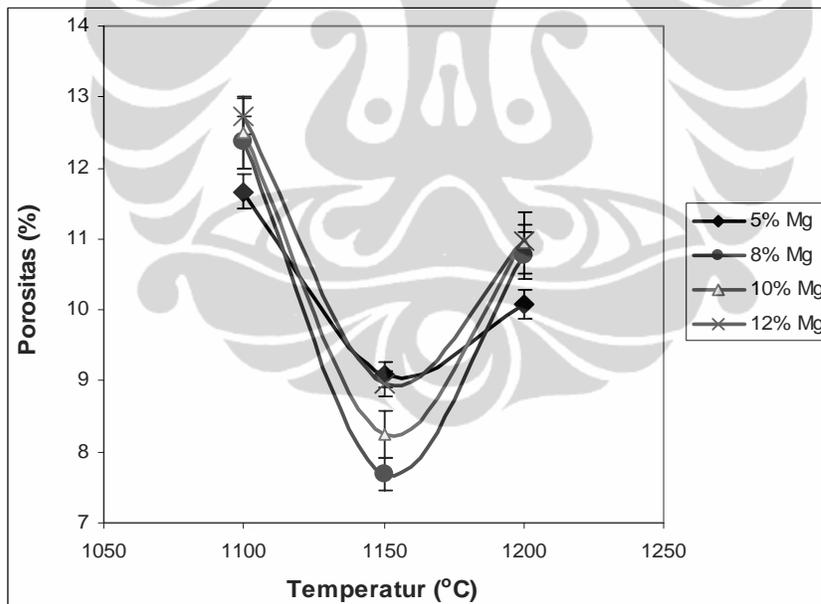
Gambar 4.31 Pengaruh temperatur terhadap densitas pada waktu tahan 15 jam dalam lingkungan N_2

Untuk temperatur 1100 dan 1200 nilai densitas cenderung menurun dengan bertambahnya persentase magnesium karena kemampuan membasahi antara logam-keramik menjadi lebih baik akibat perubahan energi permukaan dan reaksi antarmuka menjadi lebih cepat dan menyebabkan berkurangnya viskositas leburan sehingga leburan mampu mengisi pori-pori antar partikel alumina. Untuk temperatur 1150 awalnya densitas terjadi kenaikan dan maksimum pada 8%Mg tetapi dengan penambahan Mg lebih banyak memberi efek densitas lebih rendah karena energi permukaan yang semakin rendah sehingga banyaknya leburan Al yang berinfiltrasi. Kevorkijan⁽⁵¹⁾ menyatakan adanya hubungan antara kedalaman infiltrasi dengan densitas, semakin besar kedalaman infiltrasi maka densitas akan semakin turun karena komposit yang dihasilkan memiliki lebih banyak pori sehingga terjadi penurunan densitas. Hal ini didukung pula oleh penelitian Necat Altinkok dan Rasit Koker⁽⁶¹⁾ yang menunjukkan bahwa densitas berkurang karena telah menjadi densitas komposit. Walaupun kemampuan pembasahan dari KMK semakin baik akibat reaksi antarmuka dengan meningkatnya temperatur dan persentase magnesium karena infiltrasi aluminium semakin meningkat, namun struktur yang dihasilkan berpori sehingga terjadi penurunan densitas. Pada temperatur 1150°C dengan 8% Mg nilai densitasnya mencapai maksimum sebesar 3,02 gr/cm³.

Dari data hasil pengujian porositas menunjukkan bahwa dengan semakin bertambahnya persentase magnesium dan tingginya temperatur, nilai porositas cenderung semakin meningkat seperti yang diperlihatkan pada Gambar 4.32 - 4.33



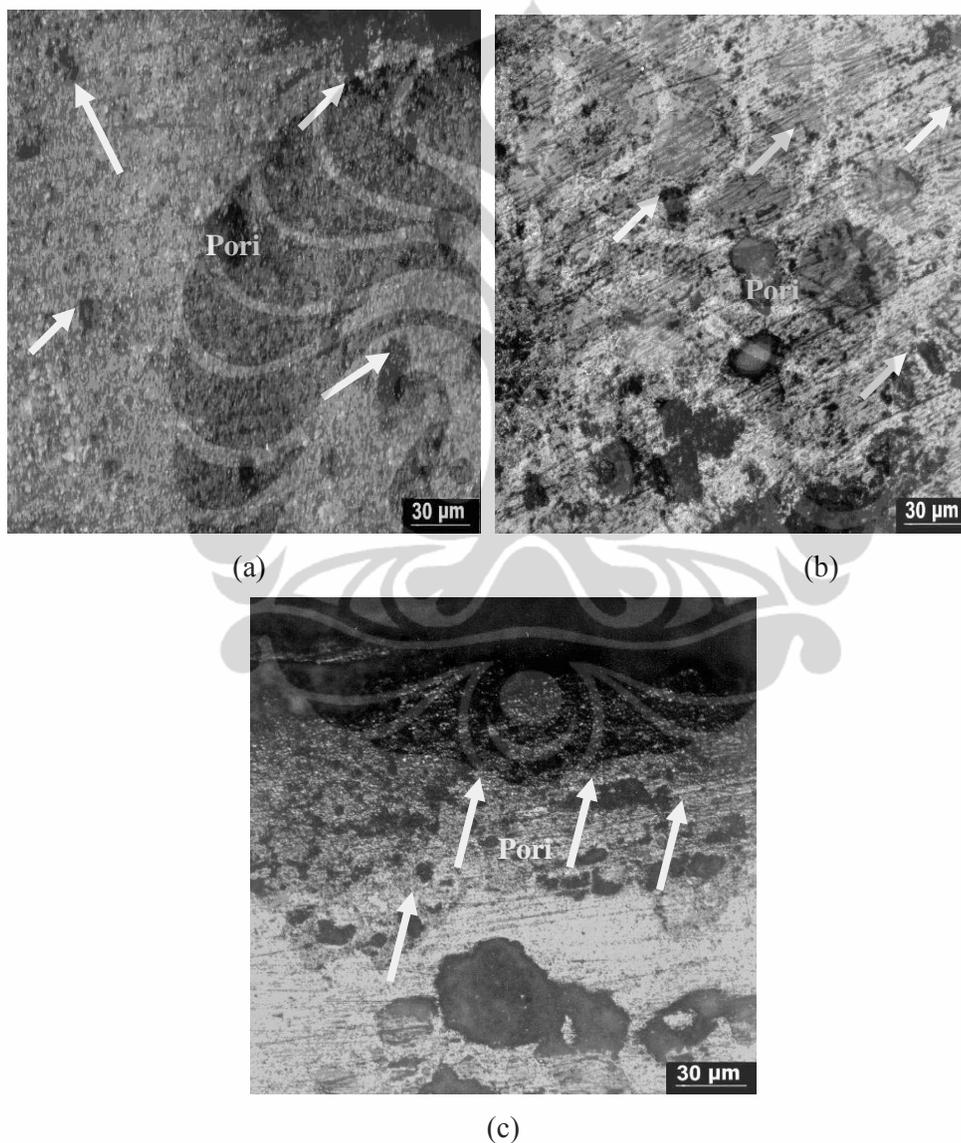
Gambar 4.32 Pengaruh persentase magnesium terhadap porositas pada waktu tahan 15 jam dalam lingkungan N_2



Gambar 4.33 Pengaruh temperatur terhadap porositas pada waktu tahan 15 jam dalam lingkungan N_2

Penyusutan yang terjadi pada saat pemadatan merupakan sumber utama pembentukan porositas, hal ini dihasilkan dari pengurangan volume yang diikuti pengerasan. Sedangkan porositas akibat gas, dihasilkan dari penurunan daya larut gas dalam padatan atau terperangkapnya gas. Hal ini menyebabkan kurang

penuhnya atau tidak sempurnanya proses *necking* dan dapat menyebabkan konsentrasi tegangan pada pusat-pusat porositas. Porositas akan mempengaruhi sifat mekanis komposit keramik $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ karena struktur berpori akan menurunkan kekuatan dan kekerasan jika dibandingkan dengan struktur padat. Porositas juga sangat merusak kualitas permukaan setelah proses permesinan. Nilai porositas tertinggi ada pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan persentase Mg 12% pada temperatur 1100°C sebesar 12,72% seperti yang terlihat pada Gambar 4.43.



Gambar 4.34 Pori pada mikrostruktur komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan 12% Mg (a). S12T1100N (b).S12T1150N dan (c). S12T1200N

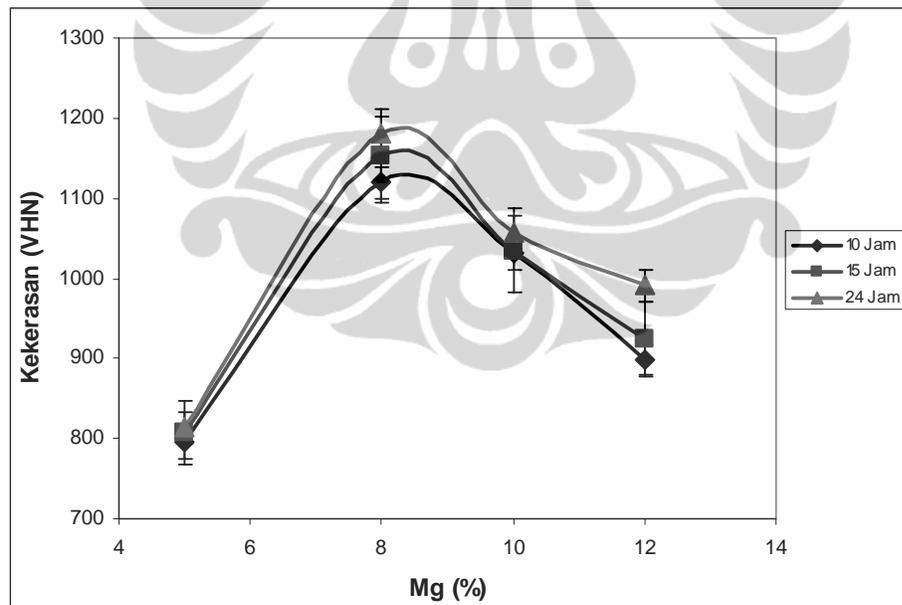
4.3 KEKERASAN

Kekerasan pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ merupakan sifat yang signifikan dan berhubungan dengan kemampuan material untuk menahan penetrasi permukaan. Dalam penelitian ini, penjejukan sampel pengujian kekerasan mikro dengan metode Vickers dilakukan 3 (tiga) kali untuk masing-masing sampel.

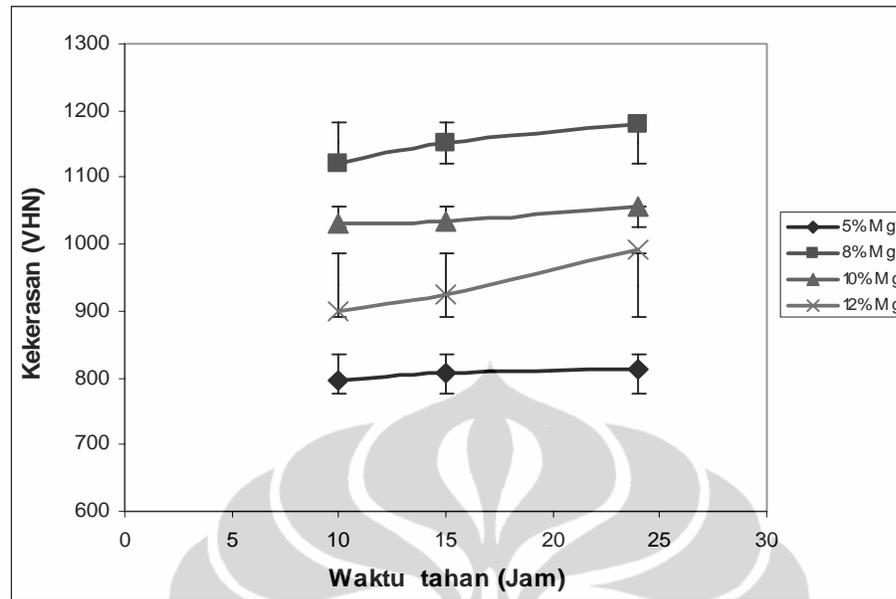
4.3.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan

Sifat kekerasan komposit ini pada umumnya merupakan fungsi dari kekuatan ikatan antara material keramik dan aluminium. Pada kadar magnesium yang meningkat, gaya kapilaritas dari leburan aluminium akan semakin mudah dan kemampuan pembasahan akan semakin baik sehingga memungkinkan terbentuknya senyawa yang lebih banyak, selanjutnya mengakibatkan kekerasan yang dihasilkan lebih tinggi.

Gambar 4.35 - 4.36 menunjukkan korelasi dari persentase Mg terhadap nilai kekerasan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$.

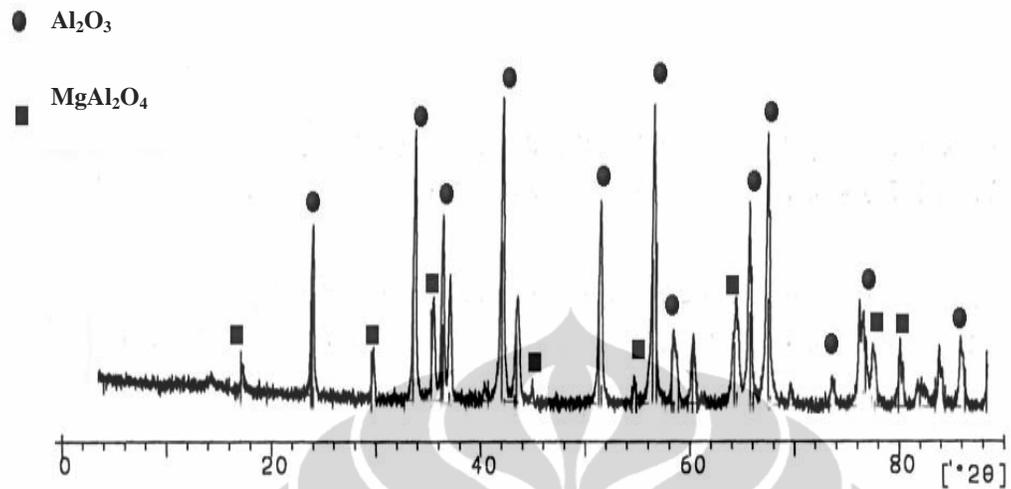


Gambar 4.35 Pengaruh persentase magnesium terhadap Kekerasan pada temperatur 1200°C



Gambar 4.36 Pengaruh waktu tahan terhadap Kekerasan pada temperatur 1200°C

Berdasarkan hasil penelitian yang dilakukan, bahwa material dengan densitas yang tinggi memiliki kecenderungan kekerasan yang meningkat karena ikatan antar partikel dari proses pembasahan. Kekerasan suatu material juga dipengaruhi oleh senyawa (fasa) pembentuk material tersebut. Nilai kekerasan mikro produk KMK yang diperoleh merupakan kombinasi dari berbagai fasa – fasa yang terbentuk pada KMK $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dan porositas yang ada. Saat jumlah Mg semakin besar maka aluminium juga semakin bertambah, tersebar pada seluruh bagian komposit. Nilai kekerasan maksimum 1181 VHN pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ untuk kondisi temperatur yang sama dengan persentase Mg 8% pada waktu tahan 24 Jam. Pada Gambar 4.37 memperlihatkan reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S8t24

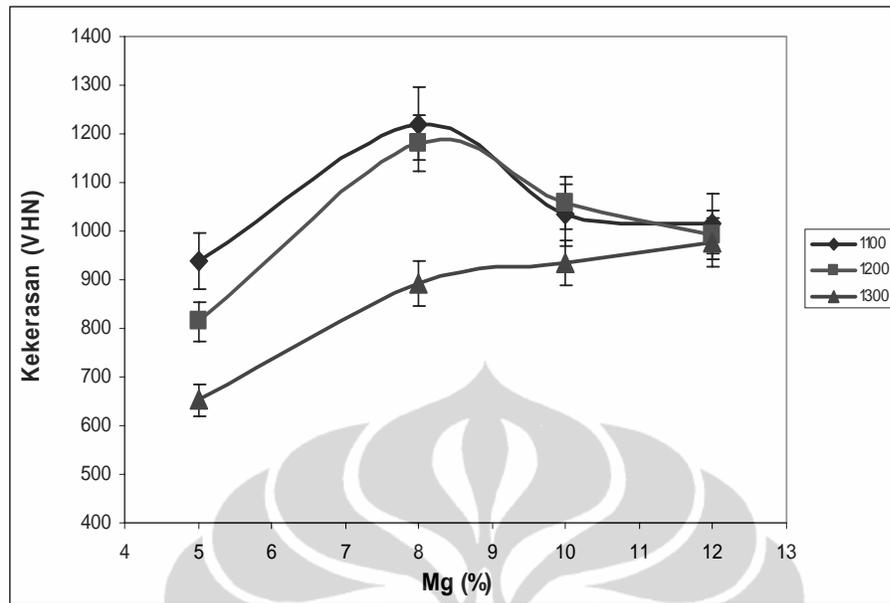


Gambar 4.37 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S8t24

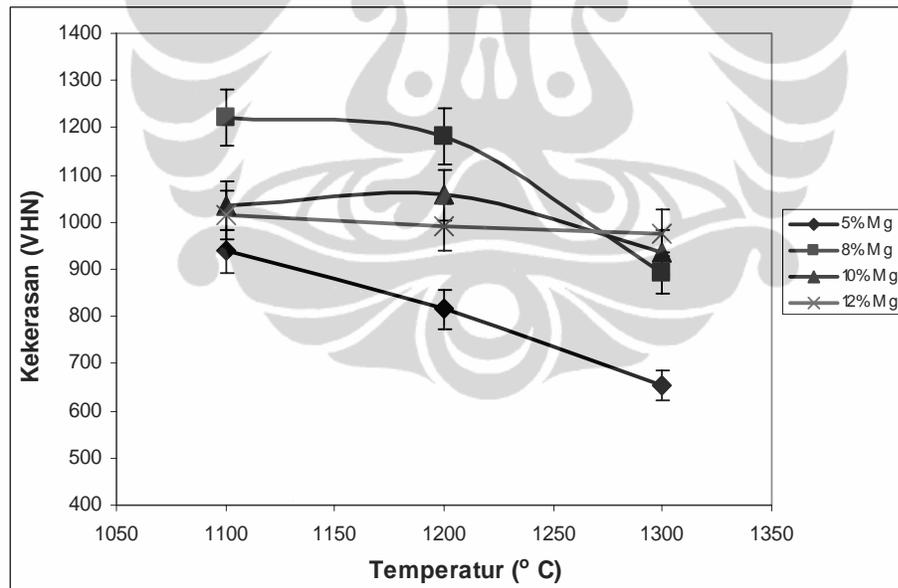
4.3.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur

Secara umum kekerasan suatu material dapat didefinisikan sebagai ketahanan material terhadap gaya penekanan dari material lain yang lebih keras. Nilai kekerasan produk KMK umumnya merupakan fungsi dari kekuatan ikatan yang terjadi diantara material pembentuknya.^[12]

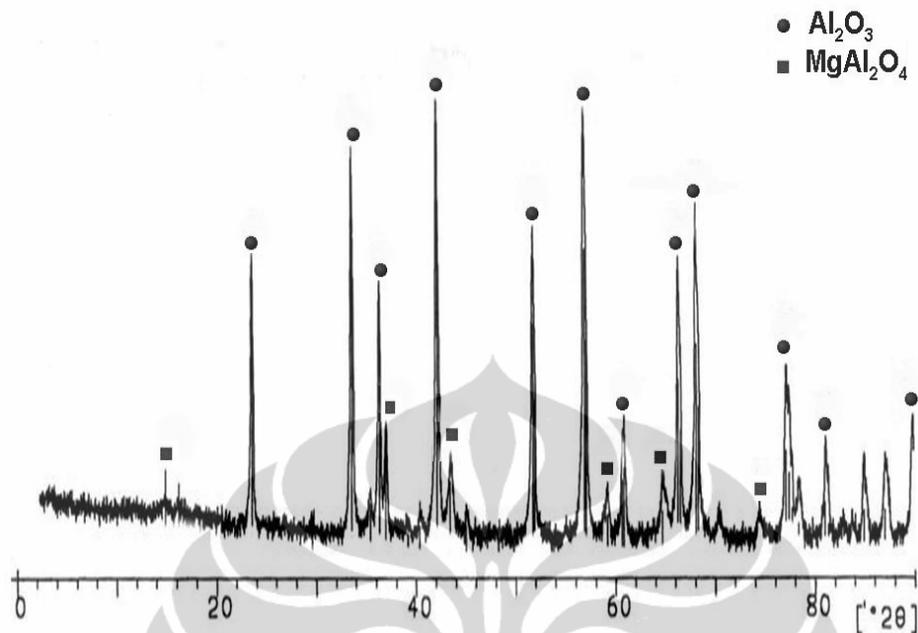
Gambar 4.38 - 4.39 menunjukkan korelasi dari persentase Mg terhadap nilai kekerasan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$.



Gambar 4.38 Pengaruh persentase magnesium terhadap kekerasan pada waktu tahan 24 Jam



Gambar 4.39 Pengaruh temperatur terhadap kekerasan pada waktu tahan 24 Jam

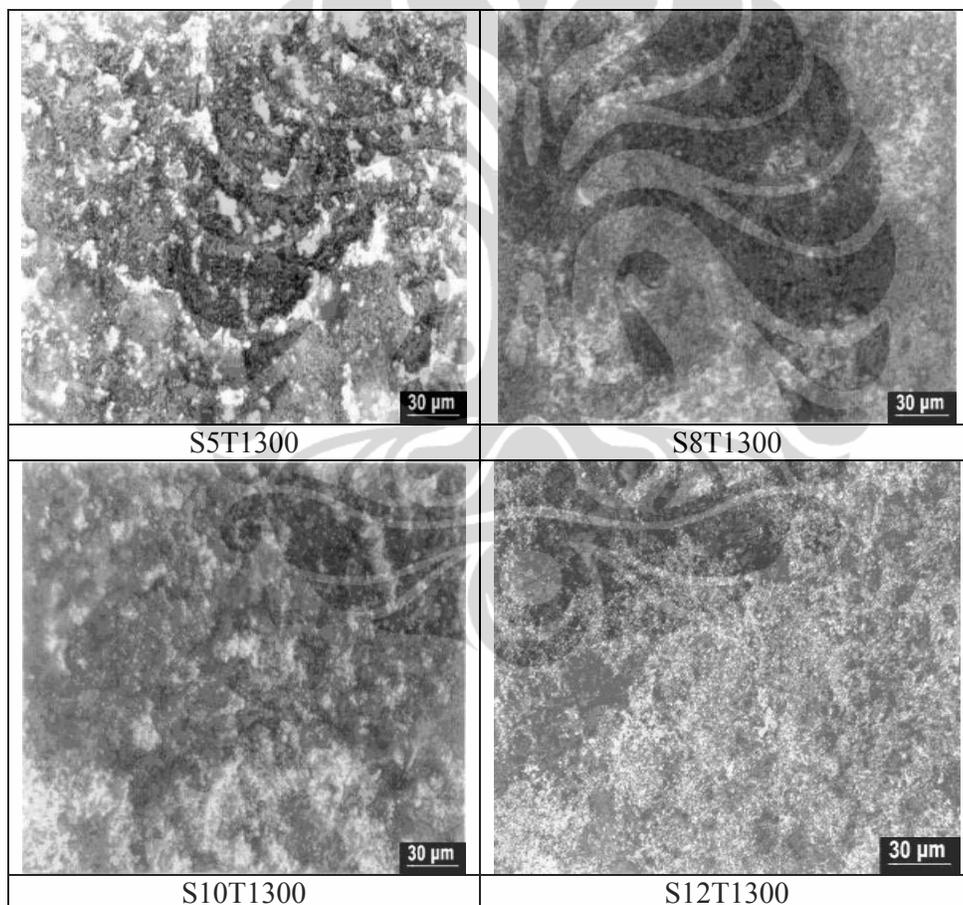


Gambar 4.40 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S8T1200

Untuk temperatur 1100°C dan 1200°C memiliki kecenderungan yang sama yaitu pada awalnya naik sampai kadar 8 % Mg kemudian turun lagi di 10 % Mg. Meningkatnya nilai kekerasan mikro komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil reaksi antarmuka yang banyak terbentuk adalah Al_2O_3 dan MgAl_2O_4 . Hal ini akibat dari fasa-fasa yang terbentuk pada hasil akhir proses fabrikasi. Selain fasa yang terbentuk hasil reaksi antarmuka dan adanya porositas juga mempengaruhi kekerasan mikro dari produk komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$. Porositas dapat mempengaruhi besarnya nilai kekerasan mikro terutama ketika indenter mengenai bagian permukaan yang terdapat porositas, dimana pada bagian tersebut memiliki ikatan komposit yang lemah. Aghajanian ⁽¹²⁾ menyatakan bahwa terjadi penurunan nilai kekerasan dengan peningkatan jumlah porositas. Nilai kekerasan optimum pada temperatur 1100°C sebesar 1221 VHN.

Untuk temperatur 1300°C nilai kekerasan mengalami peningkatan, dimana temperatur yang tinggi menyebabkan penurunan energi permukaan dan reaksi antarmuka menjadi lebih cepat sehingga dengan peningkatan persentase Mg memicu terbentuknya fasa spinel MgO dan MgAl_2O_4 pada daerah antarmuka dan

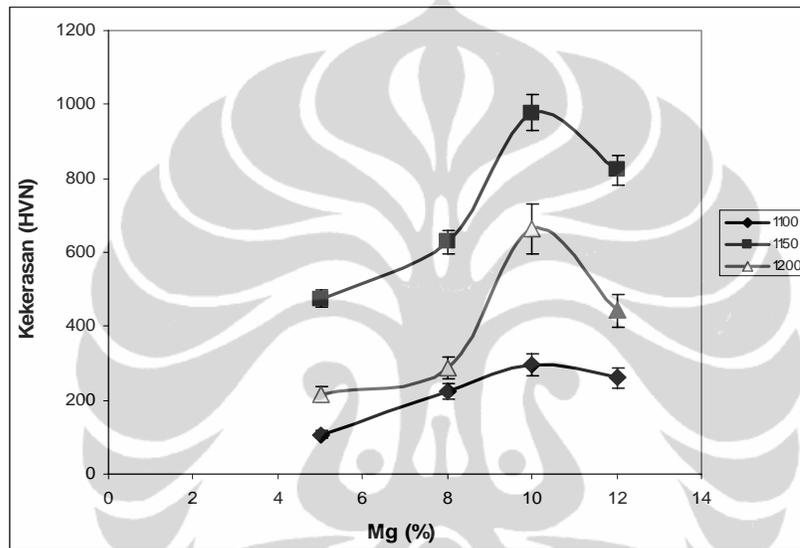
fasa spinel ini mampu mereduksi tegangan permukaan antara Al_2O_3 -Al sehingga mendorong terjadinya reaksi antarmuka lebih lanjut. Selain itu peningkatan persentase Mg menyebabkan bentuk struktur mikro yang dihasilkan relatif lebih halus bila dibandingkan dengan bentuk struktur mikro pada kadar persentase Mg yang lebih rendah, sehingga nilai kekerasannya lebih besar karena dislokasi lebih sulit bergerak⁽⁶²⁾. Masih terjadi *agglomerate* dari matriks⁽⁶³⁾ yang merupakan faktor lain yang mempengaruhi kekerasan dari komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ seperti terlihat pada Gambar 4.41.



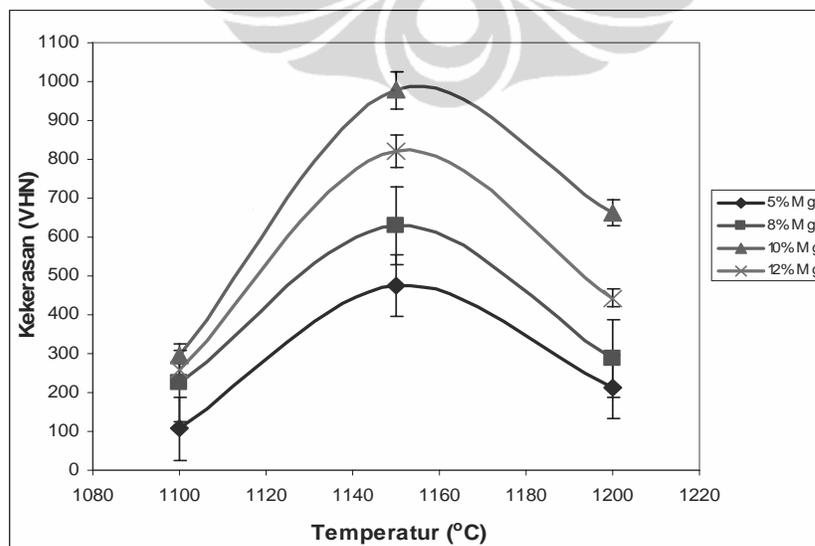
Gambar 4.41 Struktur mikro komposit keramik $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ pada temperatur 1300 °C dengan waktu tahan 24 jam

4.3.3. Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur dalam Lingkungan Gas

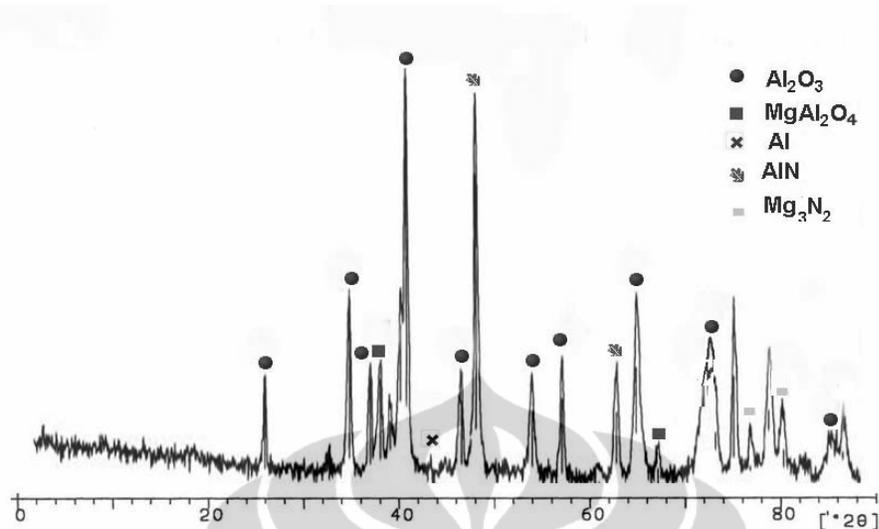
Kekerasan pada keramik merupakan sifat yang signifikan dan berhubungan dengan kemampuan material untuk menahan penetrasi permukaan melalui kombinasi perpatahan getas dan aliran plastis. Gambar 4.42- 4.43 menunjukkan korelasi antara persentase Mg terhadap nilai kekerasan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$.



Gambar 4.42 Pengaruh persentase magnesium terhadap kekerasan pada waktu tahan 15 Jam



Gambar 4.43 Pengaruh temperatur terhadap kekerasan pada waktu tahan 15 Jam



Gambar 4.44 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD yang menghasilkan nilai kekerasan maksimum untuk S10T1150N.

Pada temperatur 1097°C Mg mencapai temperatur didihnya sehingga menguap dan terdeposit pada permukaan Al_2O_3 , hal ini menjadi tahap penting dalam meningkatkan pembasahan antara leburan Al dengan Al_2O_3 . Dengan berjalannya proses fabrikasi akan meningkatkan uap Mg dan bereaksi dengan Al_2O_3 untuk membentuk MgAl_2O_4 yang merupakan jembatan reaksi antarmuka yang dapat meningkatkan kekerasan⁽⁷²⁾. Dari hasil penelitian, komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ yang dibuat dalam lingkungan gas nitrogen memiliki tingkat kekerasan yang cenderung meningkat seiring dengan peningkatan persentase Mg sampai 10% kemudian berkurang pada 12% Mg. Hal ini disebabkan karena bertambahnya persentase Mg akan mengurangi energi permukaan dan mendorong reaksi – reaksi antarmuka.

4.4 KETANGGUHAN KOMPOSIT $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$

Kekuatan dan ketangguhan memiliki keterkaitan. Suatu material dikatakan kuat dan tangguh jika pecah (*ruptures*) pada kekuatan yang tinggi. Hal ini menunjukkan bahwa material tersebut memiliki regangan yang tinggi, sementara material yang rapuh memiliki kekuatan tetapi dengan nilai regangan yang terbatas sehingga material tersebut tidak tangguh. Umumnya kekuatan material menunjukkan seberapa banyak material dapat menahan beban atau tegangan

sementara ketangguhan material menunjukkan seberapa besar dapat menyerap energi sebelum material tersebut pecah (*rupturing*).

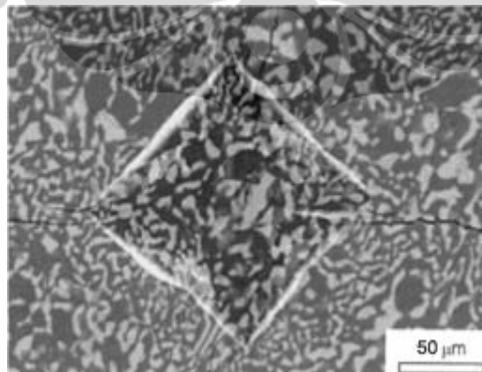
Ketangguhan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ adalah sifat yang berkaitan dengan kemampuan untuk menahan retak mikro⁽⁶⁴⁾, semakin besar nilai ketangguhan maka material tersebut cenderung menuju sifat ulet, tetapi bila semakin kecil nilai ketangguhannya maka lebih cenderung bersifat getas.

Untuk mengukur ketangguhan material komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ digunakan metoda indentor vickers. Metoda ini sama halnya seperti mengukur kekerasan Vickers, disertai dengan pengamatan panjang retak mikro yang terjadi pada saat setelah penekanan dengan indentor. Nilai ketangguhan K_C dapat dihitung dengan menggunakan persamaan 4.2⁽⁴⁸⁾ :

$$K_C = 0.016 (\sqrt{E/H_V}) (P/C^{1.5}) \dots\dots\dots (4.2)$$

Dimana :

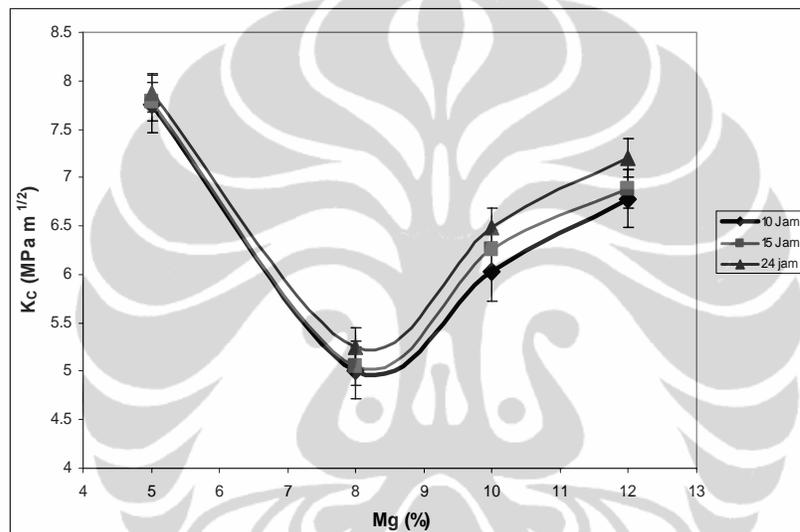
- E : modulus young (GPa)
- Hv : nilai kekerasan Vickers (GPa)
- P : nilai beban yang digunakan (N)
- C : panjang retak mikro (m)
- K_C : *fracture toughness* ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)



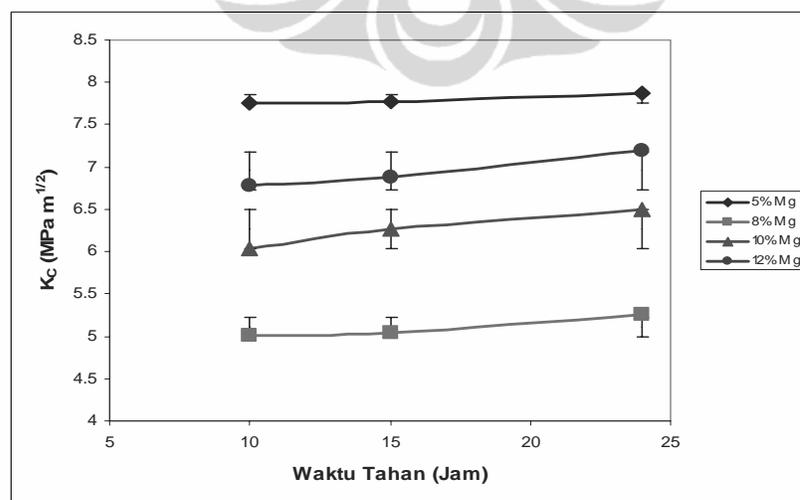
Gambar 4.45 Crack hasil jejak indentasi Vickers⁽⁶⁴⁾

4.4.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan terhadap ketangguhan Komposit Al₂O₃/Al

Fracture toughness adalah kemampuan maksimum material menyerap energi sebelum retak (*fracture*) terjadi⁽⁶⁴⁾. Ketangguhan patah diwakili dengan istilah K_{Ic} yang didefinisikan sebagai faktor nilai kritis intensitas tegangan pada ujung retak sehingga menyebabkan kegagalan (*failure*). Gambar 4.46 – 4.47 menunjukkan korelasi antara persentase Mg terhadap nilai ketangguhan komposit Al₂O₃/Al.



Gambar 4.46 Pengaruh persentase magnesium terhadap nilai ketangguhan pada temperatur 1200°C



Gambar 4.47 Pengaruh waktu tahan terhadap nilai ketangguhan pada temperatur 1200°C

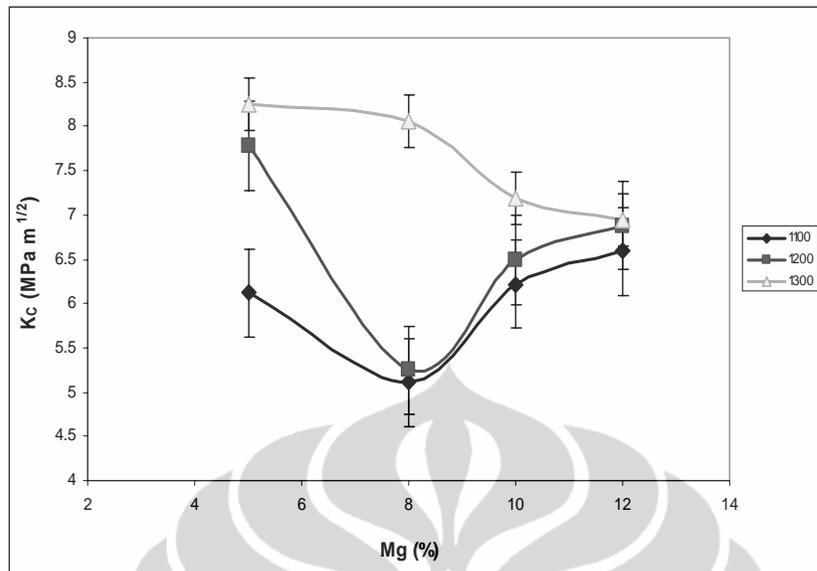
Persentase Mg yang tinggi akan menyebabkan menaikkan penetrasi kapilaritas pada lapisan oksida mencakup leburan Al dan mempermudah terbentuknya antarmuka antara keramik alumina – logam dan mempengaruhi tegangan permukaan. Reaksi yang terjadi pada antarmuka alumina-Al yang menjadi jembatan sehingga leburan Al dapat berinfiltrasi.

Kenaikan waktu tahan menyebabkan penurunan sudut kontak antara alumina dan Al^(34,40,43) sehingga pembasahan akan lebih baik dan leburan Al lebih mudah berinfiltrasi. Waktu tahan lebih lama akan menyebabkan peningkatan kualitas interaksi reaksi antarmuka yang disebabkan oleh semakin meningkatnya infiltrasi leburan Al. Hasil produk reaksi antarmuka seperti spinel MgAl₂O₄ atau oksida logam Al₂O₃, MgO akan lebih banyak terbentuk. Kenaikan kuantitas reaksi antarmuka memegang peranan dalam kontribusi nilai fracture toughness dari komposit Al₂O₃/Al dan nilai maksimum dicapai pada waktu tahan 24 jam dengan 5%Mg sebesar 7.87 MPa.m^{1/2}.

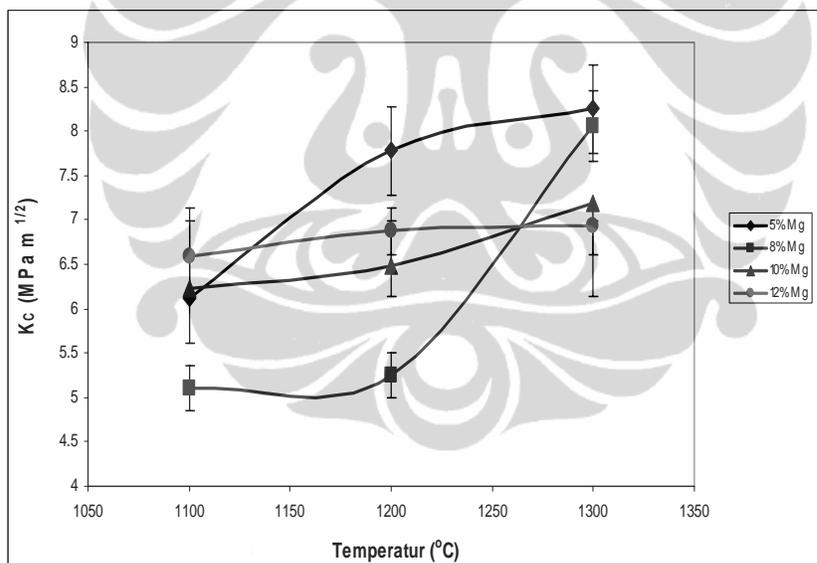
4.4.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur terhadap ketangguhan Komposit Al₂O₃/Al

Ketangguhan patah merupakan kemampuan material untuk menahan beban atau deformasi yang terjadi akibat retak dengan memperhatikan faktor cacat material, geometri material, kondisi pembebanan, dan tentunya sifat material yang digunakan. Pengertian yang lebih mudah ketangguhan patah (*fracture toughness*) bisa disebut sebagai ketangguhan retak suatu material untuk mengevaluasi kemampuan komponen yang mengandung cacat untuk melawan retak.

Gambar 4.48-4.49 menunjukkan korelasi antara persentase Mg terhadap nilai ketangguhan komposit Al₂O₃/Al.



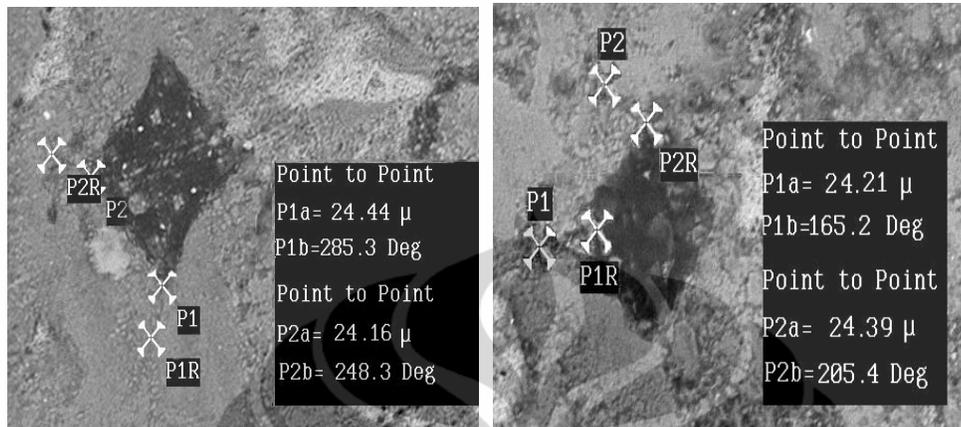
Gambar 4.48 Pengaruh persentase magnesium terhadap nilai ketangguhan pada waktu tahan 24 Jam



Gambar 4.49 Pengaruh temperatur terhadap nilai ketangguhan pada waktu tahan 24 Jam

Kandungan Mg yang tinggi memberi pengaruh positif terhadap reaksi antarmuka karena Mg memiliki reaktivitas yang tinggi dalam proses oksidasi, Mg akan bereaksi lebih dahulu dibandingkan Al. Mg memperbaiki pembasahan dengan cara merusak lapisan protektif pada permukaan Al sehingga dapat terjadi reaksi permukaan yang mempromote pembasahan dengan cara membentuk spinel

yang mudah terbasahi oleh leburan Al. Nilai *fracture toughness* dari komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ maksimum ada pada 5% Mg pada temperatur 1300°C sebesar $8.25 \text{ MPa m}^{1/2}$.

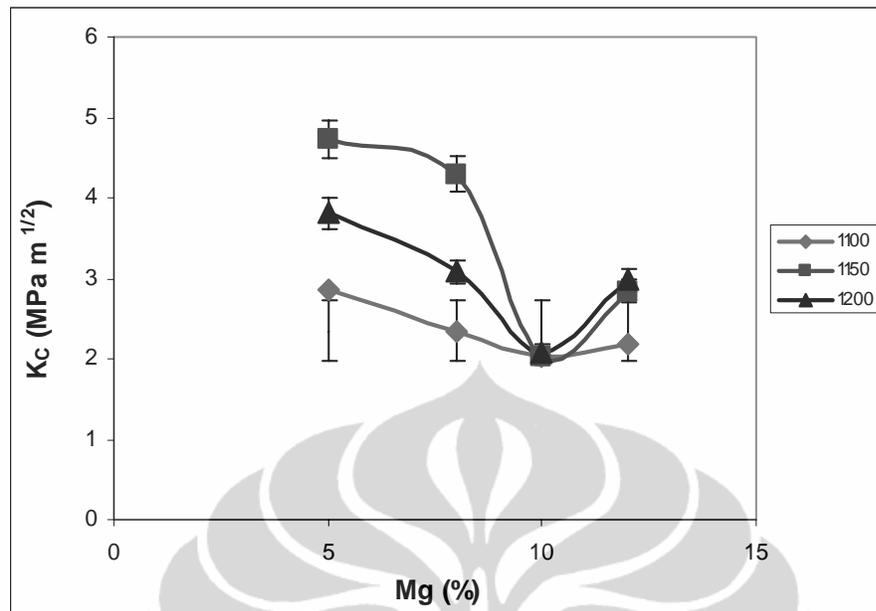


Gambar 4.50 retak hasil jejak indentasi Vickers sampel S5T1300

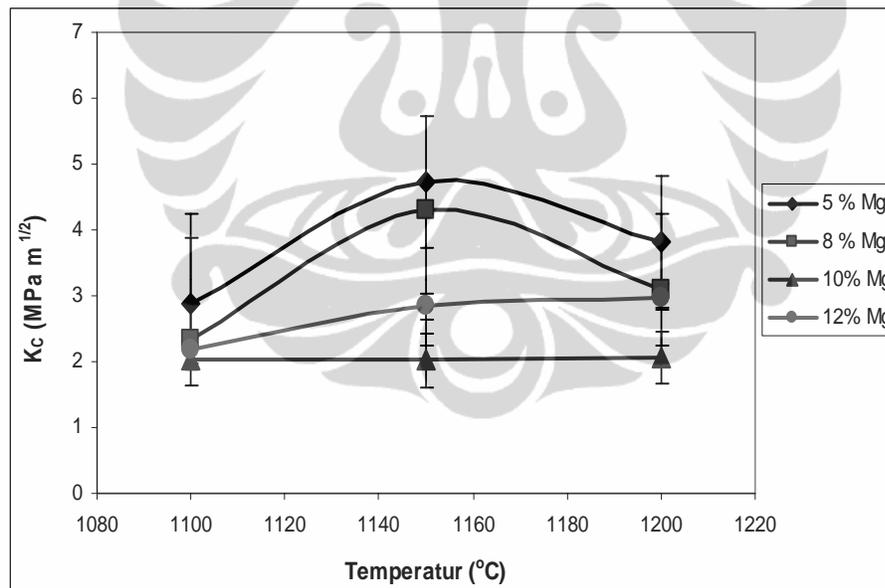
Kenaikan temperatur proses berpengaruh terhadap viskositas leburan Al sehingga lebih mudah untuk berinfiltrasi⁽⁶⁵⁾. Temperatur yang tinggi menyebabkan viskositas leburan Al menjadi lebih rendah dan penurunan energi permukaan sehingga reaksi antarmuka menjadi lebih cepat memacu terbentuknya fasa spinel MgO dan MgAl_2O_4 pada daerah antarmuka. Reaksi-reaksi antarmuka menjadi lebih cepat pada temperatur yang lebih tinggi menyebabkan leburan Al akan semakin banyak mengisi preform matriks alumina.

4.4.3 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur terhadap Ketangguhan Komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dalam lingkungan gas

Ketangguhan (*toughness*) adalah suatu sifat yang berkaitan dengan kemampuan suatu material untuk menahan penjarangan retak mikro⁽⁶⁶⁾. Semakin besar nilai ketangguhan material maka material tersebut cenderung menuju sifat ulet, tetapi semakin kecil nilai ketangguhannya maka material tersebut lebih cenderung bersifat getas. Gambar 4.51-4.52 menunjukkan korelasi antara persentase Mg terhadap nilai ketangguhan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$.



Gambar 4.51 Pengaruh persentase magnesium terhadap nilai ketangguhan pada waktu tahan 15 Jam



Gambar 4.52 Pengaruh temperatur terhadap nilai ketangguhan pada waktu tahan 15 Jam

Faktor-faktor umum yang mempengaruhi ketangguhan material komposit adalah temperatur, waktu tahan dan hubungan antara kekuatan dan keuletan material⁽⁶⁷⁾. Dengan meningkatnya kandungan Mg leburan Al akan

ternitridasi menjadi banyak sehingga terbentuk lapisan tipis AlN dipermukaan leburan selama proses infiltrasi.

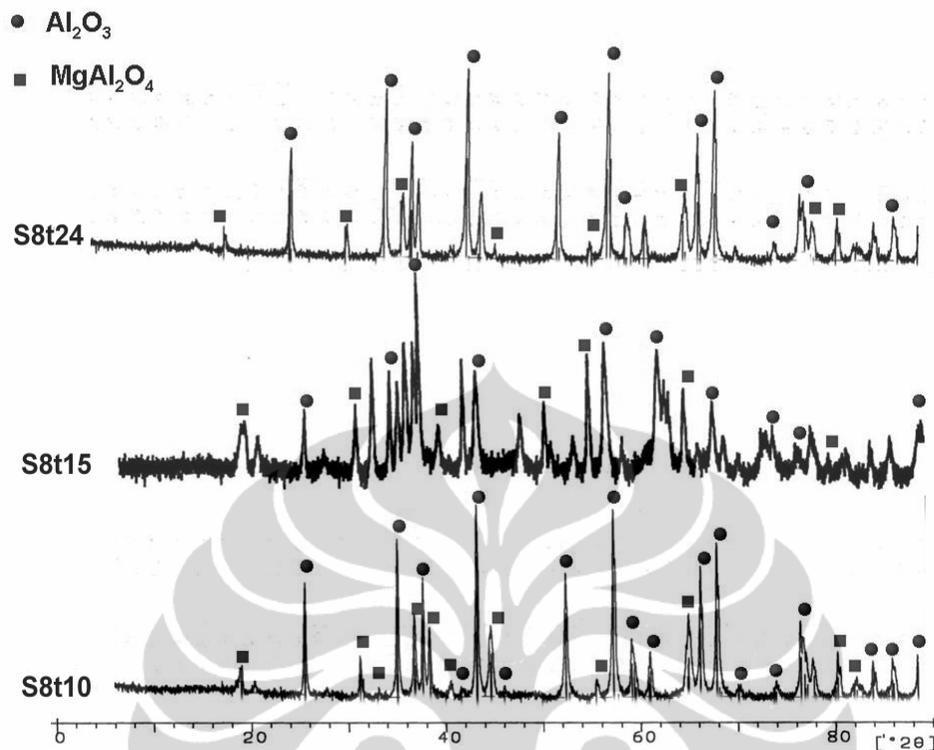
Selain itu uap Mg akan bereaksi dengan O₂ dan N₂ membentuk MgO dan Mg₃N₂ yang memudahkan infiltrasi Al leburan. Nilai ketangguhan maksimum berada pada temperature 1150°C dengan persentase 5% Mg sebesar 4,906 MPa.m^{1/2}

4.5 REAKSI ANTARMUKA KOMPOSIT Al₂O₃/Al

Antarmuka antara matriks dan penguat penting karena berperan pada transisi ulet-getas pada komposit keramik dan merupakan penghubung migrasi leburan logam ke keramik dan mempengaruhi ketangguhan sehingga optimalisasi dari antarmuka diperlukan oleh material komposit matrik keramik^(30,34,47). Sifat antarmuka dapat mempengaruhi berbagai aspek performa komposit.

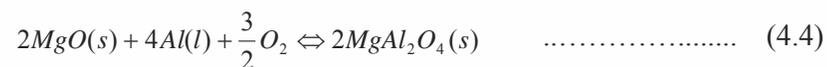
4.5.1 Pengaruh Persentase Mg dan Waktu Tahan terhadap Reaksi Antarmuka Komposit Al₂O₃/Al.

Banyak penelitian^(12,24,30,34,37,54,68.) yang telah dilakukan dalam fabrikasi komposit keramik yang mengkonsentrasikan pembuatan komposit keramik Al₂O₃/Al dengan pemakaian *dopant* dari paduan Al yang mengandung Mg dan Si. Nagelberg⁽⁵³⁾ meneliti pertumbuhan terarah dari paduan Al-Mg, dan menyatakan bahwa awalnya dibutuhkan *scratching* oksida pada permukaan Al paduan. Hal ini disebabkan komposisi oksida yang stabil pada permukaan menjadi penghalang dalam proses infiltrasi sehingga meminimalisasi efektifitas proses reaksi antarmuka. Ketergantungan sudut pembasahan terhadap waktu terlihat pada sistem Al₂O₃. Al^(27,30) berpengaruh terhadap kinetika reaksi dimana kemampuan pembasahan antara alumina dan aluminium buruk dan proses infiltrasi terjadi dengan lambat sehingga diperlukan lebih banyak waktu untuk mencapai pembasahan. Dimana aspek viskositas leburan, peningkatan infiltrasi sangat dipengaruhi oleh variabel waktu tahan.



Gambar 4.53 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD dengan persentase Mg 8 % pada temperatur 1200°C

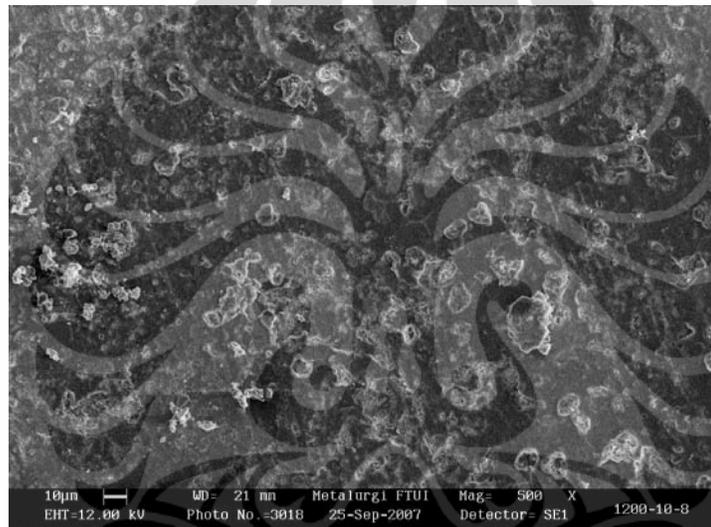
Dari hasil pengamatan XRD (Gambar 4.53) dengan persentase Mg 8%, peningkatan waktu tahan membuat reaksi antar muka berlangsung lebih lama. Dimana Mg yang lebih reaktif dibandingkan Al dan akan teroksidasi lebih dahulu menghasilkan lapisan magnesia yang tipis dan kontinue. Lapisan magnesia akan bereaksi dengan lapisan oksida protektif yang terbentuk pada permukaan Al dan akan menghasilkan spinel dengan reaksi :



Spinel MgAl_2O_4 yang memiliki celah mikro sehingga leburan Al mudah berinfiltasi. Proses ini terus berlanjut berulang-ulang sampai kandungan Mg habis dan hasil reaksi selama proses dan dengan waktu tahan yang lebih lama membentuk reaksi produk yang lebih merata. Hasil akhir reaksi produk yang

terbentuk yang teramati melalui pengamatan XRD adalah $MgAl_2O_4$ dan Al_2O_3 yang memberikan kontribusi pada peningkatan densitas dari $3,28 \text{ g/cm}^3$ untuk waktu tahan 10 jam $3,31 \text{ g/cm}^3$ untuk waktu tahan 15 jam dan $3,35 \text{ g/cm}^3$ untuk 24 jam. Hal ini juga memberi kontribusi bagi penurunan porositas komposit Al_2O_3/Al dari 6,47% untuk waktu tahan 10 jam, menjadi 6,19% untuk waktu tahan 15 jam dan 5,85% untuk untuk waktu tahan 24 jam.

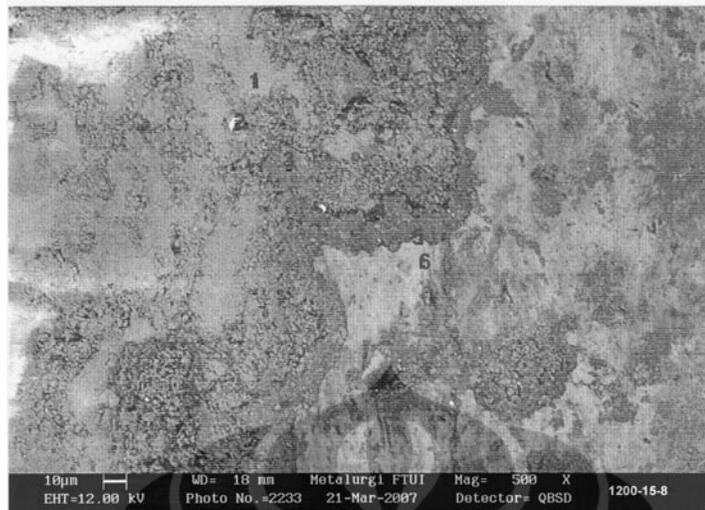
Mikrostruktur hasil SEM komposit Al_2O_3/Al ditunjukkan dalam Gambar 4.54-4.56



Gambar 4.54 Mikrostruktur permukaan komposit Al_2O_3/Al hasil SEM sampel S8t10

Tabel 4.1 Analisa elemen pada komposit Al_2O_3/Al hasil EDS sampel S8t10

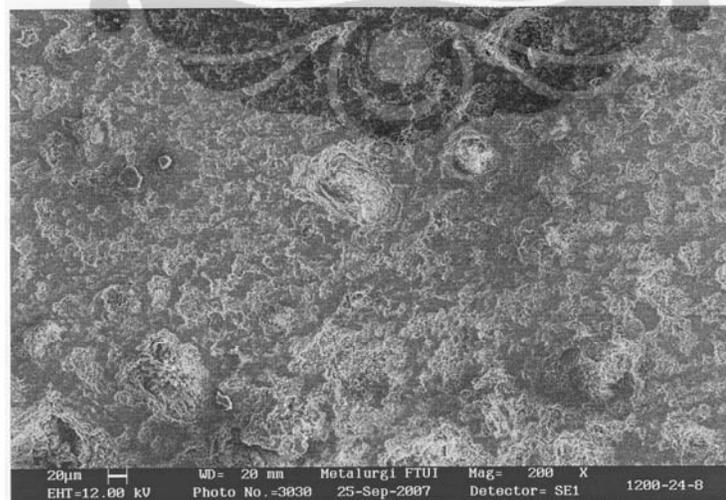
Daerah	Komposisi Elemen (%)					
	Al	O	Mg	Si	Fe	C
1	52,92	42,77	0,30	0,22	3,15	0,65
2	49,47	47,44	1,53	0,31	-	1,35
3	36,81	59,53	1,26	0,15	-	2,26



Gambar 4.55 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S8t15

Tabel 4.2 Analisa elemen pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil EDS sampel S8t15

Daerah	Komposisi Elemen (%)					
	Al	O	Mg	Si	Fe	C
1	50,34	48,44	1,23	-	-	-
2	44,73	46,38	0,77	0,94	4,22	2,96
3	49,01	46,31	4,19	-	-	0,49
4	44,24	42,59	2,36	2,36	-	8,45
5	57,49	41,15	0,69	-	-	0,67
6	89,63	9,77	-	-	-	0,61



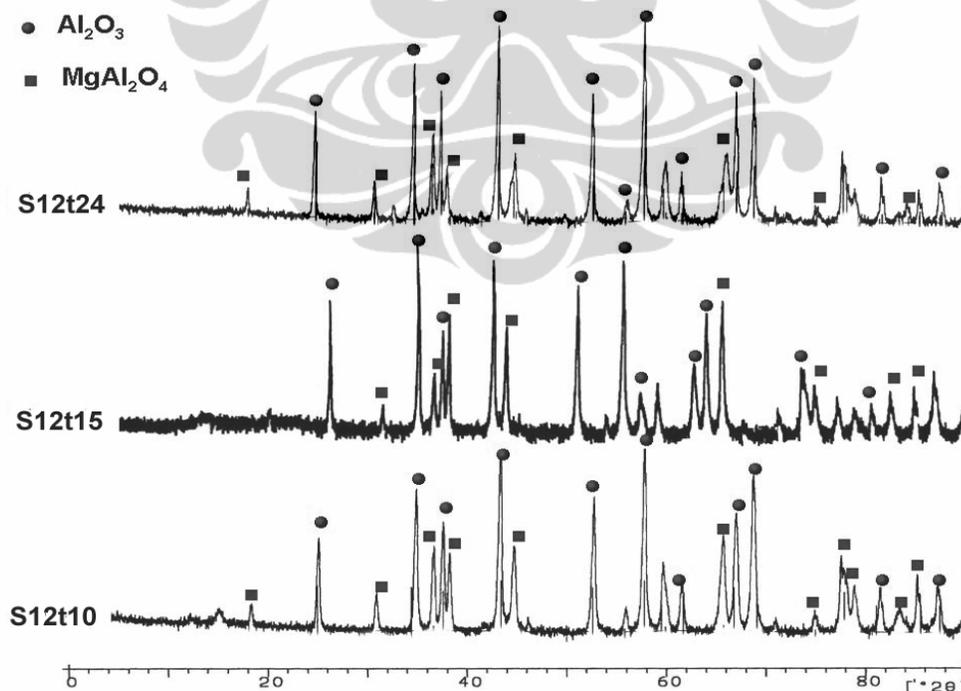
Gambar 4.56 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S8t24

Tabel 4.3 Analisa elemen pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil EDS sampel S8t24

Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	55,28	40,93	2,03	0,23	1,53
2	57,77	40,56	-	0,41	1,26
3	18,12	48,00	-	3,04	30,84

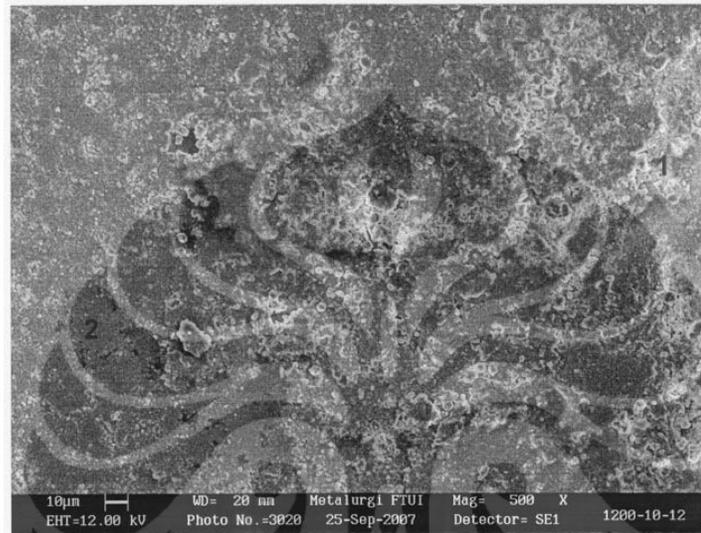
Dari Gambar Microstruktur hasil SEM memperlihatkan leburan Al terinfiltrasi lebih merata dan lebih menyebar, analisa komposisi kimia hasil EDS komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ menunjukkan bahwa yang waktu tahan pemanasan 10 dan 15 jam untuk semua daerah masih terdapat kandungan Mg sedangkan yang waktu tahan 24 jam kandungan Mg hanya ada di daerah abu-abu gelap (daerah 1) sebesar 2,03%. Untuk waktu tahan pemanasan yang lebih lama membuat proses terbentuknya spinel terus berlanjut berulang-ulang sampai kandungan Mg habis dan hasil reaksi selama proses dan dengan waktu tahan yang lebih lama juga dapat membentuk reaksi produk yang lebih merata.

Gambar 4.57 menunjukkan reaksi antarmuka hasil XRD dengan persentase 12% Mg dan



Gambar 4.57 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD dengan persentase Mg 12 % pada temperatur 1200°C

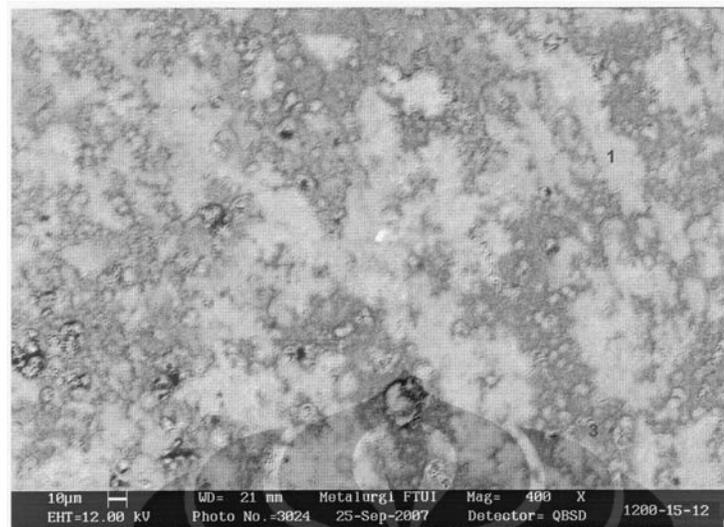
SEM dan EDS mengindikasikan kehadiran beberapa bagian dalam sampel. Sebagian besar dari sampel terdiri dari selang-seling aluminium yang tidak sempurna teroksidasi dengan fasa keramik yang diisi antara Al dan Mg yang diasumsikan menjadi spinel. Mikrostruktur hasil SEM komposit keramik $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ produk *DIMOX* ditunjukkan dalam Gambar 4.58-4.60 .



Gambar 4.58 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S12t10

Tabel.4.4 Analisa elemen pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil EDS sampel S12t10

Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	53,23	37,55	-	-	9,22
2	48,05	40,44	4,91	1,13	5,47
3	35,23	42,53	3,34	0,51	18,39



Gambar 4.59 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S12t15

Tabel 4.5 Analisa elemen pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil EDS sampel S12t15

Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	56,16	42,03	-	-	1,80
2	30,26	33,25	4,63	0,64	31,21
3	69,59	21,77	3,49	-	5,15



Gambar 4.60 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S12t24

Tabel 4.6 Analisa elemen pada komposit Al₂O₃/Al hasil EDS sampel S12t24

Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	50,51	43,29	5,38	0,30	0,51
2	56,67	30,92	10,58	-	1,83
3	44,80	45,03	1,31	0,85	8,02

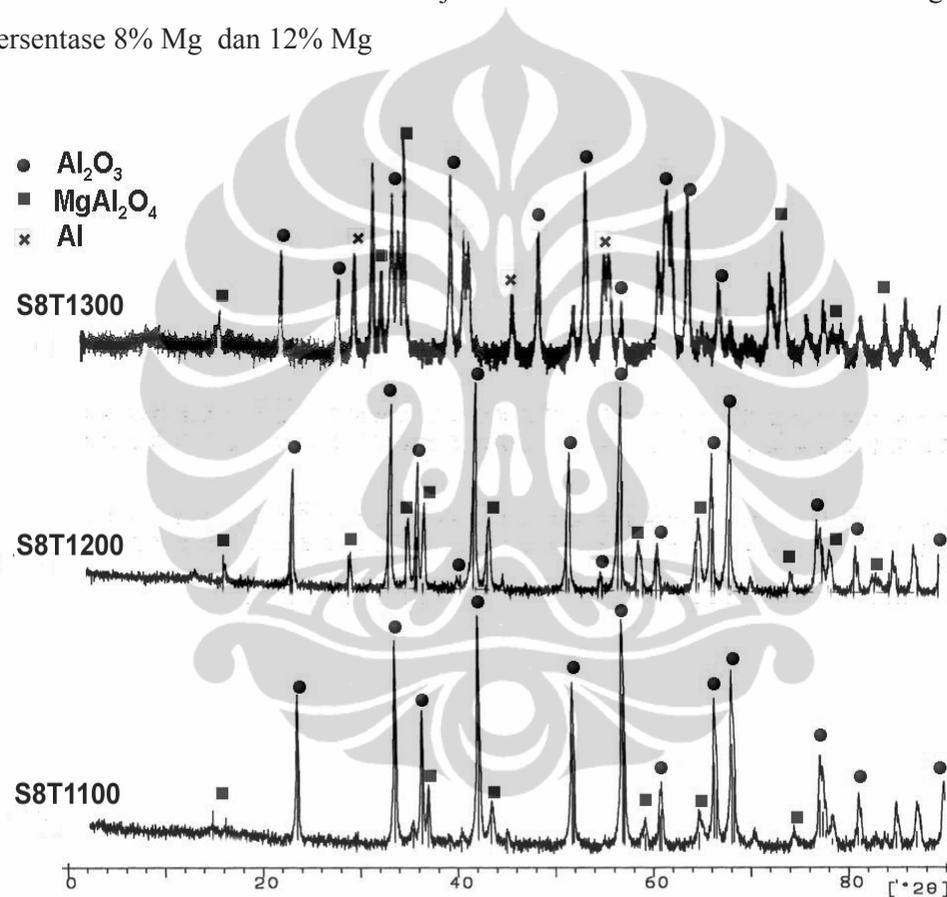
Dengan persentase Mg yang lebih besar reaksi antarmuka menjadi lebih banyak karena penambahan Mg pada komposit Al₂O₃/Al akan menaikkan penetrasi kapilaritas pada lapisan oksida mencakup leburan Al sebagai awal terbentuknya interface keramik-logam. Mg dapat mengurangi tegangan permukaan fasa padat-cair^(27,38,49). Peningkatan densitas juga terjadi dari 3,09 g/cm³ dengan waktu tahan 10 jam ke 3,21 g/cm³ 15 jam. Hal ini terjadi karena Mg yang memiliki reaktifitas tinggi memperbaiki pembasahan dengan cara merusak lapisan oksida pada permukaan Al sehingga dapat terjadi reaksi antarmuka yang mendorong terjadinya pembasahan dengan cara pembentukan spinel yang mudah terbasahi oleh leburan Al. Untuk waktu tahan 24 jam terjadi penurunan densitas menjadi 3,14 g/cm³ yang disebabkan oleh viskositas leburan Al yang lebih cair sehingga lebih banyak leburan Al yang berinfiltrasi dan semakin banyak reaksi produk yang dihasilkan. Untuk porositas terjadi penurunan dari 8,89 % waktu tahan 10 jam ke 8,67% waktu tahan 15 jam dan naik menjadi 8,97% untuk waktu tahan 24 jam. Hal ini dikarenakan adanya tempat dari Mg yang tidak sepenuhnya terisi oleh infiltrasi leburan Al dan terperangkapnya udara.

Dari hasil pengamatan EDS pada semua variasi waktu tahan menunjukkan puncak-puncak elemen Al, O yang mendominasi dan elemen lainnya Mg yang mengindikasikan reaksi antarmuka yang terbentuk adalah MgAl₂O₄, namun demikian masih ada sedikit elemen Si yang kemungkinan besar berasal dari Al. Hal ini didukung pula dengan analisa XRD pada Gambar 4.53 dan 4.57 memperlihatkan reaksi antarmuka komposit Al₂O₃/Al untuk temperatur 1200°C dengan waktu tahan 10, 15 dan 24 jam, menunjukkan reaksi antarmuka yang terjadi selama proses dimox berlangsung adalah Al₂O₃ dan MgAl₂O₄

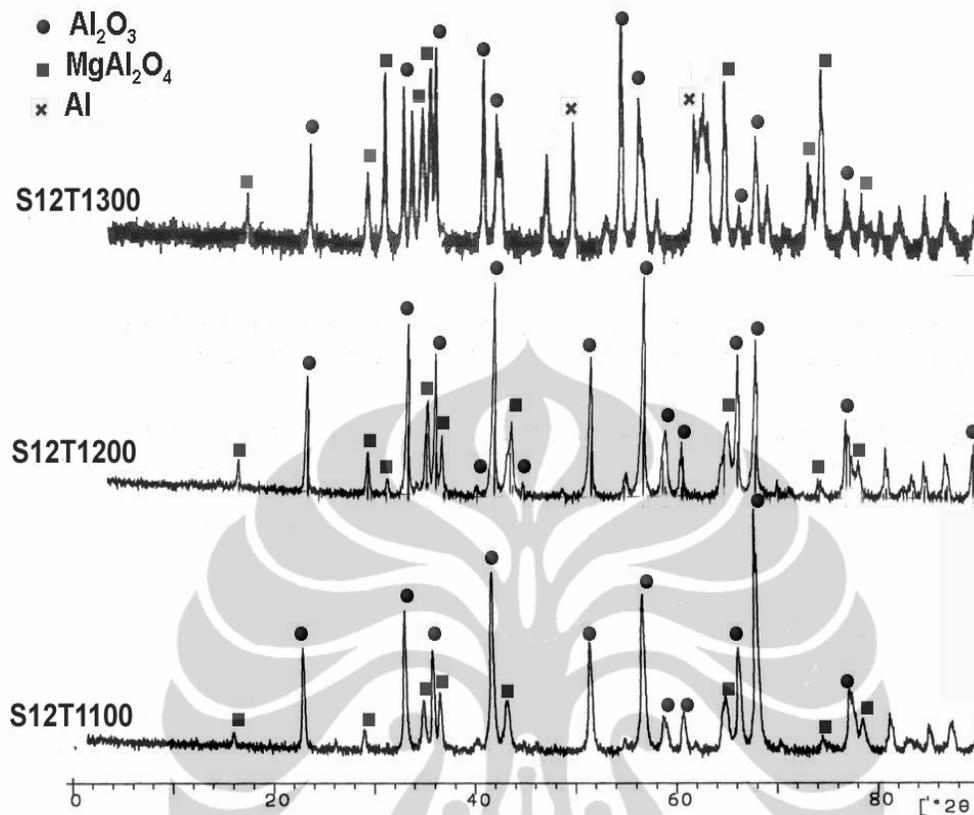
4.5.2 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur

Besarnya temperatur sinter akan meningkatkan interaksi antarmuka antara Al_2O_3 dengan Al melalui reaksi antarmuka yang sangat signifikan pengaruhnya. Xiao & Derby⁽⁴⁴⁾ melaporkan MgO dapat dipergunakan sebagai dopant eksternal untuk awal reaksi antarmuka dengan aluminium murni.

Gambar 4.61 dan Gambar 4.62 menunjukkan reaksi antarmuka hasil XRD dengan persentase 8% Mg dan 12% Mg



Gambar 4.61 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD dengan persentase Mg 8% pada waktu tahan 24 jam

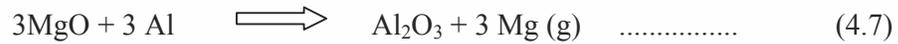


Gambar 4.62 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD dengan persentase Mg 12 % pada waktu tahan 24 jam

Selama proses infiltrasi Al murni pada 1100°C dengan dopant Mg yang bercampur dengan matrik, awal periode oksidasi yang cepat dimana teroksidasinya Mg oleh oksigen dalam udara menghasilkan MgO yang semakin banyak sampai Al mencapai titik leburnya. Oksidasi berlanjut dengan konsentrasi tinggi Mg, dalam bentuk MgO dan MgAl_2O_4 . Untuk kehadiran MgO pada permukaan antarmuka, ada dua kemungkinan reaksi⁽⁶⁹⁾: (i) ketika MgO kontak dengan lapisan alumina yang terbentuk pada permukaan luar Al cair, reaksinya



Kemungkinan (ii) ketika MgO kontak dengan liquid Al, reaksi yang mungkin terjadi pada temperatur diatas 1500°C

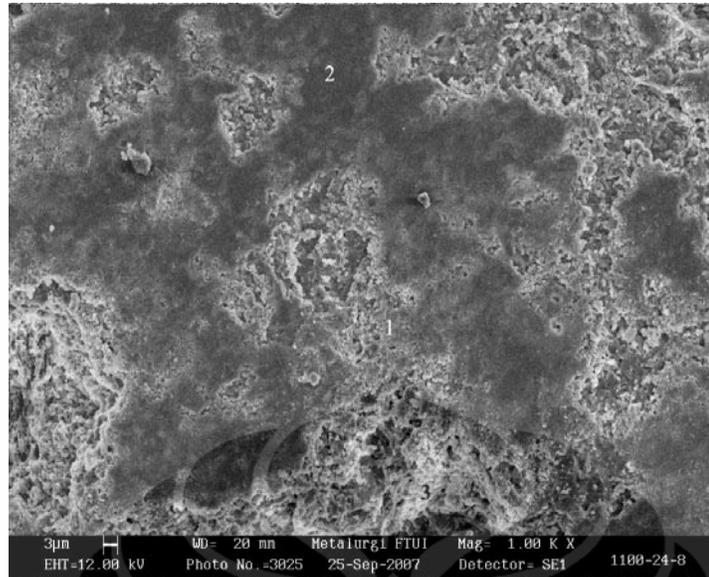


Kehadiran lapisan tipis spinel hasil reaksi antarmuka yang intergranular pada *interface* logam-keramik memiliki implikasi penting untuk mengikat/menggabungkan antara keramik-logam. Guillard⁽¹⁵⁾ dalam penelitiannya menyatakan Awal terjadinya oksidasi diyakini dengan pembentukan spinel MgAl_2O_4 , kemudian diikuti dengan evolusi MgO pada bagian atas interface secara berkesinambungan tetapi pada temperature 1100°C lapisan MgO menipis menjelang akhir proses. Sindel mengemukakan bahwa spinel (MgAl_2O_4) pada permukaan dapat memulai oksidasi terarah⁽⁷⁰⁾.



Gambar 4.63 Reaksi antarmuka $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ pada temperatur 1100°C menggunakan TEM⁽⁵⁸⁾

SEM dan EDS mengindikasikan kehadiran beberapa bagian dalam sampel. Sebagian besar dari sampel terdiri dari selang-seling aluminium yang tidak sempurna teroksidasi dengan fasa keramik yang diisi antara Al dan Mg yang diasumsikan menjadi spinel. Mikrostruktur hasil SEM dan analisa komposisi kimia hasil EDS dalam komposit keramik $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ produk *DIMOX* ditunjukkan dalam Gambar 4.64

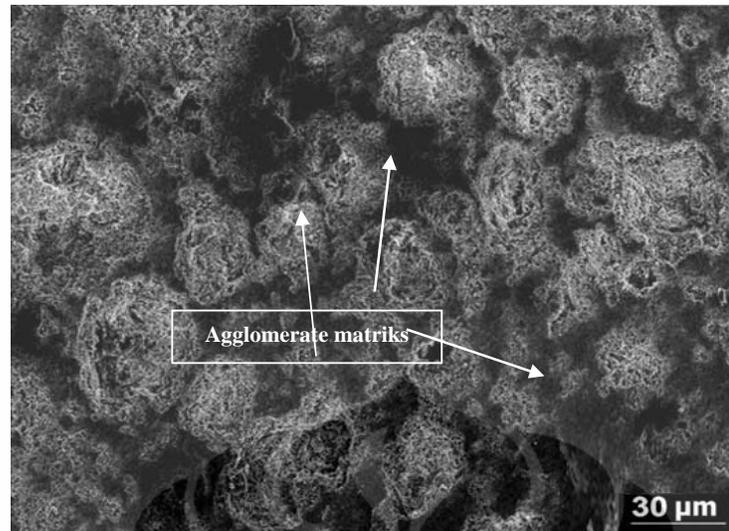


Gambar 4.64 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S8T1100

Tabel 4.7 Analisa elemen pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil EDS sampel S8T1100

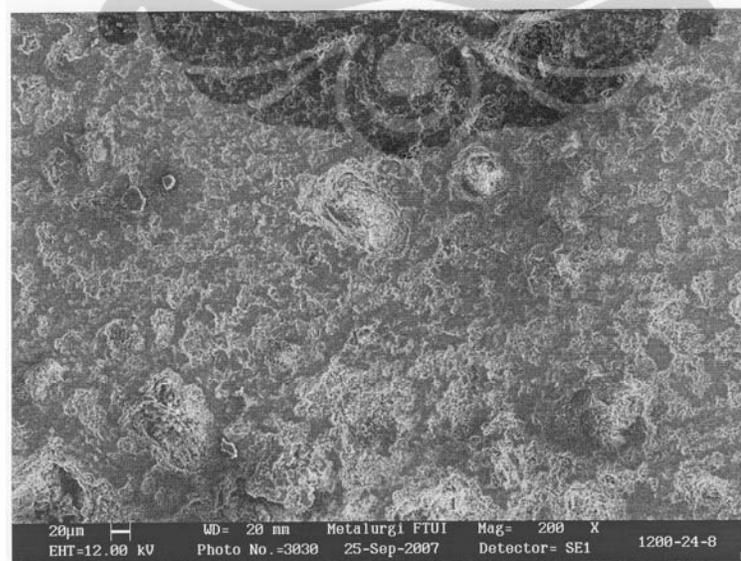
Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	59,13	39,77	-	0,35	0,75
2	38,21	39,98	3,73	0,72	17,37
3	53,92	38,05	0,98	0,15	1,10

Tipe Mikrostruktur komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ mengisyaratkan jaringan campuran *interconnected* Al_2O_3 dan Al. Temperatur, dopant dan periode reaksi menghasilkan reaksi antarmuka yang berpengaruh terhadap mikrostruktur yang dihasilkan. Gambar 4.64 diatas menunjukkan mikrostruktur permukaan hasil SEM komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ dengan Afinitas oksigen yang sangat tinggi dari aluminium menyebabkan pembentukan oksida pada Al cair tidak dapat dihindari dan masih terjadi *agglomerate* dari matriks seperti yang terlihat pada Gambar 4.65



Gambar 4.65 Mikrostruktur permukaan hasil SEM sampel S8T1100

Mikrostruktur yang ada tidak homogen, leburan Al masih membentuk saluran-saluran (*channel-channel*) yang tidak menyebar sebagai indikasi dari kurangnya tingkat pembasahan. Sementara itu, pengotor dapat mengakibatkan terbentuknya cacat ketika berlangsungnya proses pembuatan komposit. Hal ini karena pengotor dapat terdifusi ke dalam daerah antarfasa, yang dapat mengganggu kontak antara matriks – penguat sehingga dapat menghasilkan material dengan sifat mekanis yang kurang baik.⁽¹⁾

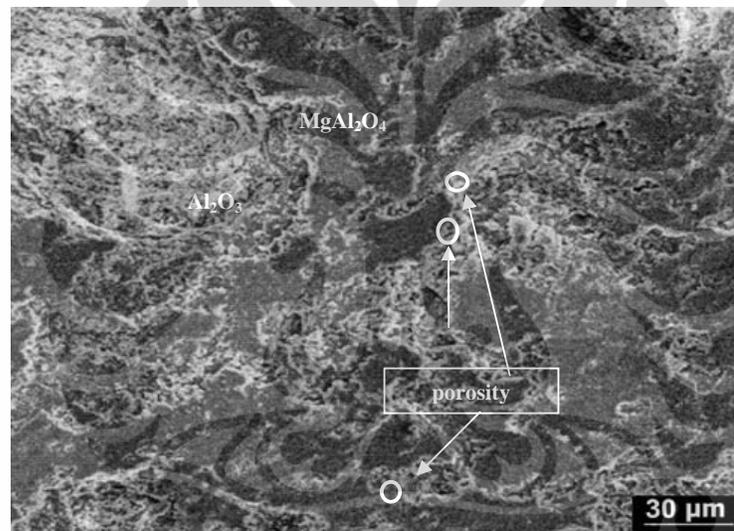


Gambar 4.66 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S8T1200

Tabel 4. 8 Analisa elemen pada komposit Al₂O₃/Al hasil EDS sampel S8T1200

Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	55,28	40,93	2,03	0,23	1,53
2	57,77	40,56	-	0,41	1,26
3	18,12	48,00	-	3,04	30,84

Dibandingkan dengan yang hasil dari temperatur 1100°C blok Al terpakai secara keseluruhan. Hal ini menandakan bahwa sampel teroksidasi dengan sempurna, distribusi partikel Al leburan ke serbuk Al₂O₃ lebih seragam, walaupun beberapa *hole* masih ada.



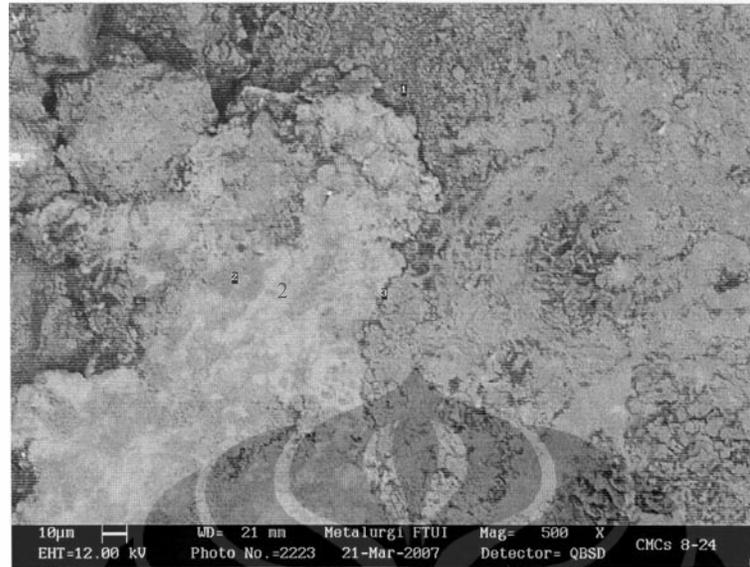
Gambar 4.67 Mikrostruktur permukaan hasil sampel S8T1200

Hasil analisa EDS pada region menunjukkan intensitas Al yang diikuti dengan O dan Mg yang diindikasikan merupakan sebagai spinel MgAl₂O₄ dan Al₂O₃ walaupun masih ada Si kemungkinan sebagai elemen yang berkontribusi dari Al ingot dan C yang merupakan pengotor yang terbentuk dari pembakaran utamanya pada daerah yang hitam (daerah 2). Beberapa mekanisme telah diteliti untuk menjelaskan oksidasi terarah pada paduan Al-Mg-Si^(24,25,31). Umumnya hal itu didasarkan pada permulaan rangkaian reaksi dalam Al/Al₂O₃ oleh Mg. Sebagai contoh, Xiao dan Derby⁽⁴⁴⁾ melaporkan bahwa ketika MgO diletakkan di atas permukaan paduan Al (>99.5%) dan dioksidasi pada 1200 °C selama 7 jam, suatu reaksi pembentukan spinel terjadi. Nagelberg⁽⁵²⁾ menunjukkan bahwa hasil

oksidasi reaksi antarmuka dapat juga diperoleh dari paduan Al-Mg; bagaimanapun, permulaan reaksi antarmuka pada komposit dibutuhkan perusakan mekanis dari oksida protektif yang terbentuk selama awal pemanasan. Yang mana pada awal langkah oksidasi, Mg pertama kali bereaksi dengan oksigen membentuk MgO kemudian akan bereaksi dengan lapisan oksida yang berada di permukaan Al membentuk lapisan $MgAl_2O_4$. Reaksi antarmuka permukaan dipercaya menjadi penghubung antara matrik dan filler yang mana kejadiannya berlangsung secara cepat sebelum permulaan oksidasi terarah. Permulaan reaksi antarmuka yang terjadi pada daerah kaya logam (*metal-rich*) di atas lapisan oksida. Kemudian selama proses reaksi, lapisan struktur yang ada pada bagian atas komposit terdiri dari MgO, $MgAl_2O_4$, Al dan sebagian besar Al_2O_3 yang berada di saluran mikro (*microchannel*) dari Al. Negelberg⁽⁵²⁾ juga menemukan lapisan tipis MgO (mengandung sekitar 5% $MgAl_2O_4$) pada bagian atas.

Pada temperatur $1300^\circ C$, total oksidasi dapat disamakan dengan tingkatan *dopant*, yang menandakan bahwa temperatur oksidasi terjadi hanya bila Mg masih ada dan masih teroksidasi lalu membentuk MgO dan proses reaksi antarmuka kembali seperti persamaan (4.3) atau (4.4). Pada temperatur yang lebih rendah, oksidasi berlanjut setelah awal oksida mencapai tingkat terendah, dimana penguapan dianggap sebagai penyebab hilangnya Mg dari sistem. Kejadian ini terjadi dengan cepat pada temperatur yang lebih tinggi, dan pada temperatur dibawah $1300^\circ C$ pendaur ulang magnesium terjadi.

Mikrostruktur hasil SEM dalam Gambar 4.68 dan analisa komposisi kimia hasil EDS memperlihatkan puncak intensitas (*peak intensity*) dalam komposit keramik Al_2O_3/Al produk *DIMOX* ditunjukkan dalam Tabel 4. 9



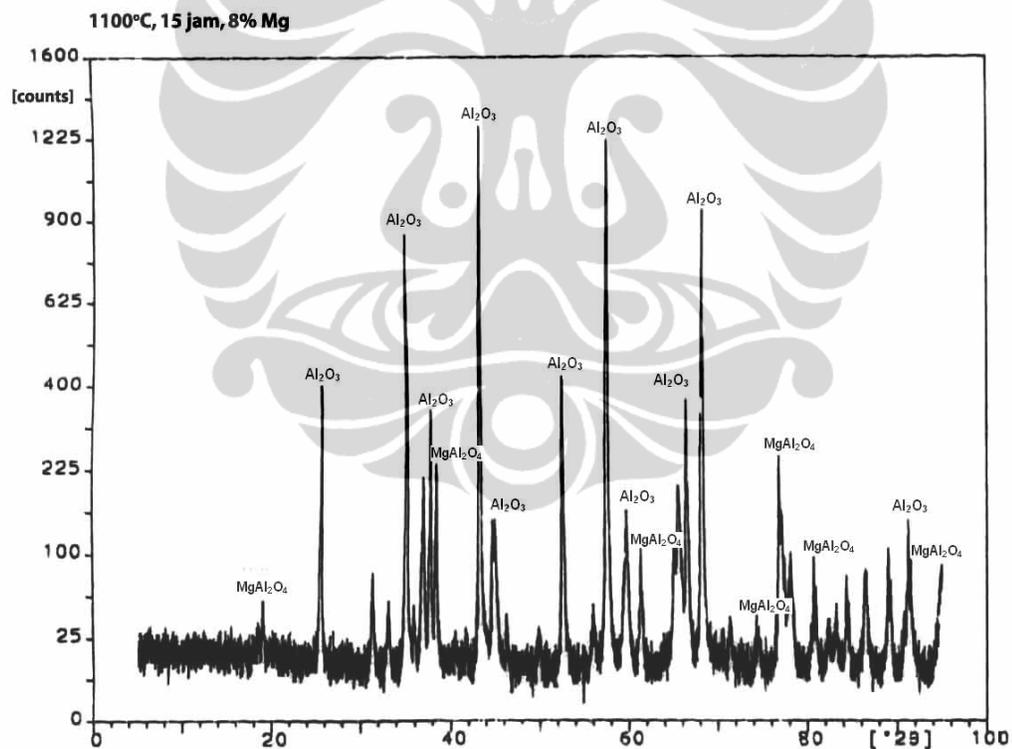
Gambar 4.68 Mikrostruktur permukaan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil SEM sampel S8T1300

Tabel 4. 9 Analisa elemen pada komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil EDS sampel S8T1300

Daerah	Komposisi Elemen (%)				
	Al	O	Mg	Si	C
1	63,03	34,60	0,71	-	1,65
2	59,79	39,52	-	-	0,69
3	84,21	15,79	-	-	-

Kemudahan reaksi antarmuka membentuk lapisan campuran $\text{MgO}/\text{MgAl}_2\text{O}_4$, kemudian reaksi terus berlanjut dengan pertumbuhan komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ yang terjadi diatas lapisan campuran tersebut. Periode reaksi antarmuka sensitive/peka terhadap temperatur dan berkurang bila oksidasi mencapai 1300°C . Mikrostruktur produk di awal reaksi kompleks dan tidak beraturan (*irregular*), yang kemungkinan berhubungan dengan lingkungan permukaan. Rangkaian reaksi antarmuka yang sama dikemukakan untuk menerangkan proses lapisan MgO yang berasal dari oksidasi magnesium pada permukaan bagian atas dengan leburan Al, menghalangi oksidasi langsung dari aluminium oleh oksigen dalam udara. Dibutuhkan adanya lapisan MgO yang memanjang ($\sim 1 \mu\text{m}$) pada permukaan paling atas. Bila lapisan MgO sekitar $< 1 \mu\text{m}$, ia akan terlihat berupa lapisan tipis yang berkesinambungan dan tidak dapat ditembus oleh oksigen pada permukaan bagian luar selama proses pertumbuhan yang cepat ($\sim 10 \mu\text{m}/\text{min}$)⁽⁶⁵⁾.

Dari hasil pengamatan EDS pada semua variasi temperatur menunjukkan puncak-puncak elemen Al, O yang mendominasi dan elemen lainnya Mg yang mengindikasikan reaksi antarmuka yang terbentuk adalah $MgAl_2O_4$. Hal ini didukung pula dengan analisa XRD. Pada Gambar 4.61-4.62 memperlihatkan reaksi antarmuka komposit Al_2O_3/Al untuk temperatur 1100, 1200 dan 1300°C dari hasil XRD, menunjukkan reaksi antarmuka yang terjadi selama proses dimox berlangsung adalah Al_2O_3 dan $MgAl_2O_4$. Dari puncak-puncak hasil XRD memperlihatkan reaksi antarmuka pada semua variabel temperatur didominasi oleh terbentuknya Al_2O_3 dan $MgAl_2O_4$ untuk temperatur sinter 1100 dan 1200°C sedangkan pada temperatur sinter 1300°C lebih sedikit bahkan masih terdapat Al. hal ini didukung juga dengan hasil yang didapat oleh Moh. Jufri⁽⁴¹⁾ dan X.Gu dan R.J hand⁽⁴⁵⁾ (Gambar 4.69 dan 4.70).



Gambar 4.69 Reaksi antarmuka komposit Al_2O_3/Al hasil XRD dengan waktu tahan 15 jam⁽⁴¹⁾

Ketika aluminium bereaksi dengan oksigen dalam udara maka, suatu lapisan oksida terbentuk dengan reaksi :



Bagaimanapun, dengan adanya magnesium yang bercampur dengan matriks, dari terlihat bahwa Mg yang pertama teroksidasi (diagram Ellingham). Bahadur⁽⁷¹⁾ melaporkan bahwa penambahan 0,9 wt% magnesium ke aluminium murni pada temperatur lebih dari 500°C menyebabkan pembentukan MgO pada permukaan. Dalam sistem Al murni dengan adanya magnesium, awalnya Mg yang akan teroksidasi oleh udara membentuk MgO (hal ini terjadi sebelum temperatur melting Al)

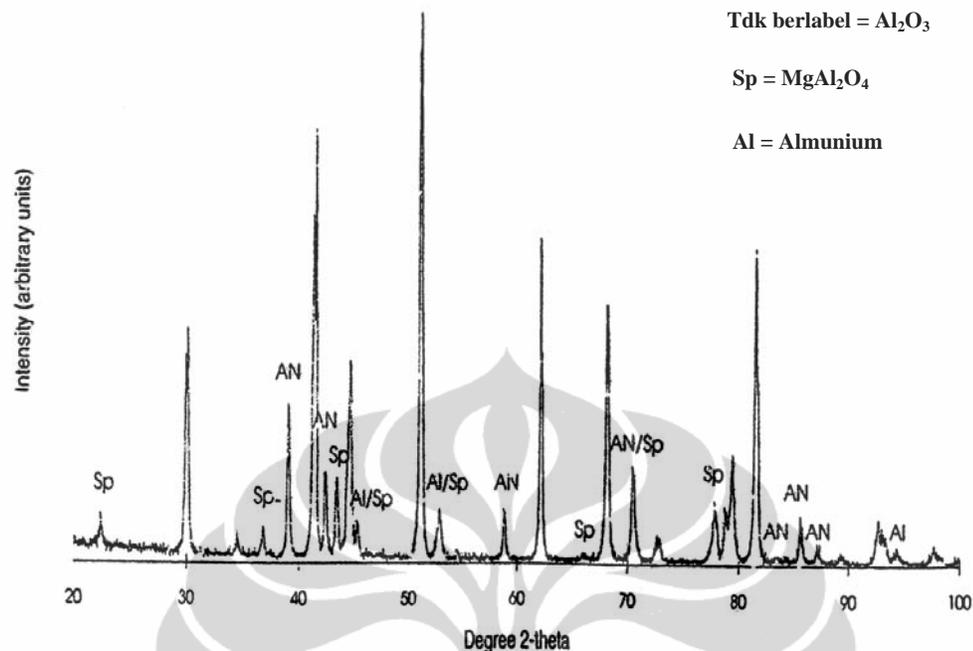


Reaksi interdifusi juga terbentuk antara MgO yang terbentuk dengan lapisan alumina yang ada diatas permukaan Al yang kemudian merubah lapisan MgO menjadi spinel :



Lapisan spinel ini tidak protektif oleh sebab itu dengan mudah dibasahi oleh aluminium akibat infiltrasi aluminium.

Magnesium membantu pembentukan MgO dan MgAl₂O₄ untuk konsentrasi Mg di atas 0,02% dan dapat mencengah passivasi Al yang biasanya membentuk lapisan aluminium oksida lebih lanjut. Selama permulaan oksidasi paduan Al-Mg, sejumlah MgO yang pertama bertambah dan kemudian berkurang seiring waktu, kandungan MgAl₂O₄ bertambah seiring dengan waktu sampai penipisan/penghilangan Mg dalam paduan yang akhirnya menghasilkan konversi hampir semua MgO menjadi MgAl₂O₄. Hal ini didukung pula dengan hasil yang didapatkan oleh X.Gu dan R.J hand⁽⁴⁵⁾ yang memperlihatkan bahwa dalam sistem Al₂O₃/Al hasil akhir sampel yang disinter pada 1180°C dengan waktu tahan 24 jam sebagian besar reaksi produk yang terbentuk adalah Al₂O₃.



Gambar 4.70 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD sampel 1180°C dengan waktu tahan 24jam⁽⁴⁵⁾

Dari diagram Ellingham dapat dilihat bahwa logam Mg lebih reaktif dibandingkan Al, sehingga magnesium mengalami reaksi terlebih dahulu dengan gas oksigen yang berasal dari lingkungan atmosfer dalam *furnace*, menghasilkan terbentuknya lapisan magnesia yang tipis dan kontinu ($\sim 1\mu\text{m}$)⁽⁶⁴⁾ pada antarmuka leburan logam–atmosfer. Setelah lapisan magnesia (MgO) terbentuk, MgO ini akan meningkatkan kemampuan pembasahan dengan merusak lapisan protektif (Al_2O_3) pada permukaan Al sehingga dapat terjadi reaksi permukaan. MgO akan bereaksi dengan Al_2O_3 membentuk spinel, MgAl_2O_4 , yang mendorong terjadinya pembasahan (persamaan 4.10). Pada tahap awal oksidasi paduan Al – Mg, jumlah MgO yang terbentuk akan meningkat lalu turun seiring dengan bertambahnya waktu. Penurunan jumlah MgO akan menyebabkan penambahan jumlah spinel. Menurut X.Gu dan R.J Hand^[45], spinel yang terbentuk akan beraksi dengan leburan Al dan menghasilkan Al_2O_3 .



Laju pertumbuhan Al_2O_3 dikontrol oleh pembentukan lapisan MgO . Sebagian pembentukan tersebut diakibatkan adanya pengaruh dari uap Mg yang dilepaskan dari reaksi (4.6 dan 4.7). Uap Mg yang dilepaskan tersebut terakumulasi di bawah lapisan MgO hingga mencapai tekanan parsial yang cukup tinggi yang dapat menyebabkan oksida menjadi retak.



Selanjutnya MgO hasil reaksi (4.9) akan bereaksi kembali dengan leburan Al membentuk spinel. Reaksi kimia yang terjadi di atas dapat terus berlangsung dalam suatu siklus sampai semua leburan Al mengalami oksidasi.

Reaksi antarmuka pada komposit melibatkan dua rentetan yaitu awal periode pertumbuhan cepat dan diperlambat, memperlihatkan pendekatan parabolik ketergantungan terhadap waktu. Kecepatan pertumbuhan bertambah dengan temperatur maksimum 1300°C , dengan energi aktivasi 270 kJ/mol ⁽⁵⁹⁾. Pada saat kandungan Mg dalam lelehan konsentrasinya menurun sampai pada tingkatan yang paling terendah atau hilang pada temperatur 1300°C reaksi antarmuka pembentukan MgAl_2O_4 ataupun Al_2O_3 akan berakhir.

4.5.3 Pengaruh Persentase Mg dan Temperatur dalam lingkungan gas

Antarmuka merupakan daerah dengan ketebalan hanya beberapa atom yang terjadi diantara komponen penyusun KMK menghasilkan suatu lapisan yang biasa disebut dengan lapisan antarmuka yang memiliki struktur serta komposisi yang berbeda dengan kedua komponen penyusunnya. Sifat antarmuka dapat mempengaruhi berbagai aspek performa komposit dan reaksi antarmuka mempengaruhi ketangguhan dari komposit.

Kesulitan aluminium berinfiltrasi karena pada permukaannya akan terbentuk suatu lapisan tipis oksida yang sangat protektif. Peran utama Mg dalam komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ terletak pada kemampuannya bereaksi dengan oksigen membentuk MgO .

Dalam atmosfer N_2 , uap Mg akan bertindak sebagai penangkap (*scavenger*) oksigen^(63,68). Mg akan menangkap sisa oksigen yang berasal dari udara, yang terjebak diantara serbuk Al_2O_3 dan yang berasal dari permukaan sampel. Dalam N_2 murni jumlah sisa oksigen 5000 ppm dengan tekanan parsial 500 Pa, dimana pada tekanan parsial oksigen tersebut dalam ketebalan $10\mu m$ dan luas $0,1539\text{ cm}^2$ (untuk daerah *cross section* dari prabentuk) pada temperatur $800^\circ C$. Tingkat penguapan Mg dari awal pada area $0,1539\text{ cm}^2$ untuk paduan Al-8%Mg sekitar $9,2 \times 10^{19}\text{ atom/s}$ ⁽⁶⁹⁾. Diasumsikan bahwa Mg akan membentuk MgO dengan tingkat reaksi yang tinggi. Tekanan parsial oksigen pada area dengan ketebalan $10\mu m$ akan berkurang menjadi sangat rendah karena Mg merupakan uap yang paling reaktif pada temperatur $800^\circ C$, Mg akan bereaksi dengan O_2 dan N_2 membentuk MgO dan Mg_3N_2 dengan reaksi:



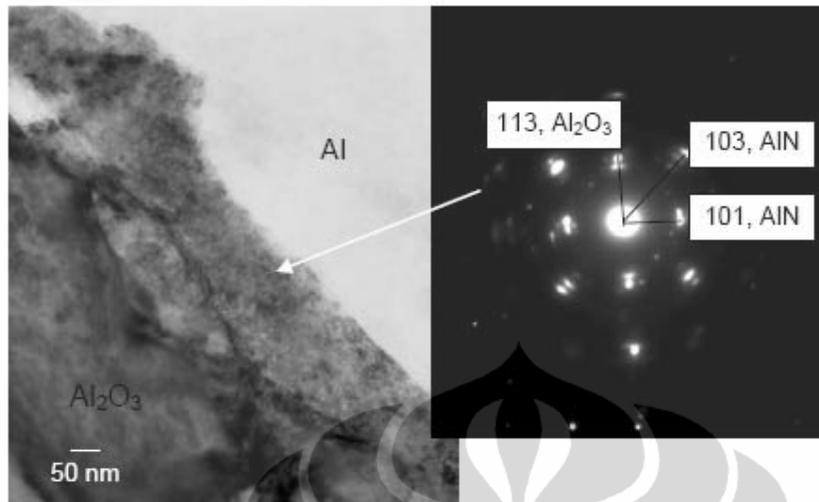
Uap Mg juga akan bereaksi dengan lapisan alumina yang berada pada permukaan aluminium dengan reaksi :



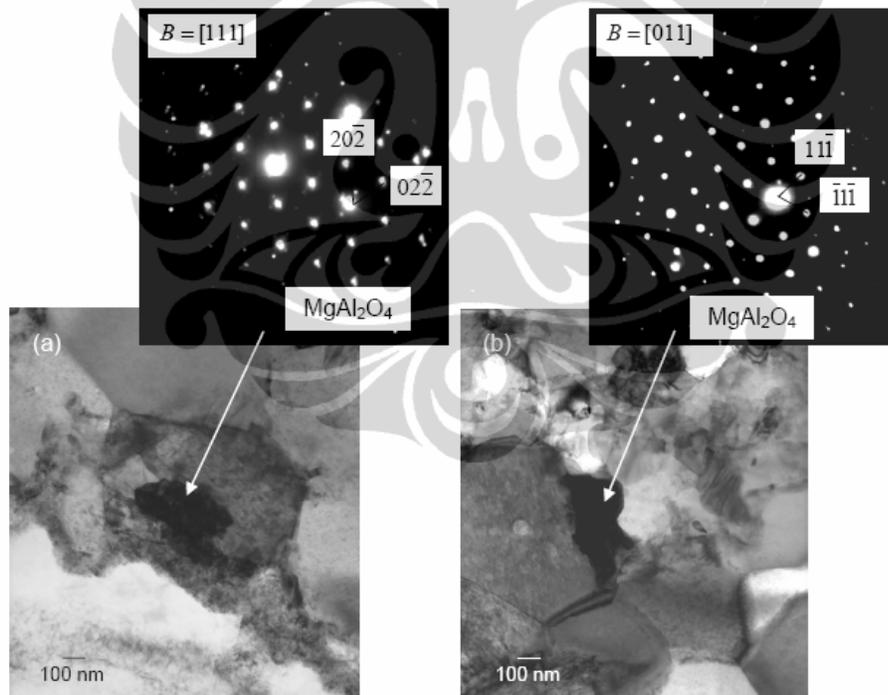
Kemudian Mg_3N_2 akan bereaksi dengan Al cair dengan reaksi :



Hal ini dapat di lihat pada Gambar 4.71 dan 4.72 hasil pengamatan hasil reaksi antarmuka antara Al-Mg/ Al_2O_3 dengan TEM yang dilakukan oleh Chang dkk.⁽⁷²⁾.



Gambar 4.71. Mikrostruktur hasil TEM dan *diffraction patterns* dari AlN pada antarmuka $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Al}$ ⁽⁷²⁾



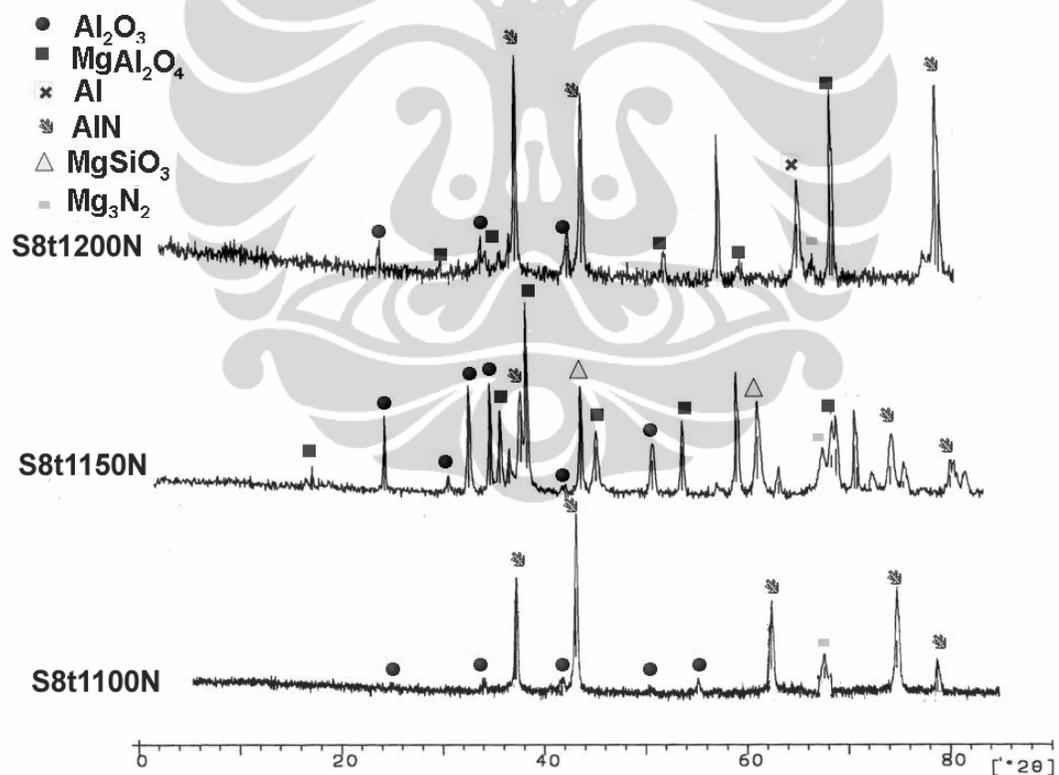
Gambar 4.72 Mikrostruktur *diffraction patterns* dari spinel pada a). antarmuka, b). prabentuk Al_2O_3

Mg dalam atmosfer N_2 juga dapat mengurangi tekanan parsial O_2 sampai dengan 10^{-40} bar pada temperatur 800°C oleh reaksi (4.14), oleh karena itu pada daerah dekat permukaan leburan paduan Al-Mg tekanan parsial O_2 sangat rendah

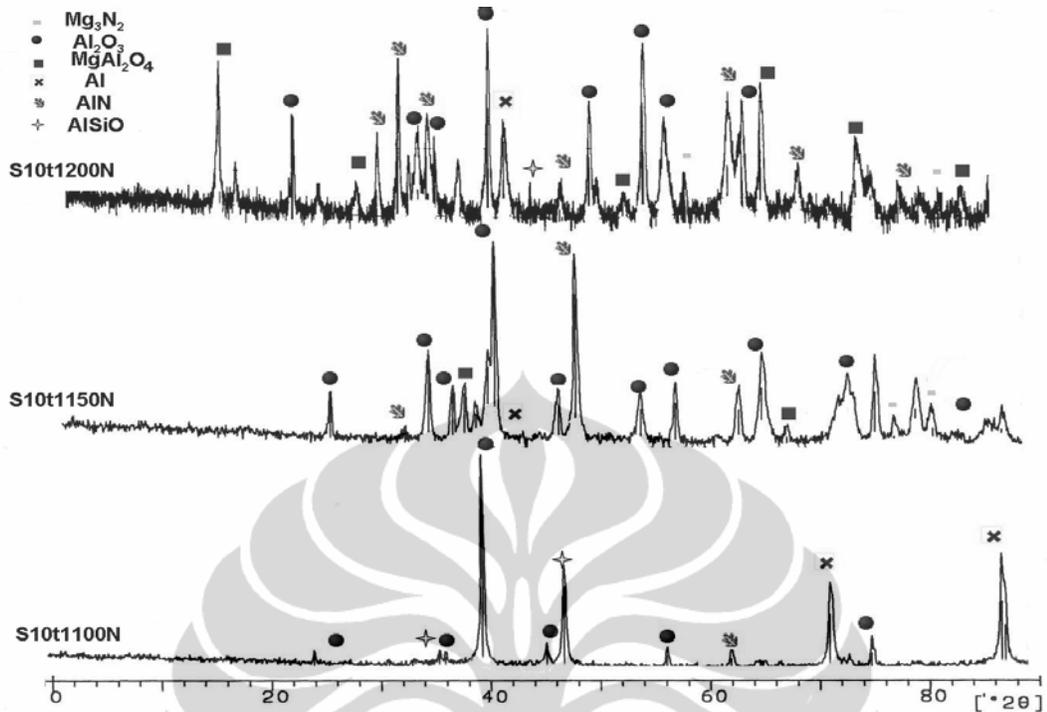
sehingga lebih memungkinkan untuk bereaksi dengan N_2 membentuk nitrida. Srinivasa Rao dan B. Jayaram⁽⁶⁸⁾ telah meneliti nitridasi paduan Al-Mg sebagai fungsi dari N_2 dengan hasil pengamatannya AlN terbentuk pada permukaan leburan dan tidak ke sebagian besar leburan, namun dengan meningkatnya tekanan N_2 dan kandungan Mg maka reaksi nitridasi akan menjadi banyak sehingga terbentuk lapisan tipis AlN dipermukaan leburan selama proses infiltrasi.

Lapisan tipis AlN akan mengurangi tegangan permukaan antara keramik dan logam. Hal ini di dukung pula oleh penelitian Saravanan dkk.⁽⁷³⁾ yang terbentuknya AlN akan mengurangi tegangan permukaan Al pada temperatur diatas 850°C .

Gambar 4.73 dan Gambar 4.74 menunjukkan reaksi antarmuka hasil XRD dengan persentase 8% Mg dan 10% Mg



Gambar 4.73 Reaksi antarmuka komposit $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ hasil XRD dengan dengan persentase Mg 8% dengan waktu tahan 15 jam



Gambar 4.74 Reaksi antarmuka komposit Al_2O_3/Al hasil XRD dengan dengan persentase Mg 10% dengan waktu tahan 15 jam

Dari hasil pengamatan EDS (lampiran 7) pada semua variasi temperatur menunjukkan puncak-puncak elemen Al, O, Mg yang mendominasi dan elemen lainnya Si dan N yang mengindikasikan reaksi antarmuka yang terbentuk adalah $MgAl_2O_4$, Mg_3N_2 , Al_2O_3 , sebagian masih ada AlSiO dan AlN. Hal ini didukung pula dengan analisa XRD. Pada Gambar 4.73 dan 4.74 memperlihatkan reaksi antarmuka komposit Al_2O_3/Al untuk temperatur 1100, 1150, dan 1200°C dari hasil XRD, menunjukkan reaksi antarmuka yang terjadi selama proses dimox berlangsung adalah Al_2O_3 dan $MgAl_2O_4$, Mg_3N_2 , AlN, AlSiO dan sedikit Al.

BAB V

KESIMPULAN DAN SARAN

5.1 KESIMPULAN

Berdasarkan hasil penelitian terhadap reaksi antarmuka Al_2O_3/Al komposit matriks keramik dengan proses *directed melt oxidation* maka dapat ditarik kesimpulan, yaitu :

- Kedalaman infiltrasi meningkat seiring dengan peningkatan persentase magnesium, lamanya pemanasan dan temperatur. Kedalaman infiltrasi maksimum dicapai pada pemanasan selama 24 jam dengan 12% berat Mg dan temperatur $1300^{\circ}C$ sebesar 29,34 mm dan infiltrasi minimum pada 5% berat Mg dengan pemanasan selama 15 jam dan temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar 5,96 mm.
- Densitas naik sampai 8% berat Mg dan diatas 8% berat Mg densitas menurun untuk semua waktu pemanasan. Densitas maksimum dicapai pada pemanasan selama 24 jam dengan kandungan 8% berat Mg dan temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar $3,50 \text{ gr/cm}^3$ sedangkan densitas minimum pada pemanasan selama 15 jam dengan 12 % berat Mg dan temperatur $1200^{\circ}C$ sebesar $2,81 \text{ gr/cm}^3$.
- Porositas minimum pada pemanasan selama 24 jam dengan kandungan 8% berat Mg dan temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar 4,55 % sedangkan porositas maksimum pada pemanasan selama 15 jam dengan 12% berat Mg dan temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar 12,72%.
- Kekerasan optimum dicapai pada pemanasan selama 24 jam dengan 8% berat Mg dan temperatur $1100^{\circ}C$ sebesar 1221 VHN sedangkan kekerasan minimum pada pemanasan selama 24 jam dengan 5% berat Mg dan temperatur $1300^{\circ}C$ sebesar 654 VHN.

- Nilai *fracture toughness* maksimum pada pemanasan selama 24 jam dengan persentase 5% berat Mg dan temperatur 1300°C sebesar 8,25 MPa.m^{1/2} sedangkan nilai *fracture toughness* minimum pada pemanasan selama 10 jam dengan 8% Mg dan temperatur 1200°C sebesar 5,01 MPa.m^{1/2}.
- Reaksi antarmuka yang terbentuk pada komposit Al₂O₃/ Al akibat pengaruh persentase magnesium, lamanya pemanasan dan temperatur adalah Al₂O₃, dan MgAl₂O₄, MgSiO₃, Mg₃N₂, AlN dan AlSiO

Dari beberapa kesimpulan diatas dapat dinyatakan bahwa KMK Al₂O₃/Al hasil proses *dimox* yang optimum didapatkan pada temperatur 1100°C dengan penambahan 8% berat Mg dengan penahanan selama 24 jam menghasilkan densitas sebesar 3,5 gr/cm³, kekerasan sebesar 1221VHN dengan nilai Kc 5,11 MPa. m^{1/2}, dan tingkat porositas terendah sebesar 4,55%.

5. 2 SARAN

Daerah Antarmuka antara matriks dan penguat sangat berperan dalam mempengaruhi berbagai aspek performa dari KMK Al₂O₃/Al terutama sifat mekanik dan sifat fisika. Oleh karena itu perlu dianalisa lebih lanjut dengan bantuan mikroskop transmisi elektron (*transmission electron microscope-TEM*) terutama fasa-fasa yang terbentuk di daerah antarmuka sebagai reaksi antara Al₂O₃ dengan Al.

DAFTAR ACUAN

- [1.] ASM Handbook Volume 21, *Composites* (USA: ASM International®, hal.1,387-389,1356-1357, 2001
- [2]. Jing Li dkk., “Microstructure and Mechanical Properties of Al₂O₃-TiC 4 Volume % Co Composites Prepared from Cobalt Coated Powders”, *Surface and Coating Technology* 200, hal. 3705-3712, 2006.
- [3]. Becher, P. F., “Microstructural design of toughened ceramics”, *J. Am. Ceram. Soc.*, 74(2), hal. 255–269, 1991.
- [4]. Deng Jianxin, Cao Tongkun, Ding Zeliang, Liu Jianhua, Sun Junlong, Zhao Jinlong, “Tribological behaviors of hot-pressed Al₂O₃/TiC ceramic composites with the additions of CaF₂ solid lubricants” *Journal of the European Ceramic Society* 26 ,hal. 1317–1323, 2006
- [5]. Jahanmir, S., “Tribology applications of advanced ceramics”, In *Material Research Society Symposium Proceedings*. Material Research Society, hal. 285–292, 1989
- [6]. ChangXia Liu, Jianhua Zhang, Xihua Zhang, Junlong Suna, Hu Yujing, “Addition of Al–Ti–C master alloys and ZrO₂ to improve the performance of alumina matrix ceramic materials”, *Materials Science and Engineering A* 426 , hal.31–35, 2006
- [7]. Steinbrech, R. W., Toughening mechanisms for ceramic materials. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 10, hal.131–142, 1992
- [8]. L.C. Pathak, D. Bandyopadhyay, S. Srikanth, S. Kumar, P. Ramahandraarao, Effect of heating rates on synthesis of Al₂O₃–SiC composite by the self-propagating high-temperature synthesis (SHS) technique, *J. Am. Ceram. Soc.* 84 (5), hal. 915–920, 2001
- [9]. M.F. Zawrah & M.H. Aly, “In situ formation of Al₂O₃–SiC–mullite from Al-matrix composites”, *Ceramics International* 32, hal. 21–28, 2006
- [10]. Matthews, F.L dan R.D Rawlings, *Composite Materials: Engineering and Science*. London: Chapman and Hall, hal. 5-64, 1994
- [11]. Newkirk, M.S. Urquhart, A.W & Zwicker, H.R, Formation of Lanxide ceramic Composite materials, *J. Matter Res.* 1, hal. 81-89, 1986
- [12]. Aghajanian M. K. , dkk, Properties and Microstructures of Lanxide Al₂O₃–Al Ceramic Composite Material ; *Jurnal of materials Science* 24, USA, hal. 658-670, 1989

- [13] Newkirk, M.S., Leshner H.D. Kennedy White D. R. Urquhart, A.W & Claar T. D. Preparation of Lanxide “Ceramic Matrix Composite: Matrix Formation by the Directed Oxidation of Molten Metal”, *Ceramic Engineering Science* 8 (7-8), hal. 879, 1987
- [14]. Andersson C.A, Barron-Antolin P., Schiroky G.H and Fareded A.S, “Properties of Fiber-Reinforced Lanxide “Alumina Matrix Composites, ASM Conference Proceedings, ASM International, Materials Park, hal. 209, 1988
- [15]. F.J.A.H. Guillard, R.J. Hand & W.E. Lee, ‘Growth of an Alumina particulate Reinforced Al-Al₂O₃ Composite by Directed Melt Oxidation”, *British Ceramic Transactions* Vol. 93 No. 4, hal. 129-136, 1994
- [16]. Y. Ji, J.A. Yeomans, Processing and mechanical properties of Al₂O₃-5 vol.% Cr nanocomposites, *J. Eur. Ceram. Soc.* 22, hal.1927-1936, 2002
- [17]. Yeong-Kyeun Paek and Tai-Joo Chung.” Fracture Behavior of Alumina-Titania-Monazite Composites”, *Journal of the Korean Ceramic Society* Vo. 42. No.6, hal. 443-447, 2005
- [18]. Shang-nan Chou, Jow-Law Huang, Ding-Fwu Lii and Horng-Hwa Lu,” The mechanical properties of Al₂O₃/Al alloy A356 Composite manufactured by squeeze casting,” *Journal of Alloy and Compounds* 419, hal. 98-102, 2006
- [19]. Aibing Du, Kaleem Ahmad, Suilin Shi, Zhixue Qu and Chunlei Wan,” Enhanced Mechanical properties of machinable LaPO₄/Al₂O₃ Composites by spark plasma sintering”, *International Journal of Applied Ceramic Technology* Vo. 6, Issue 2, hal. 236-242, 2009
- [20]. Varuchchaya Chaiyocote, Wantanee Buggakupta and Nutthita Chuankrerkkul,”Mechanical properties and microstructure of Al₂O₃/WC-Co Composites”, *Journal of Metals, Materials and Minerals* Vo.20 No.3, hal.5-8, 2010
- [21]. Jingzhong Zhao, Huiping Chai and Fajian Zhang,” Formation of Al₂O₃/Al composites by directed Melt Oxidation of Al-Si-Zn alloy”, *Journal of Materials Engineering and Performance* Vo. 19 No.1, hal. 46-51, 2009
- [22]. R.G. Wang, W. Pan, J. Chen, M.H. Fang, M.N. Jiang, Z.Z. Cao, Microstructure and mechanical properties of machinable Al₂O₃/LaPO₄ composites by hot pressing, *Ceram. Int.* 29, hal. 83-89, 2003
- [23]. Ali Sangghaleh & mohammad Halali,” Effect of magnesium addition on the wetting of alumina by aluminum”, *Surface Science*, Vol. 255, Issue 19, hal. 8202-8206, 2009

- [24]. S. Wannaparhun, S. Seal, V. Desai, "Surface chemistry of Nextel-720, alumina and Nextel-720/ alumina ceramic matrix composite (CMC) using XPS–A tool for nano-spectroscopy", *Applied Surface Science* 18, hal. 183–196, 2002
- [25]. George Levi, Wayne D. Kaplan, "Oxygen induced interfacial phenomena during wetting of alumina by liquid aluminium", *Acta Materialia* 50, hal. 75–88, 2002
- [26]. T.W. Clyne & F.R. Jones, *Composite Interface*, Encyclopaedia of Materials: Science and Tehnology, Elsevier, (2001)
- [27]. K. Konopka, M. Szafran, "Fabrication of Al₂O₃–Al composites by infiltration method and their characteristic", *Journal of Materials Processing Technology* 175, hal. 266–270, 2006
- [28]. Karel maca & Sarka Simonikova, "Effect of sintering schedule on grain size of oxide ceramic", *Journal of Materials Science*, hal. 5581-5589, 2005
- [29]. Shen, Ping, Zhang, Lin Quao-Li, Shi, Lai-Xin, Jiang dan Qi-Chuan, "Wetting of polycrystalline α -Al₂O₃ by molten Mg in Ar atmosphere", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.41, hal. 1621-1626, 2010
- [30]. Kiyoshi Nogi et.al, *Wettability of Solid by liquid at high temperature*, H – 17, Registration Number 2001MB037, (2001-2004)
- [31]. Daniel Bonn, Emanuel Bertrand & Jacques Meunier, "Dynamic of wetting layer formation", *The American Physical Society*, Vol 84 number 20, 2000
- [32]. Claude Allaire, "Interfacial Phenomena", Department of Engineering Physics and Materials Engineering, Montreal, Quebec, hal. 9-12,15 diakses tanggal 8 maret 2007 dari situs <http://cirlaboratory.com/publications/am.ceram.soc.proc-2000.pdf>
- [33]. M. Ksiazek, B. Mikulowski, "Bond strength and microstructure investigation of Al₂O₃/Al/Al₂O₃ joints with surface modification of alumina by titanium", *Materials Science and Engineering A* , doi:10.1016/j.msea.2007.12.049, 2008
- [34]. Andreas J. Klintner *, Guillermo Mendoza-Suarez, Robin A.L. Drew, *Wetting of pure aluminum and selected alloys on polycrystalline alumina and sapphire*, *Materials Science and Engineering A xxx* , 2008
- [35]. Oh, S.Y., J.A. Cornie dan K.C. Russel, *Wetting of Ceramic Particulate with Liquid Aluminium Alloys: Part II. Study of Wettability*. *Metallurgical Transaction Vol. 20A*, hal 533-541,1989
- [36]. http://www.hdm-stuttgart.de/projekte/printing-inks/b_selec0.htm, diakses pada tanggal 23 April 2008

- [37]. G.N. Anastasia Sahari, “Pengaruh Waktu Tahan Dan Persentase Magnesium Terhadap Karakteristik Komposit Matrik Keramik Al_2O_3/Al Produk *Directed Melt Oxidation (Dimox)*“, Tesis, Program Pascasarjana Bidang Ilmu Teknik UI, Depok, 2004
- [38]. Dickon N.G et.al., Formation of Aluminum/Alumina Ceramic Matrix Composite by Oxidizing an Al-Si-Mg Alloy, Journal The European Ceramics Society 21, hal. 1049-1053, 2001
- [39]. A. Banerji, P.K. Rohatgi and W. Reif; Metallwiss Technic volume 38, hal. 235, 1984
- [40]. G.P. Martins, D.L. Olsen and G.R. Edwards” metallurgical Transactions” volume 19B, hal.96, 1988
- [41]. Moh Jufri, “Pengaruh Temperatur Dan Prosentase Magnesium Terhadap Karakteristik Komposit Matrik Keramik Al_2O_3/Al Produk *Directed Melt Oxidation (Dimox)*“, Tesis, Program Pascasarjana Bidang Ilmu Teknik UI, Depok, 2004
- [42]. <http://www accuratus.com/alumox.html>, diakses 28 Desember 2010
- [43]. ASM Speciality Handbook. *Aluminum and Aluminum Alloys* (USA: ASM International Metals Park, 1993.
- [44]. Xiao, P. & Derby, P, The formation of Al_2O_3/Al composite by oxidation of an Al-Mg-Zn Alloy”, J.Eur. Ceram. Soc. 12 (3), hal. 185-195, 1993
- [45]. X.Gu & R.J. hand, “The Production of Reinforced Alumina/Aluminium Bides by Directed Melt Oxidation, Jurnal of the Eroupean Ceramic society, hal. 823 – 831, 1995
- [46]. Diagram Ellingham <http://www. Chem.mtu.edu/skkawan/Ellingham.pdf> Diakses 9 Juni 2006
- [47]. <http://faraland.wordpress.com/2010/10/28/dt-part-2/> diakses 13 Januari 2011
- [48]. Kamal E, ”Toughness, Hardness and Wear”, Engineered Materials Handbook Vol.4. hal. 599-609, 1991
- [49]. J. Sobczak, Kompozyty metalowe, Wydawnictwo Instytutu Odlewnictwa i Instytutu Transportu Samochodowego, Krak´ow-Warszawa, 2001.
- [50]. Claude Allaire, “Interfacial Phenomena”, Department of Engineering Physics and Materials Engineering, Montreal, Quebec, hal. 9-12,15 diakses tanggal 8 maret 2007 dari situs <http://cirlaboratory.com/publications/am.ceram.soc.proc-2000.pdf>

- [51]. Kevorkijan, V. T Smolar and M. Jelen, “ Fabrication of Mg-AZ80/SiC Composite Bars by Pressuless and Pressure-Assisted Infiltration”, American Ceramic Society, Juli 2003
- [52]. Nagelberg, A.A. Observations on the role of Mg and Si in the derected oxidation Al-Mg-Si alloy, *J. Mtter. Res* 7, hal. 265-268, 1992
- [53]. Tetsurou odatsu, Takashi Sawase, Kohji Kamada et.all.,”The Effect of Magnesium Oxide Supplementation to Aluminum Oxide Slip on the Jointing of Aluminum Oxide bars”, *D. Materials Journal* 27 (2), hal.251-257, 2008
- [54]. Christian Danang,” Pengaruh Temperatur *Firing* terhadap Karateristik Komposit Matriks Keramik C/Al Produk *Directed Melt Oxidation* (DIMOX), skripsi, departemen Metalurgi dan material, 2007
- [55]. Suprayogi Dede Bangun, Pengaruh Temperatur *Firing* terhadap Karateristi Komposit Matriks Keramik ZrO₂/Al Produk *Directed Melt Oxidation* (DIMOX), skripsi, departemen Metalurgi dan material, 2007
- [56]. Akmal Johan, “Karakterisasi Sifat Fisik dan Mekanik Bahan Refraktori Al₂O₃ .Pengaruh Penambahan TiO₂”, *Jurnal Penelitian Sains*, Volume 12 Nomer 2(B) 12207, 2009
- [57]. Zeng, S. dan Xiren F., Some Processing Factors Affecting The Microstructure and Properties of Translucent Alumina Tubes, hal.76-87, bab 4 hal 26, 1984
- [58]. S. Antolin, A.S. Negelberg & D.K. Creber,” Formation of Al₂O₃/ Metal composites by Directed Melt Oxidation of Molten Al-Mg-Si alloys”, *journal American Ceramic Society* 75, hal. 447-454, 1992
- [59]. R. Lundberg, L. Eckerborn, “Design and processing of all oxide composites”, in: *High-temperature Ceramic Matrix Composites*, Vol. II, hal. 95–105, 2001
- [60]. Eitan Manor, Hu Ni dan Carlos G. Levi, “Microstructure Evolution of SiC/Al₂O₃/Al-Alloy Composites Produced By Melt Oxidation” *Journal of The American Ceramic Society*, 76(7), hal 1777-1787, 2001
- [61]. Necat Altinkok & Rasit Koker, “Modelling of the prediction of tensile and density properties in particle reinforced metal matrix composites by using neural networks”, *Materials and Design* 27, hal. 625–631, 2006
- [62]. Ruangdaj Tongsri & Seksak Asavavisithchai, “Effect of Powder Mixture Condition on mechanical properties of Sintered Al₂O₃-SS316L Composites under Vacuum Atmosphere”, *Journal of Metals, Materials and minerals*, Vol.17 No.1, pp.81-85, 2007

- [63]. Hong Chang • Rebecca Higginson • Jon Binner, “Microstructure and property characterisation of 3-3 Al(Mg)/Al₂O₃ interpenetrating composites produced by a pressureless infiltration technique”, *J Mater Sci* 45 pp. 662–668, 2010
- [64]. Bamzai, K.K., Kotru, P.N., and Wanklyn, B.M. 2000. Fracture mechanics, crack propagation and microhardness studies on flux grown ErAlO₃ single crystals. *Journal of Materials Science & Technology* 16: 405-10, 2009
- [65]. Carlos A. Leon-Patino, “Role of Metal interlayers in the infiltration of metal-ceramic composites”, *Current Opinion in Solid State and materials Science* 9, pp. 211-218, 2005
- [66]. T.Scholz, G.A.Schnider, J.Munoz-Saldana, M.V.Swain, “Fracture toughness from submicron derive indentation cracks”, *Applied Physics Letters* Vol. 84, No.16, 2004
- [67]. Dr. Dimitri Kopeliovich, “Fracture Toughness” www.substech.com diakses pada 12 Februari 2011.
- [68]. B. Srinivasa Rao and V. Jayaram, “New technique for pressureless infiltration of Al alloys into Al₂O₃ preforms”, *J. Mater. Res.*, Vol. 16, No. 10, hal.2906-2913, 2001
- [69]. T.B. Sercombe, G.B. Schaffer, “On the role of magnesium and nitrogen in the Infiltration of aluminium by aluminium for rapid prototyping applications, *Acta Materialia* 52, hal. 3019–3025, 2004
- [70.] Sindel, Manfred, Nahum A. Travitzky and Nils Claussen, Influence of Magnesium-Aluminum Spinel on the Directed Melt Oxidation of Molten Metal Alloys, *Journal of the American Ceramic Society* Vol. 73, No. 9, hal. 2615-2618, 1990
- [71]. Bahadur A., “Behavior of Al-Mg alloys at high temperature”, *J Matter Sci.* 22, hal. 1941-1944, 1987
- [72]. H. Chang, R. L. Higginson & J. G. P. Binner, “Interface Study by Dual Beam FIB-TEM in a pressureless infiltrated Al(Mg) / Al₂O₃ Interpenetrating Composite”, *Journal of Microscopy*, Volume 233, Issue 1, hal. 132–139, 2009
- [73]. Saravanan, R. A., Molina, J. M., Narciso, J, “Effect of nitrogen on the surface tension of pure aluminium at high temperatures”, *Scripta material*, 44, hal. 965–970, 2001

TABEL LAMPIRAN 1.1 HASIL PENELITIAN KMK Al₂O₃/AI PROSES DIMOX DENGAN TAMBAHAN 5% Mg

PROPERTIES	1100	1200			1300
	24 JAM	10 JAM	15 JAM	24 JAM	24 JAM
KEDALAMAN INFILTRASI (mm)	14,75	16,23	17,81	21,18	24,37
DENSITAS (gr/cm ³)	3,14	3,03	3,09	3,06	3,05
POROSITAS (%)	6,59	8,13	7,27	7,40	7,86
KEKERASAN (VHN:kgf/mm ²)	938	795	808	815	654
Kc (MPa.M ^{1/2})	6,12	7,76	7,78	7,87	8,25

TABEL LAMPIRAN 1.2 HASIL PENELITIAN KMK Al₂O₃/AI PROSES DIMOX DENGAN TAMBAHAN 8% Mg

PROPERTIES	1100	1200			1300
	24 JAM	10 JAM	15 JAM	24 JAM	24 JAM
KEDALAMAN INFILTRASI (mm)	15,83	17,3	20,4	24,67	28,45
DENSITAS (gr/cm ³)	3,5	3,28	3,31	3,35	3
POROSITAS (%)	4,55	6,47	6,19	5,85	8,48
KEKERASAN (VHN:kgf/mm ²)	1221	1120	1152	1181	893
Kc (MPa.M ^{1/2})	5,11	5,01	5,05	5,25	8,06

TABEL LAMPIRAN 1.3 HASIL PENELITIAN KMK Al₂O₃/AI PROSES DIMOX DENGAN TAMBAHAN 10% Mg

PROPERTIES	1100	1200			1300
	24 JAM	10 JAM	15 JAM	24 JAM	24 JAM
KEDALAMAN INFILTRASI (mm)	18,75	19,41	23,13	26,83	29,17
DENSITAS (gr/cm ³)	3,21	3,11	3,28	3,18	2,99
POROSITAS (%)	7,56	8,12	7,5	8,73	9,23
KEKERASAN (VHN:kgf/mm ²)	1034	1032	1035	1057	936
Kc (MPa.M ^{1/2})	6,22	6,03	6,26	6,49	7,19

TABEL LAMPIRAN 1.4 HASIL PENELITIAN KMK Al₂O₃/AI PROSES DIMOX DENGAN TAMBAHAN 12% Mg

PROPERTIES	1100	1200			1300
	24 JAM	10 JAM	15 JAM	24 JAM	24 JAM
KEDALAMAN INFILTRASI (mm)	21,45	22,01	25,07	28,57	29,34
DENSITAS (gr/cm ³)	3,15	3,09	3,21	3,14	2,96
POROSITAS (%)	7,74	8,89	8,67	8,97	9,5
KEKERASAN (VHN:kgf/mm ²)	1015	899	925	991	977
Kc (MPa.M ^{1/2})	6,59	6,78	6,88	7,2	6,94

TABEL LAMPIRAN 1.5 HASIL PENELITIAN KMK Al₂O₃/AI PROSES DIMOX DENGAN PEMANASAN SELAMA 15 JAM DALAM LINGKUNGAN N₂

PROPERTIES	1100°C				1150°C				1200°C			
	5% Mg	8%Mg	10%Mg	12%Mg	5% Mg	8%Mg	10%Mg	12%Mg	5% Mg	8%Mg	10%Mg	12%Mg
KEDALAMAN INFILTRASI (mm)	5,96	7,44	8,16	9,08	7,85	8,34	9,24	9,69	7,01	8,16	9,26	9,49
DENSITAS (gr/cm ³)	2,89	2,86	2,85	2,82	2,96	3,02	3,01	2,98	2,93	2,85	2,82	2,81
POROSITAS (%)	11,67	12,36	12,50	12,72	9,09	7,69	8,24	8,97	10,08	10,77	10,94	10,98
KEKERASAN (VHN:kgf/mm ²)	106	225	295	260	475	629	978	822	214	287	664	443
Kc (MPa.m ^{1/2})	2,9	2,3	2,08	2,18	4,72	4,30	2,02	2,84	3,81	3,09	2,07	2,98

LAMPIRAN 2. Perhitungan *fracture toughness* Komposit Matriks Keramik Al₂O₃/Al hasil proses *directed melt oxidation*.

SECARA EMPIRIS

Diketahui : P : 1 kgf = 9,80665 N

C : 24,3 μm

Hv : 654 kgf/mm²

: (654 x 9.80665 x 10⁻³) GPa

: 6,4 GPa

E : 254 GPa

$$\begin{aligned}
 Kc &= 0,016 \times \left[\frac{P}{C^{3/2}} \right] \times \left[\frac{E}{HV} \right]^{1/2} \\
 &= 0,016 \times \left[\frac{9.80665}{(24,3 \times 10^{-6})^{3/2}} \right] \times \left[\frac{254}{6,4} \right]^{1/2} \\
 &= 0,016 \times (81,867 \times 10^{-6}) \times (6,299 \times 10^3) \\
 &= 8,2519 \text{ MPa.m}^{1/2}
 \end{aligned}$$

SECARA TEORI

$$\begin{aligned}
 Kc \text{ Komposit} &= (Kc \text{ keramik} \times V_f \text{ keramik}) + (Kc \text{ Al} \times V_f \text{ Al}) \\
 &= (4 \times 0,75) + (33 \times 0,25) \\
 &= 3 \times 8,25 \\
 &= 11,25 \text{ MPa.m}^{1/2}
 \end{aligned}$$

Tabel Lapiran 3.1 Pengaruh Waktu Tahan dan Persentase Mg terhadap Kedalaman Infiltrasi Komposisi Al₂O₃/Al Produk DIMOX

Waktu Tahan (jam)	Mg (%)	Kedalaman Infiltrasi										Rata-rata (mm)
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
10	5	16.7	15.2	15.4	15	14.2	20.3	20.5	17.2	10.6	17.2	16.23
	8	17.2	17.1	16.7	16.8	17.9	15.4	18.2	16.9	18.3	18.5	17.3
	10	20	19.7	18.3	17.9	20.1	22.4	19.5	18.2	19.2	18.8	19.41
	12	28.8	24.8	22.6	20.3	19.3	18.5	21.4	19.2	24.3	20.9	22.01
15	5	17.2	17.1	16.7	16.8	17.3	20.1	18.2	17.9	18.3	18.5	17.81
	8	20	19.7	18.3	21.1	21.8	22.4	19.5	22.2	19.2	19.8	20.4
	10	29.1	28.9	22.6	20.3	19.3	23.7	21.4	19.2	25.9	20.9	23.13
	12	25.8	24.5	23.8	22.7	21.9	28.1	22.6	28.5	23.1	29.7	25.07
24	5	19.9	19.7	21.72	20.6	21.2	20.5	23.9	22.1	21	21.2	21.182
	8	25.9	22.1	20.1	24.5	20	20.7	30.5	26.1	27.9	28.9	24.67
	10	30	26.2	24.4	19.1	19.6	26.2	29.5	31.2	30.7	31.4	26.83
	12	33.4	30.2	14.8	18.9	30.5	30.6	33.6	32.8	27.8	33.17	28.57

Tabel Lapiroan1.2 Pengaruh Temperatur dan Persentase Mg terhadap Kedalaman Infiltrasi Komposisi Al₂O₃/Al Produk DIMOX

Temperatur (°C)	Mg (%)	Kedalaman Infiltrasi										Rata-rata (mm)
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
1100	5	14.5	10.7	11.3	11	14.2	20.3	20.5	17.2	10.6	17.2	14.75
	8	17.2	17.1	16.7	15.2	15.2	15.4	15.2	14	17	15.3	15.83
	10	20	19.7	18.3	14.8	20.1	22.4	19.5	18.2	15.7	18.8	18.75
	12	28.8	24.8	22.6	20.3	17.1	17.9	18.6	19.2	24.3	20.9	21.45
1200	5	19.9	19.7	21.72	20.6	21.2	20.5	23.9	22.1	21	21.2	21.182
	8	25.9	22.1	20.1	24.5	20	20.7	30.5	26.1	27.9	28.9	24.67
	10	30	26.2	24.4	19.1	19.6	26.2	29.5	31.2	30.7	31.4	26.83
	12	33.4	30.2	14.8	18.9	30.5	30.6	33.6	32.8	27.8	33.17	28.577
1300	5	24.37	24.36	24.36	24.37	24.38	24.37	24.38	24.36	24.36	24.37	24.368
	8	28.44	28.46	28.45	28.45	28.44	28.45	28.45	28.46	28.46	28.46	28.452
	10	29.17	29.16	29.16	29.17	29.18	29.18	29.16	29.18	29.18	29.17	29.171
	12	29.6	28.7	29.8	29.8	29.6	28	29.6	29.4	30	28.9	29.34

Tabel Lapiran 1.3 Pengaruh Temperatur dan Persentase Mg terhadap Kedalaman Infiltrasi Komposisi Al₂O₃/Al Produk DIMOX Lingkungan N₂

Temperatur (°C)	Mg (%)	Kedalaman Infiltrasi										Rata-rata (mm)
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
1100	5	7.8	9.1	7.1	11	5.4	4.5	7.9	8.6	6.7	8	5.96
	8	9.1	7.9	8.3	10.2	6.9	8.1	7.5	8.9	7.4	7.6	7.44
	10	9.3	8.9	8.8	6.7	9.1	8.2	7.3	7.6	7.7	8	8.16
	12	8.7	8.6	8.9	9	9.2	9.4	9.7	8.8	8.9	9.6	9.08
1150	5	9.6	8.3	6.9	8.9	7.1	7.9	8.6	7.2	6.7	7.3	7.85
	8	8	8.2	8.8	7.7	8	8.3	7.2	8.6	9	9.6	8.34
	10	10.8	7.5	7.1	10.4	9	9.7	9.6	9.8	9.2	9.3	9.24
	12	7.9	7.5	9.8	10.9	10.5	10.8	9.7	9.2	10.3	10.3	9.69
1200	5	6.8	6.7	8.7	8.5	7.8	7.5	5.9	5.6	7.2	5.4	7.01
	8	8.7	8.2	7.9	8.9	8.1	7.2	7.9	8.8	7.8	8.1	8.16
	10	10.3	8.9	9.3	8.7	8.9	9.3	8.4	8.6	9.8	10.4	9.26
	12	9.8	8.8	9.5	9.2	9.6	9.7	10	8.9	9.2	10.2	9.49

TABEL LAMPIRAN 4.1 PENGARUH WAKTU TAHAN DAN PERSENTASE Mg TERHADAP DENSITAS DAN POROSITAS KOMPOSIT Al₂O₃/Al PRODUK DIMOX

Waktu Tahan (Jam)	% Mg	Massa Kering (gr)	Massa Basah (gr)	Volume (cm)	Densitas (gr /cm ³)	Porositas (%)
10	5	4.85	4.98	1.6	3.03	8.13
	8	5.57	5.68	1.7	3.28	6.47
	10	4.98	5.11	1.6	3.11	8.12
	12	4.94	5.08	1.6	3.09	8.89
15	5	3.40	3.48	1.1	3.09	7.27
	8	3.21	3.27	1.0	3.31	6.19
	10	5.25	5.37	1.6	3.28	7.50
	12	4.82	4.95	1.5	3.21	8.67
24	5	3.06	3.13	1.0	3.06	7.40
	8	4.35	4.43	1.3	3.35	5.85
	10	5.25	5.39	1.7	3.18	8.73
	12	4.55	4.68	1.5	3.14	8.97

TABEL LAMPIRAN 4.2 PENGARUH TEMPERATUR DAN PERSENTASE Mg TERHADAP DENSITAS DAN POROSITAS KOMPOSIT Al₂O₃/Al PRODUK DIMOX

Temperatur (C)	% Mg	Massa Kering (gr)	Massa Basah (gr)	Volume (cm)	Densitas (gr /cm)	Porositas (%)
1100	5	2.85	2.91	0.9	3.13	6.59
	8	3.85	3.90	1.1	3.50	4.55
	10	3.82	3.91	1.2	3.21	7.56
	12	4.89	5.01	1.6	3.15	7.74
1200	5	3.06	3.13	1.0	3.06	7.40
	8	4.35	4.43	1.3	3.35	5.85
	10	5.25	5.39	1.7	3.18	8.73
	12	4.55	4.68	1.5	3.14	8.97
1300	5	3.73	3.83	1.2	3.05	7.86
	8	4.25	4.37	1.4	3.00	8.48
	10	3.82	3.94	1.3	2.99	9.23
	12	5.36	5.53	1.8	2.96	9.50

LAMPIRAN 4.3 PENGARUH TEMPERATUR DAN PERSENTASE Mg TERHADAP DENSITAS DAN POROSITAS KOMPOSIT TABEL Al₂O₃/Al PRODUK DIMOX LINGKUNGAN N₂

Temperatur (C)	% Mg	Massa Kering (gr)	Massa Basah (gr)	Volume (cm)	Densitas (gr /cm ³)	Porositas (%)
1100	5	3.47	3.61	1.2	2.89	11.67
	8	3.15	3.29	1.1	2.86	12.36
	10	3.42	3.57	1.2	2.85	12.50
	12	3.52	3.68	1.3	2.82	12.72
1150	5	3.26	3.36	1.1	2.96	9.09
	8	3.92	4.02	1.3	3.02	7.69
	10	5.11	5.25	1.7	3.01	8.24
	12	4.32	4.45	1.5	2.98	8.97
1200	5	3.78	3.91	1.3	2.93	10.08
	8	4.23	4.39	1.5	2.85	10.77
	10	3.74	3.89	1.3	2.82	10.94
	12	5.41	5.62	1.9	2.81	10.98

TABEL LAMPIRAN 5.1 PENGARUH WAKTU TAHAN DAN PERSENTASE Mg TERHADAP KEKERASAN KOMPOSIT Al_2O_3/Al PRODUK DIMOX

Waktu Tahan (Jam)	% Mg	VHN 1	VHN 2	VHN 3	Rata-rata VHN
10	5	795	796	795	795
	8	1120	1121	1120	1120
	10	1033	1032	1030	1032
	12	899	898	899	899
15	5	808	807	808	808
	8	1151	1152	1152	1152
	10	1035	1036	1035	1035
	12	926	924	925	925
24	5	814	816	814	815
	8	1181	1182	1181	1181
	10	1055	1058	1059	1057
	12	991	993	989	991

TABEL LAMPIRAN 5.2 PENGARUH TEMPERATUR DAN PERSENTASE Mg TERHADAP KEKERASAN KOMPOSIT Al_2O_3/Al PRODUK DIMOX

Temperatur (C)	% Mg	VHN 1	VHN 2	VHN 3	Rata-rata VHN
1100	5	944	940	931	938
	8	1223	1223	1217	1221
	10	1037	1035	1029	1034
	12	1020	1011	1015	1015
1200	5	808	821	815	815
	8	1220	1089	1235	1181
	10	1078	1054	1040	1057
	12	991	993	989	991
1300	5	650	670	641	654
	8	890	889	899	893
	10	935	935	937	936
	12	991	993	989	977

TABEL LAMPIRAN 5.3 PENGARUH TEMPERATUR DAN PERSENTASE Mg TERHADAP KEKERASAN KOMPOSI Al_2O_3/Al
 PRODUK DIMOX LINGKUNGAN N_2

Temperatur (C)	% Mg	VHN 1	VHN 2	VHN 3	Rata-rata VHN
1100	5	107	106	106	106
	8	225	227	222	225
	10	295	297	294	295
	12	261	259	260	260
1150	5	476	475	474	475
	8	629	629	629	629
	10	978	979	977	978
	12	823	822	821	822
1200	5	213	214	215	214
	8	286	287	287	287
	10	663	664	665	664
	12	441	444	444	443

TABEL LAMPIRAN 6.1 PENGARUH WAKTU TAHAN DAN PERSENTASE Mg TERHADAP NILAI *FRACTURE TOUGHNESS* KOMPOSIT Al₂O₃/Al PRODUK DIMOX

Waktu Tahan (Jam)	% Mg	Panjang crack (μm)	P (N)	VHN		Modulus Young Al ₂ O ₃ (E) (GPa)	Fracture Toughness Kc (MPa m ^{1/2})
				Kgf/mm ²	GPa		
10	5	23.7	9.81	795	7.799	254	7.76
	8	28.31	9.81	1120	10.986	254	5.01
	10	25.7	9.81	1032	10.117	254	6.03
	12	24.9	9.81	899	8.813	254	6.78
15	5	23.55	9.81	808	7.92	254	7.78
	8	27.91	9.81	1152	11.294	254	5.05
	10	25.04	9.81	1035	10.152	254	6.26
	12	24.42	9.81	925	9.071	254	6.88
24	5	23.3	9.81	815	7.989	254	7.87
	8	26.96	9.81	1181	11.584	254	5.25
	10	24.27	9.81	1057	10.368	254	6.49
	12	23.16	9.81	991	9.718	254	7.20

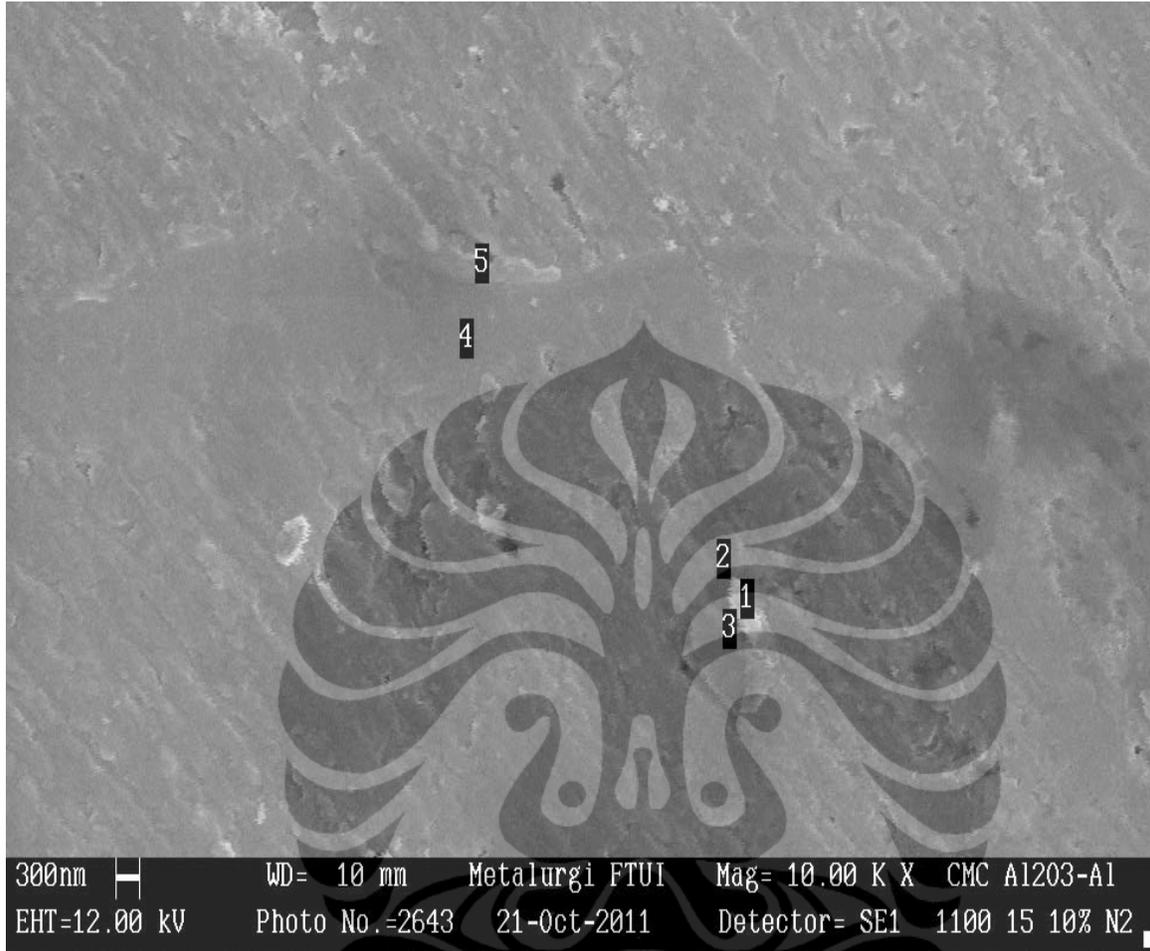
**TABEL LAMPIRAN 6. 2 PENGARUH TEMPERATUR DAN PERSENTASE Mg TERHADAP NILAI *FRACTURE TOUGHNESS*
KOMPOSIT Al₂O₃/Al PRODUK DIMOX**

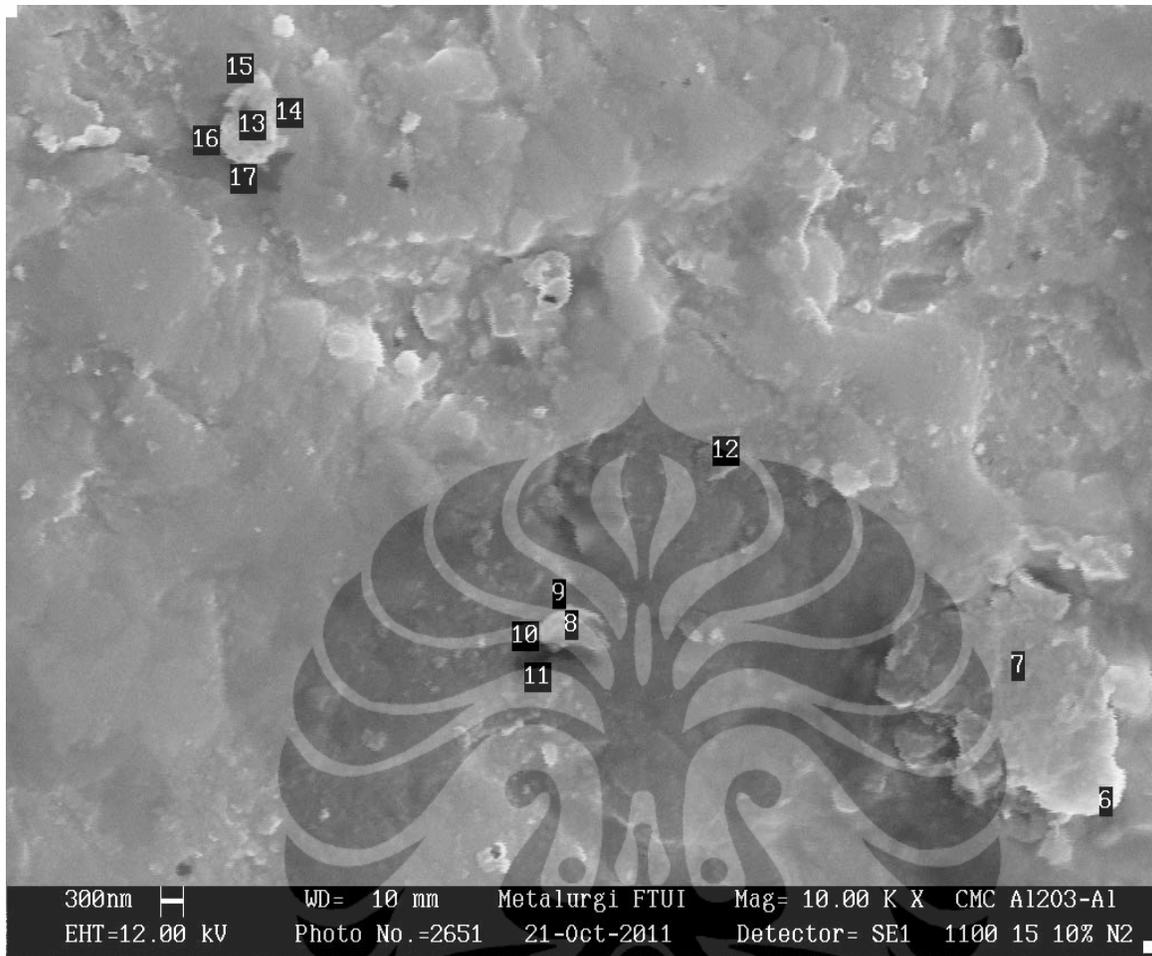
Temperatur (°C)	% Mg	Panjang crack (µm)	P (N)	VHN		Modulus Young Al ₂ O ₃ (E) (GPa)	Fracture Toughness Kc (MPa m ^{1/2})
				Kgf/mm ²	GPa		
1100	5	26.28	9.81	938	9.201	254	6.12
	8	27.15	9.81	1221	11.973	254	5.11
	10	25.16	9.81	1034	10.137	254	6.22
	12	24.35	9.81	1015	9.956	254	6.59
1200	5	23.3	9.81	815	7.989	254	7.78
	8	26.96	9.81	1181	11.584	254	5.25
	10	24.27	9.81	1057	10.368	254	6.49
	12	23.16	9.81	991	9.718	254	6.88
1300	5	24.3	9.81	654	6.41	254	8.25
	8	22.24	9.81	893	8.754	254	8.06
	10	23.61	9.81	936	9.176	254	7.19
	12	23.85	9.81	977	9.584	254	6.94

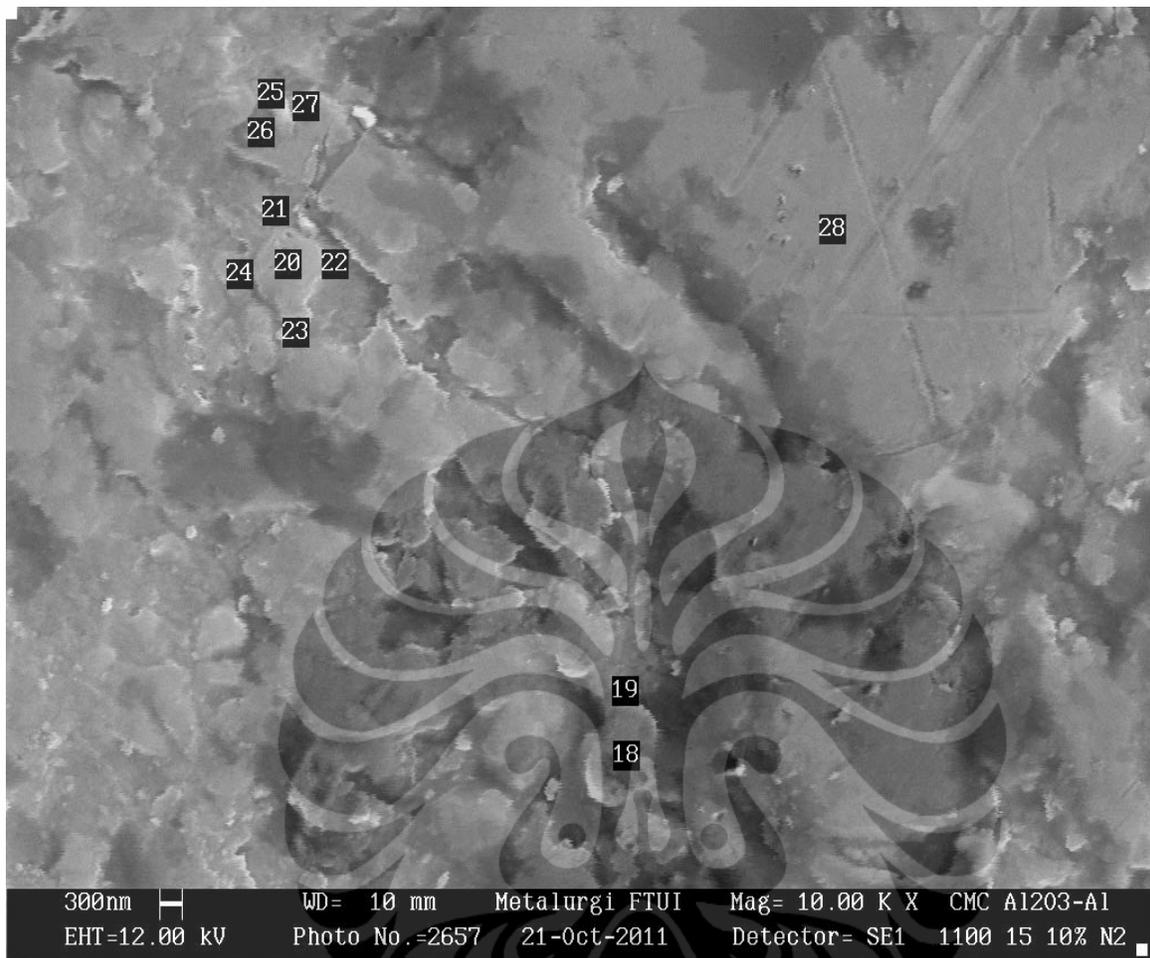
TABEL LAMPIRAN 6.3 PENGARUH TEMPERATUR DAN PERSENTASE Mg TERHADAP NILAI *FRACTURE TOUGHNESS* KOMPOSIT Al₂O₃/Al PRODUK DIMOX LINGKUNGAN N₂

Temperatur (°C)	% Mg	Panjang crack (µm)	P (N)	VHN		Modulus Young Al ₂ O ₃ (E) (GPa)	Fracture Toughness Kc (MPa m ^{1/2})
				Kgf/mm ²	GPa		
1100	5	90.01	9.81	106	1.042	254	2.869
	8	80.58	9.81	225	2.203	254	2.329
	10	78.67	9.81	295	2.895	254	2.028
	12	80.32	9.81	260	2.549	254	2.176
1150	5	39.21	9.81	475	4.658	254	4.719
	8	38.01	9.81	629	6.168	254	4.297
	10	53.34	9.81	978	9.59	254	2.016
	12	54.8	9.81	822	8.061	254	2.842
1200	5	58.97	9.81	214	2.098	254	3.812
	8	61.7	9.81	287	2.811	254	3.078
	10	58.81	9.81	664	6.511	254	2.067
	12	54.56	9.81	443	4.344	254	2.977

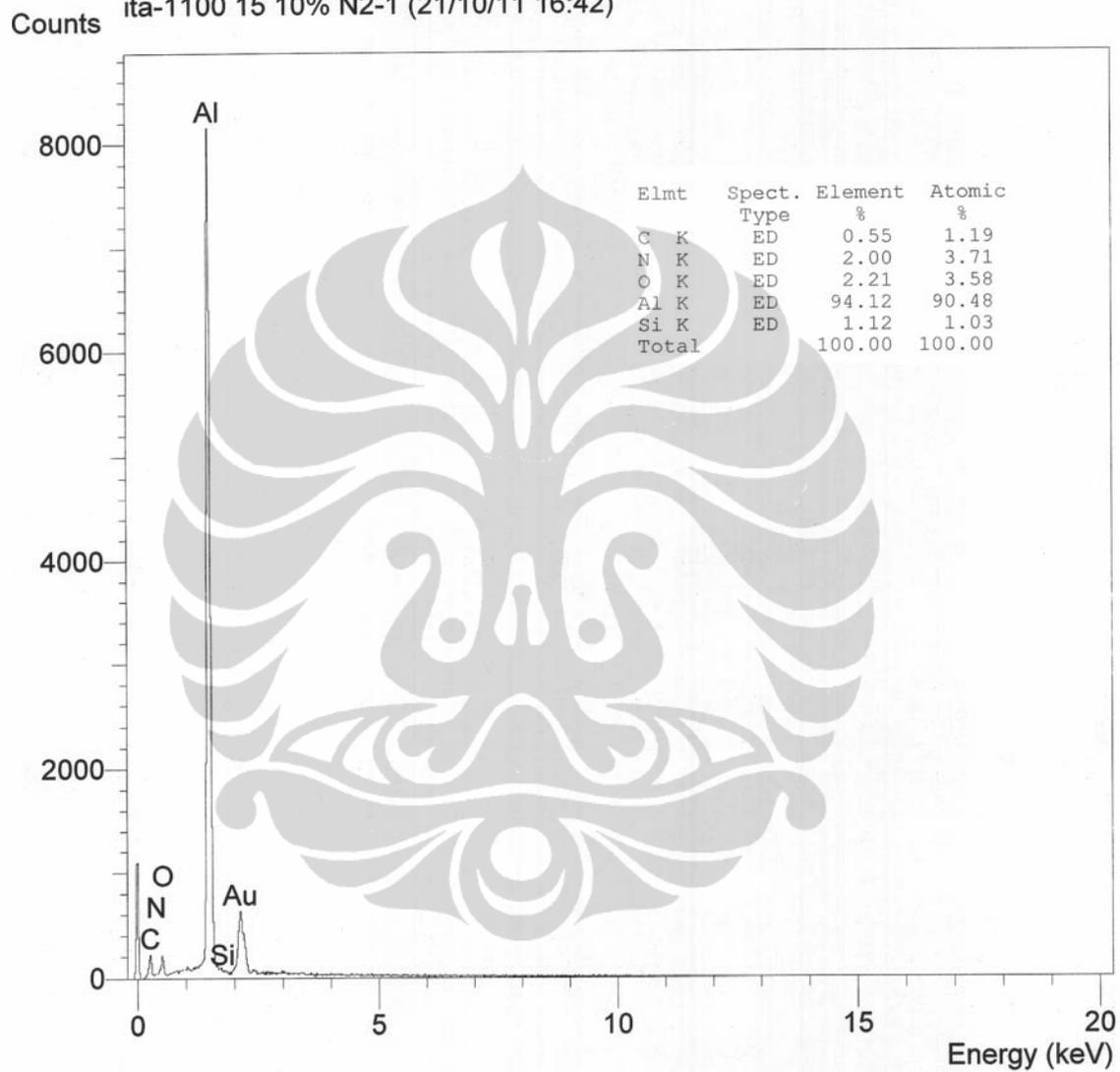






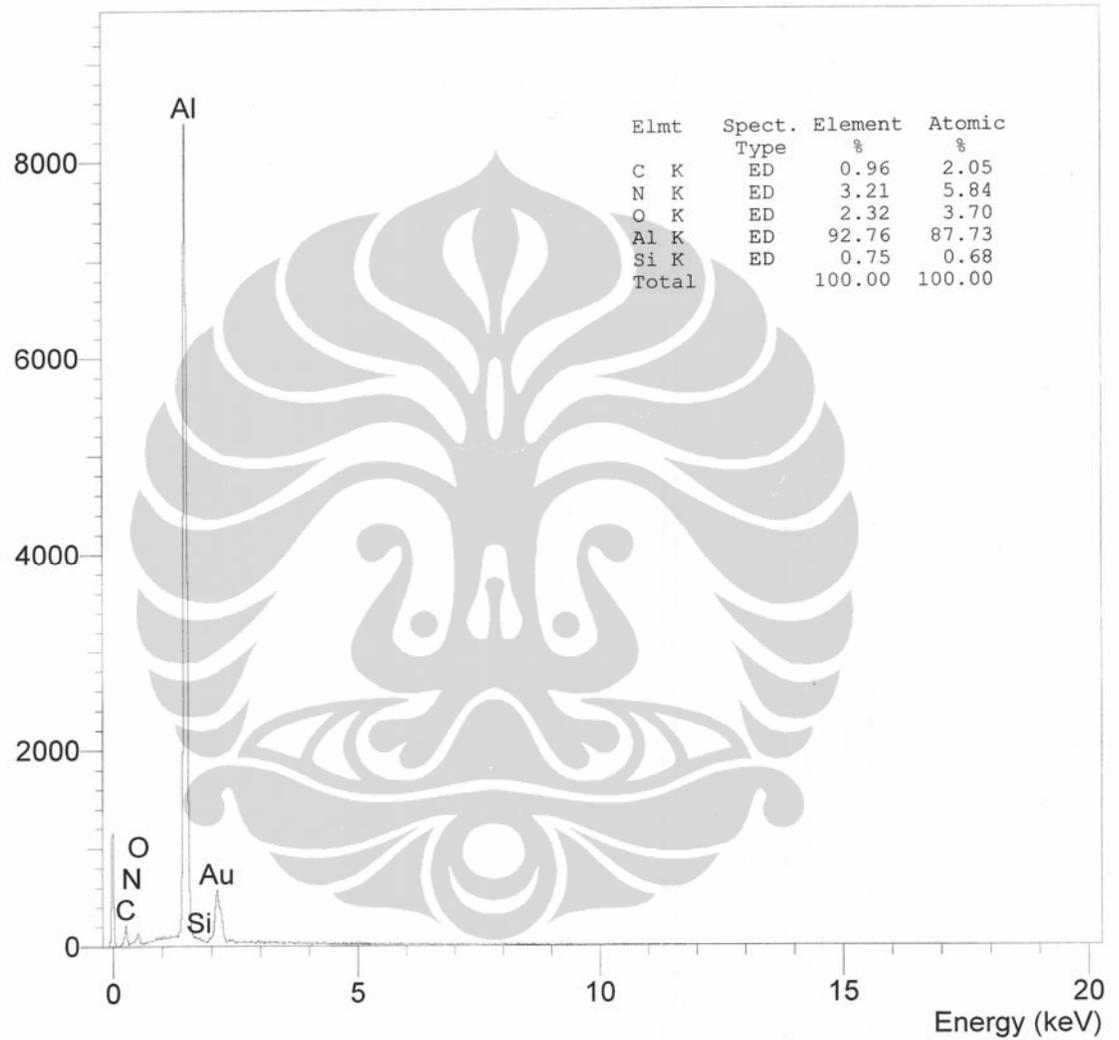


Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-1 (21/10/11 16:42)



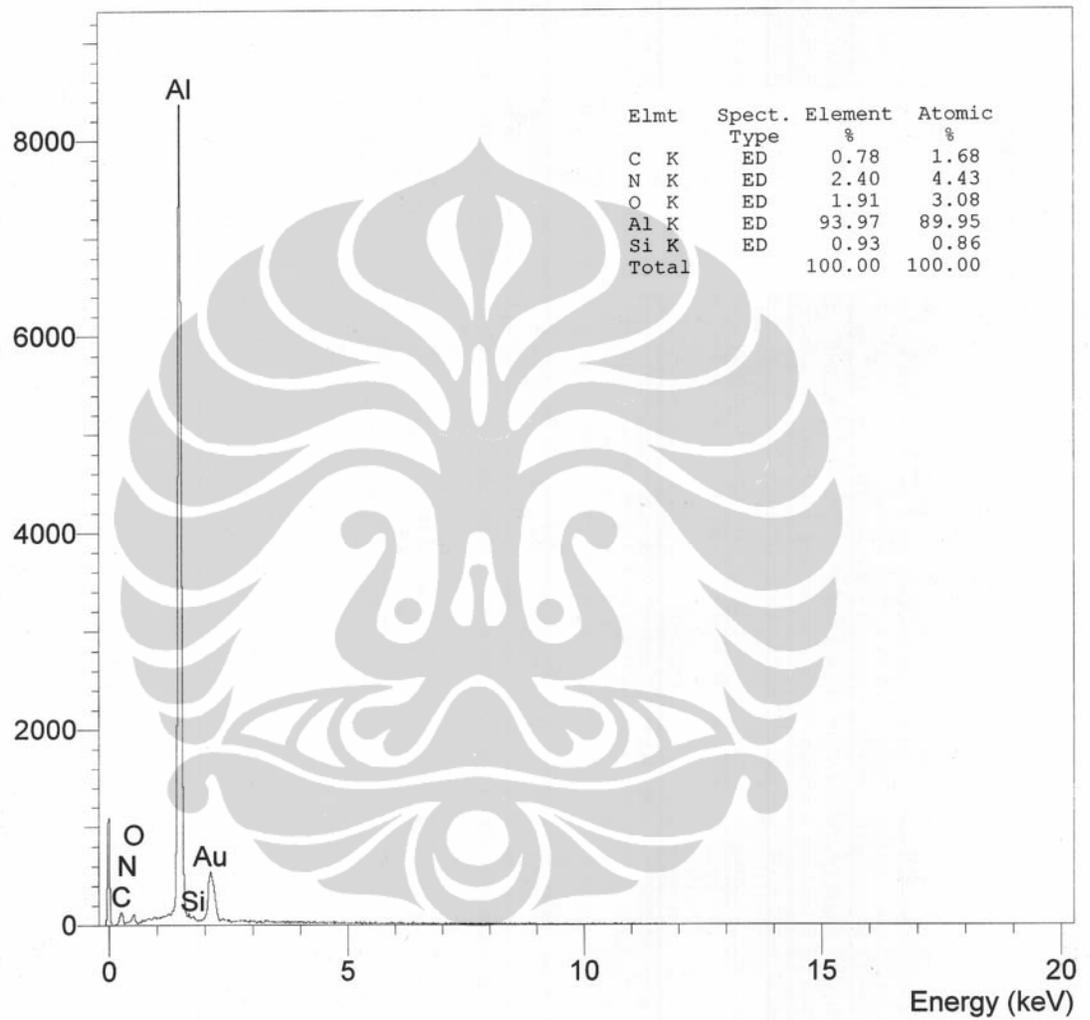
Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-2 (21/10/11 16:43)

Counts

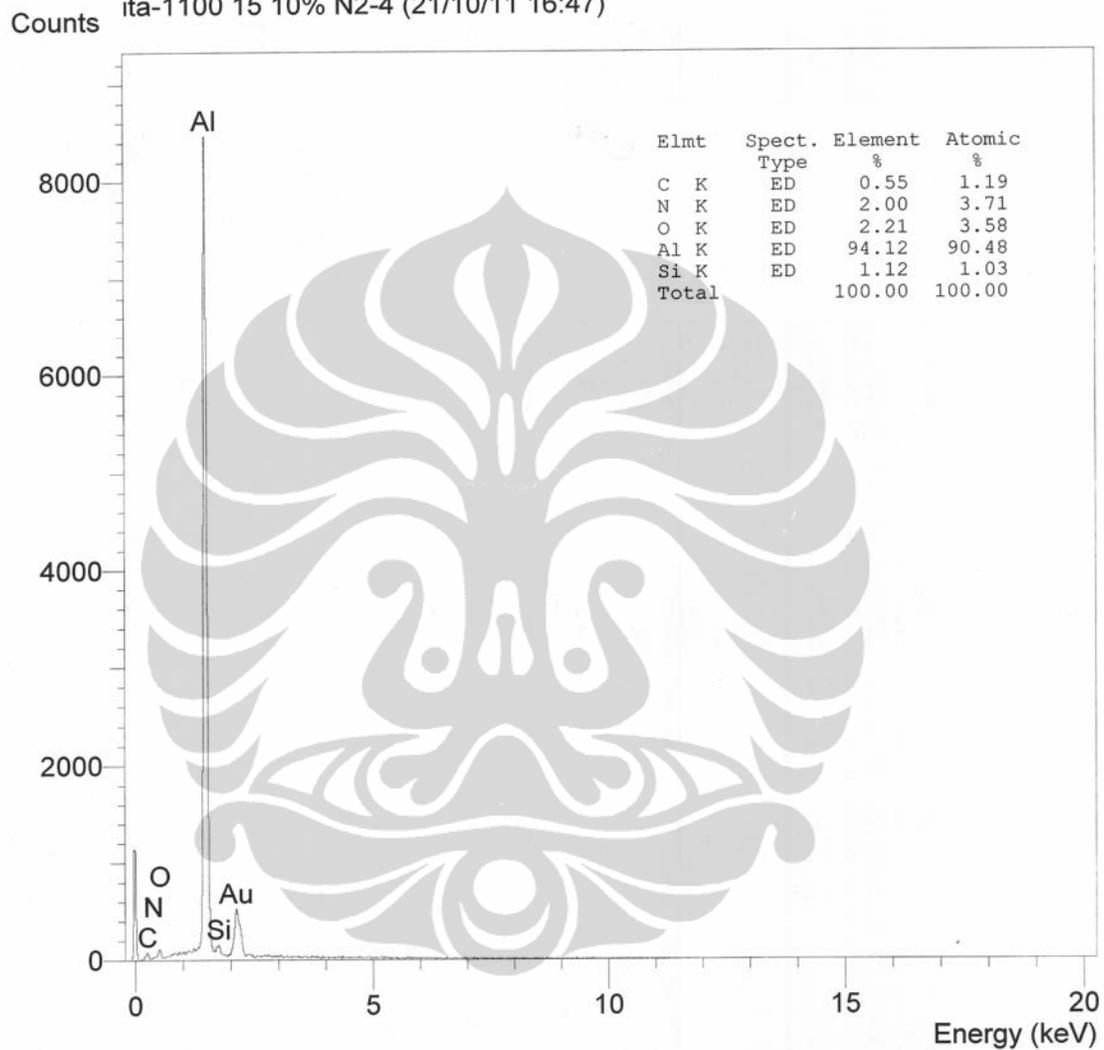


Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-3 (21/10/11 16:45)

Counts

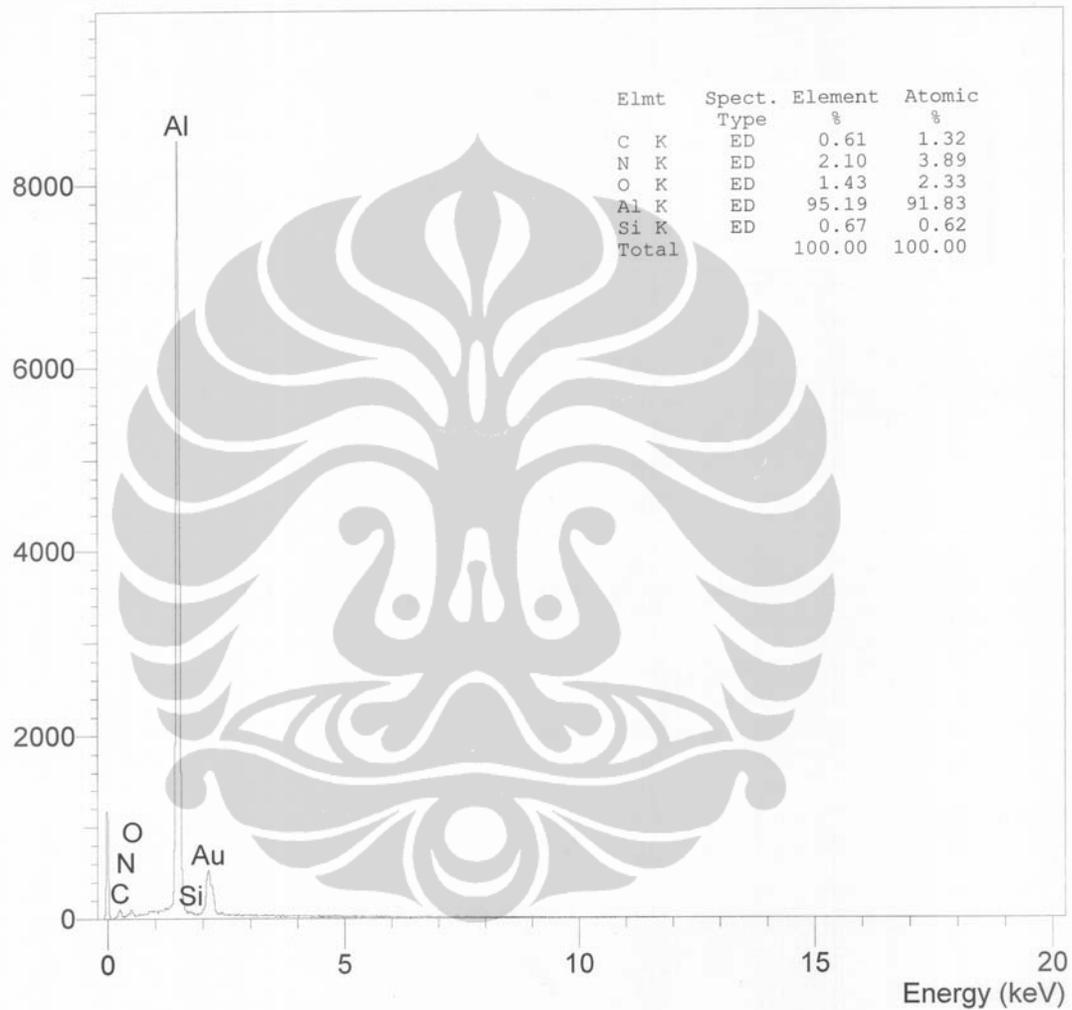


Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-4 (21/10/11 16:47)

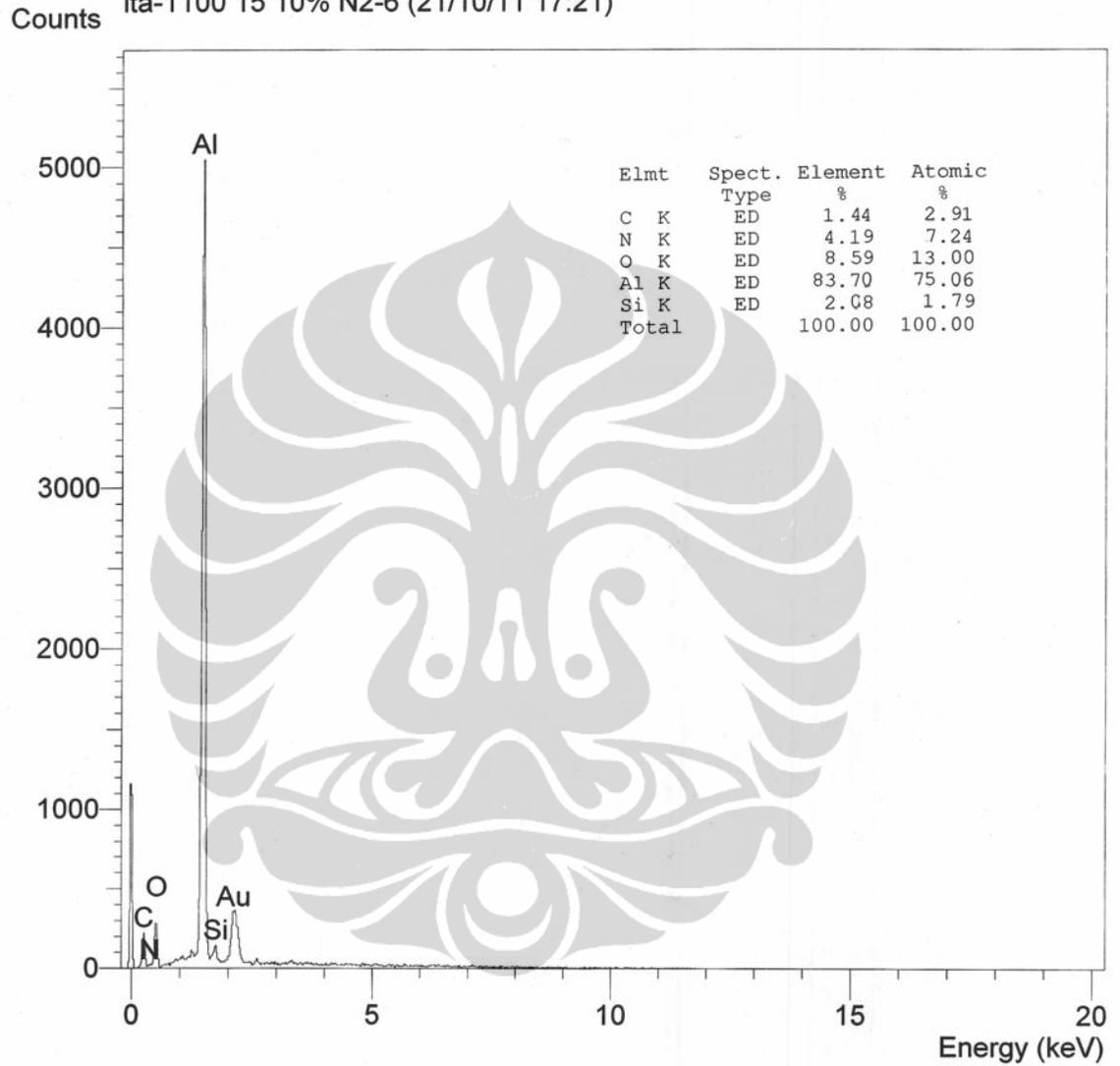


Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-5 (21/10/11 16:48)

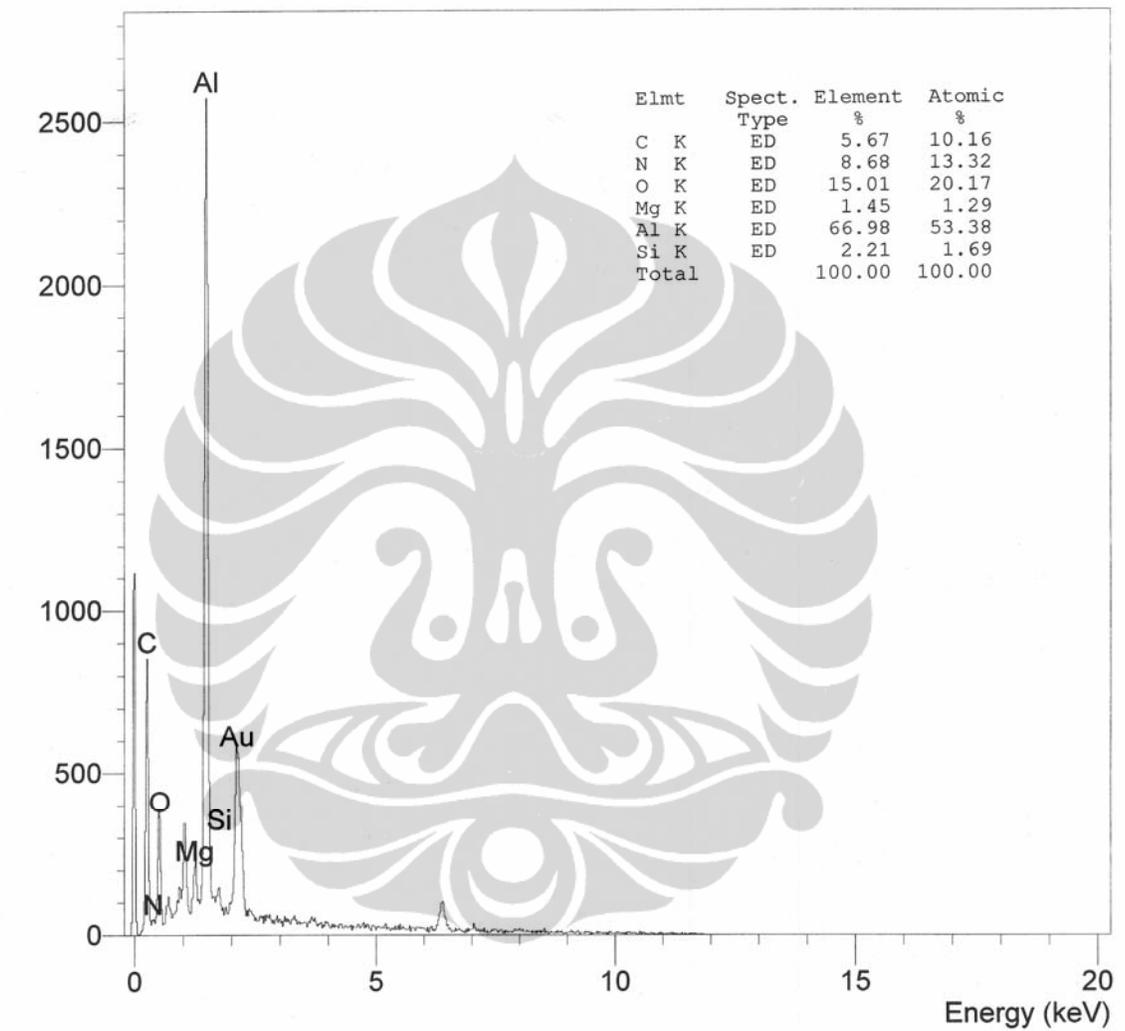
Counts



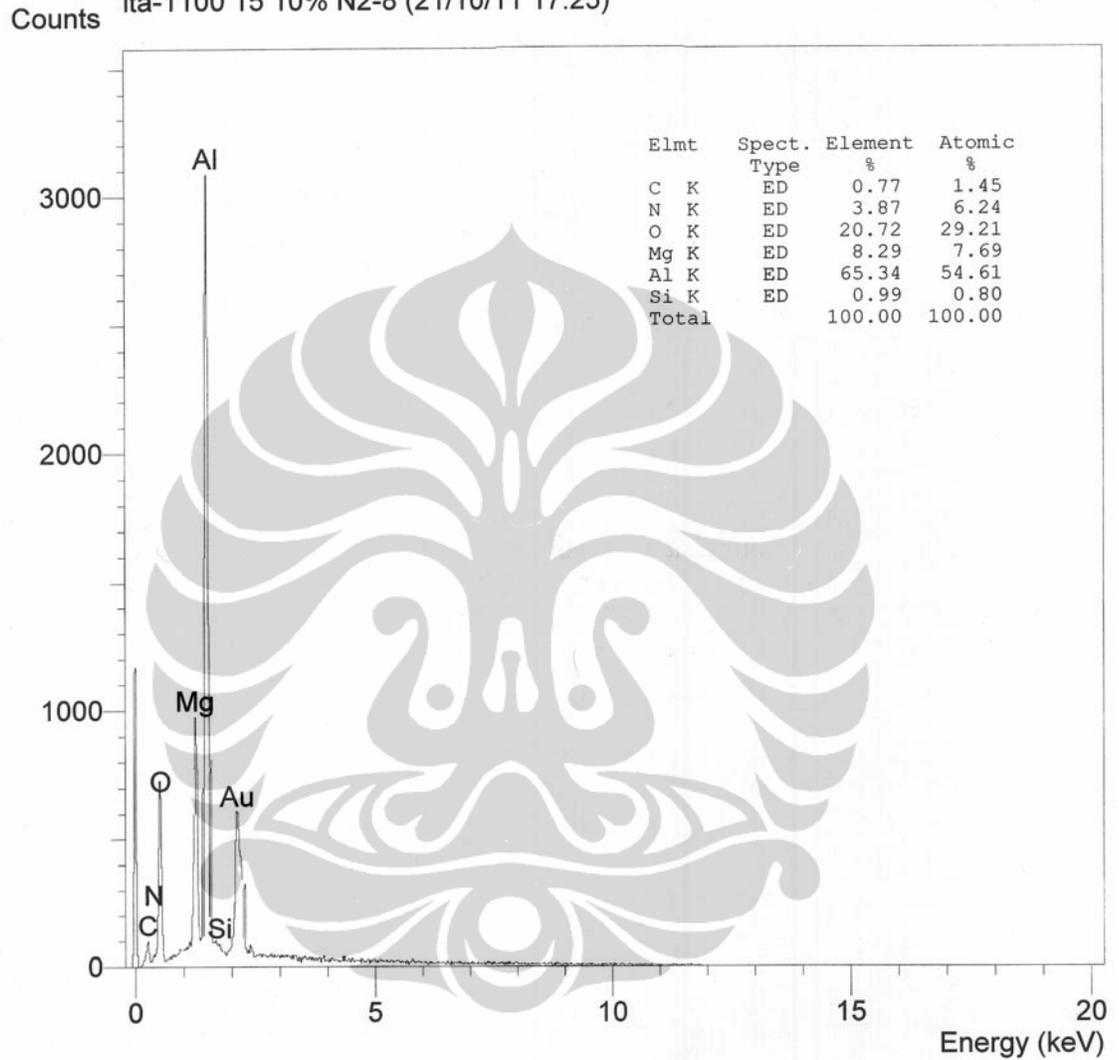
Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-6 (21/10/11 17:21)



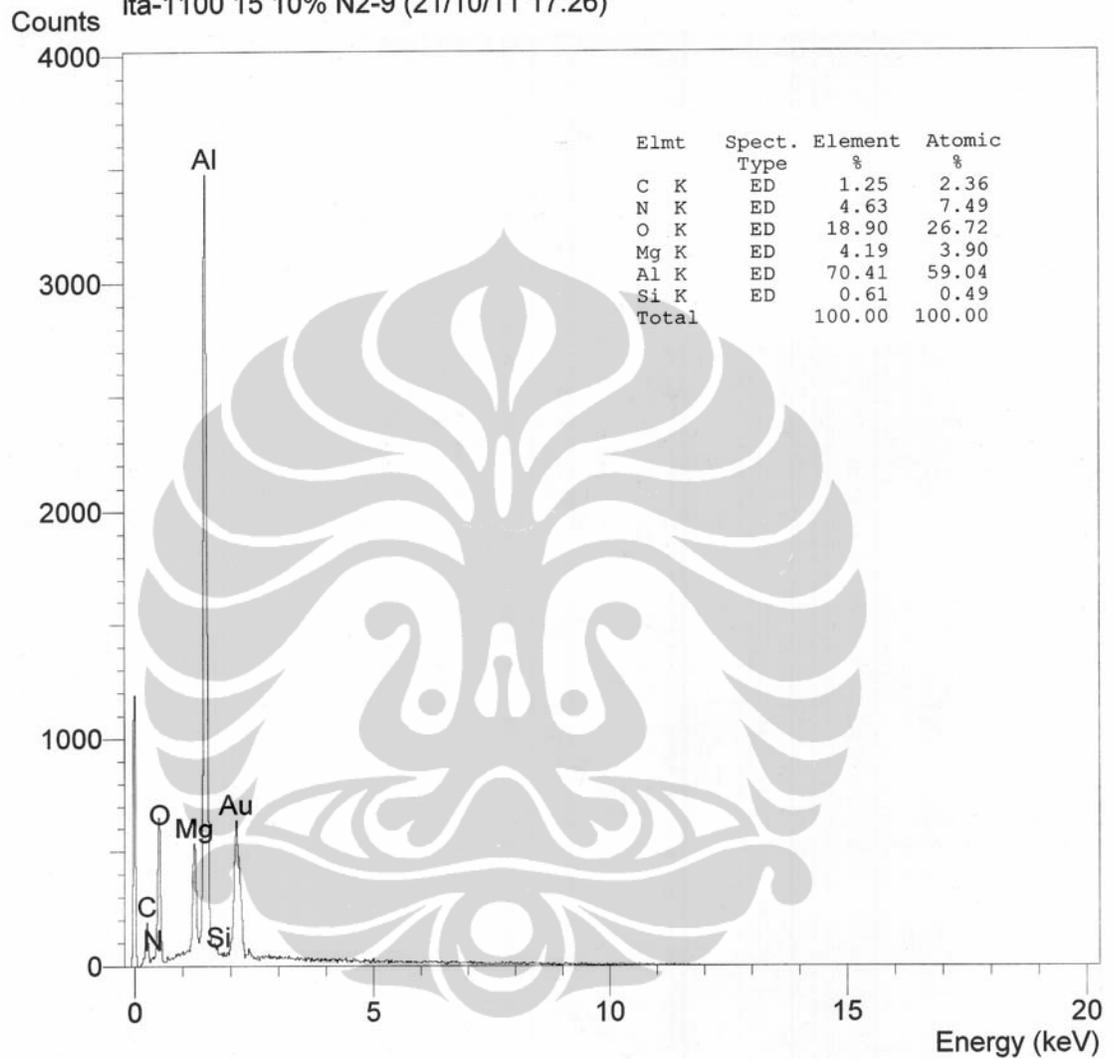
Operator : zakiyuddin
 Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
 ita-1100 15 10% N2-7 (21/10/11 17:23)



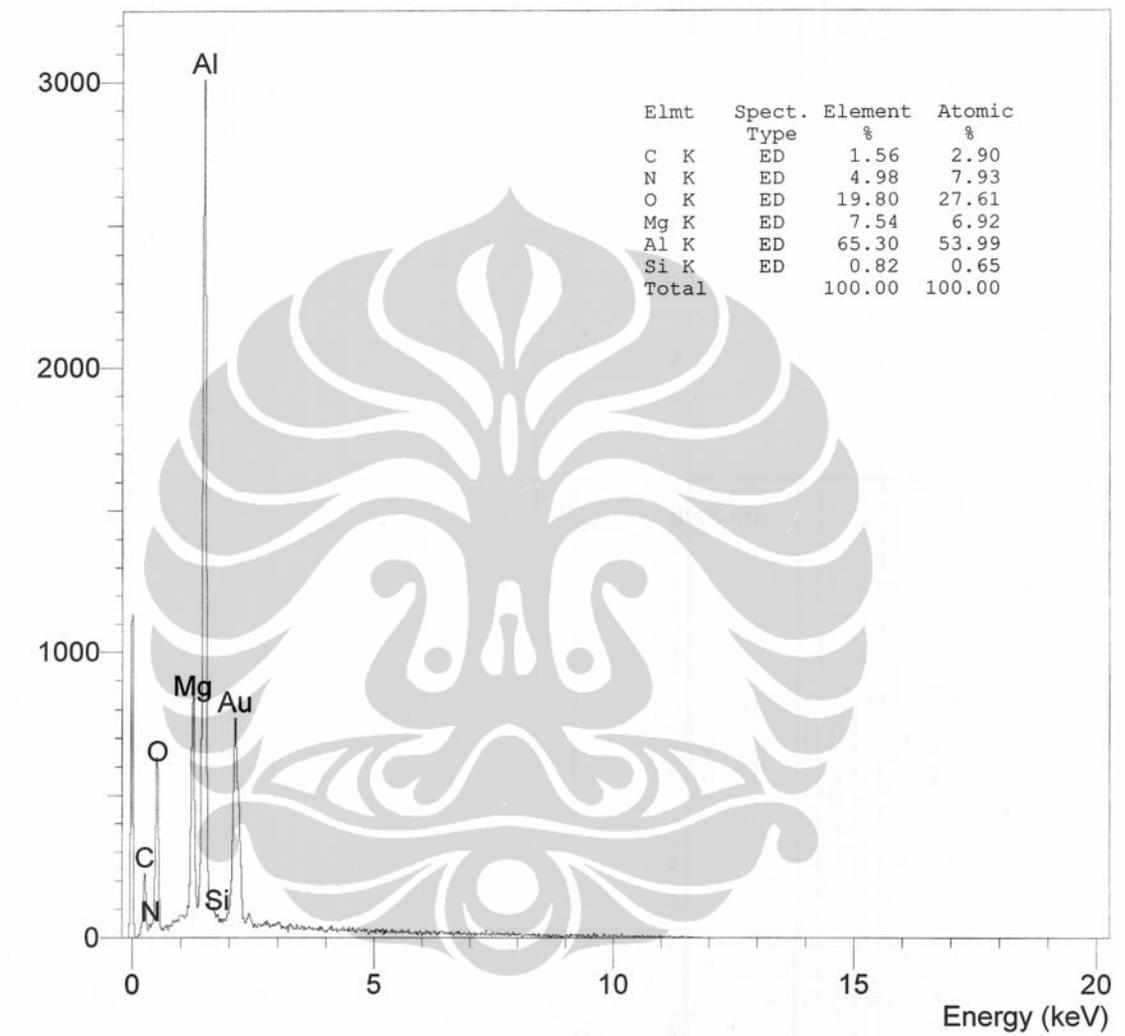
Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-8 (21/10/11 17:25)



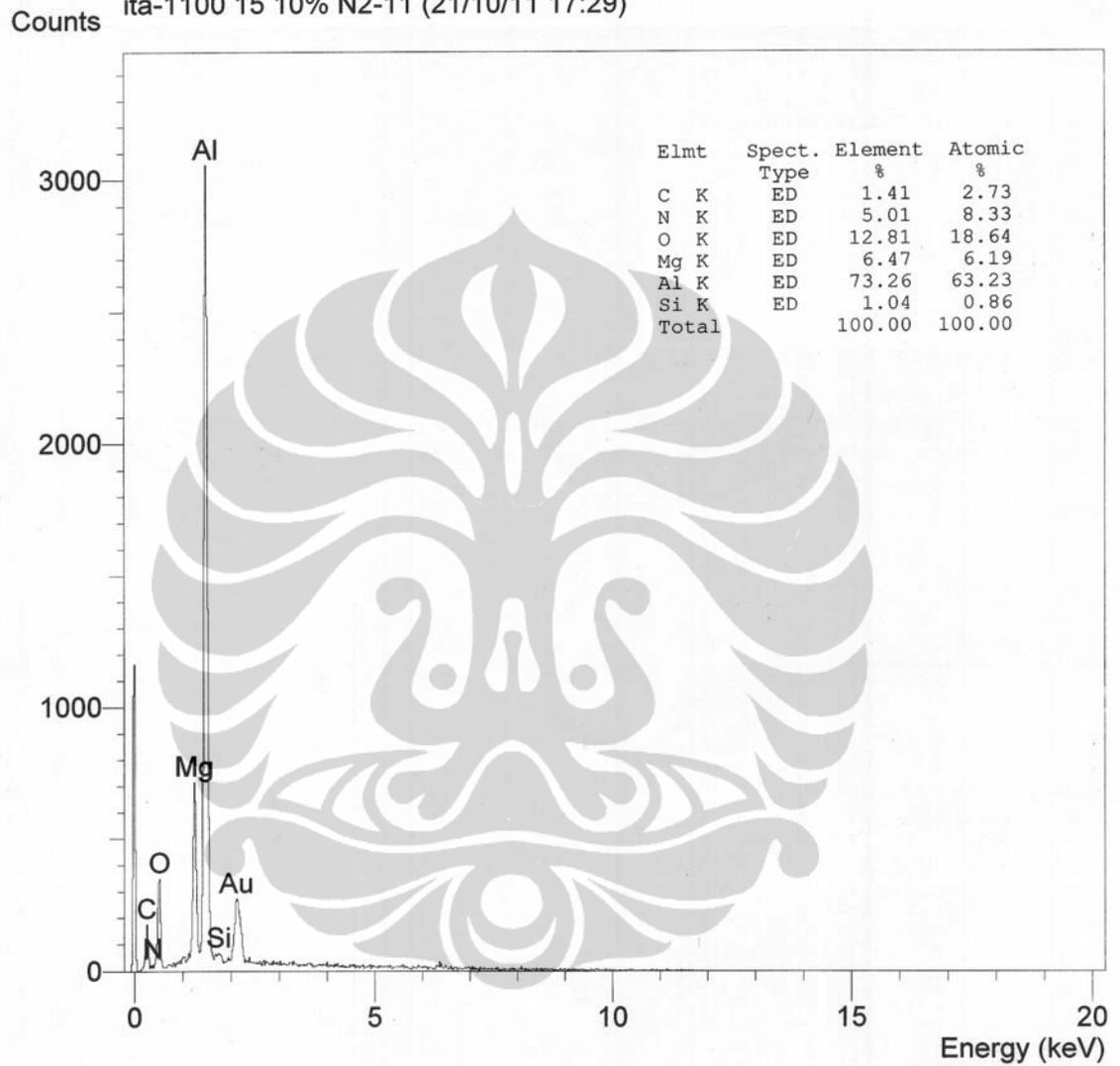
Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-9 (21/10/11 17:26)



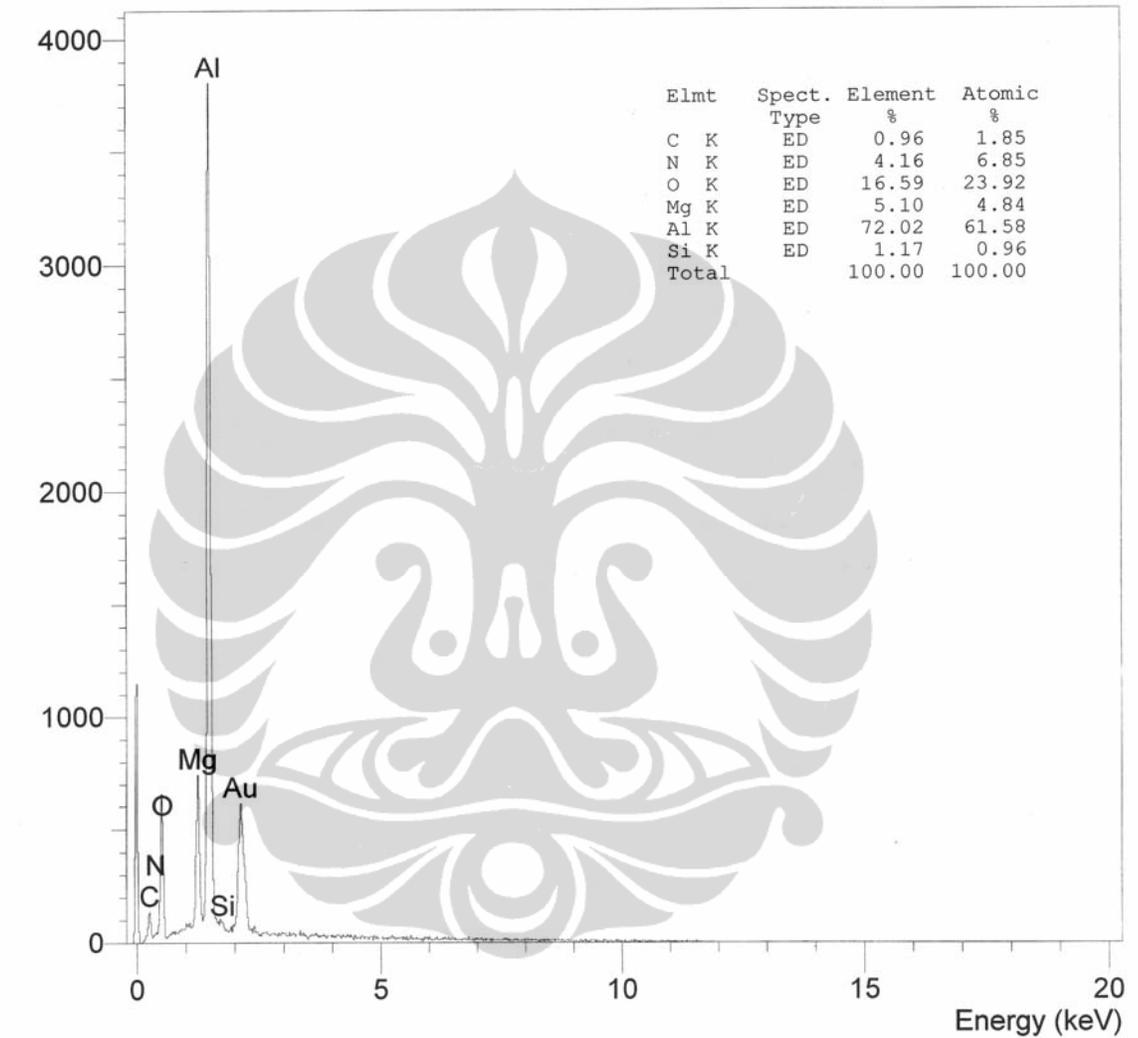
Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-10 (21/10/11 17:28)



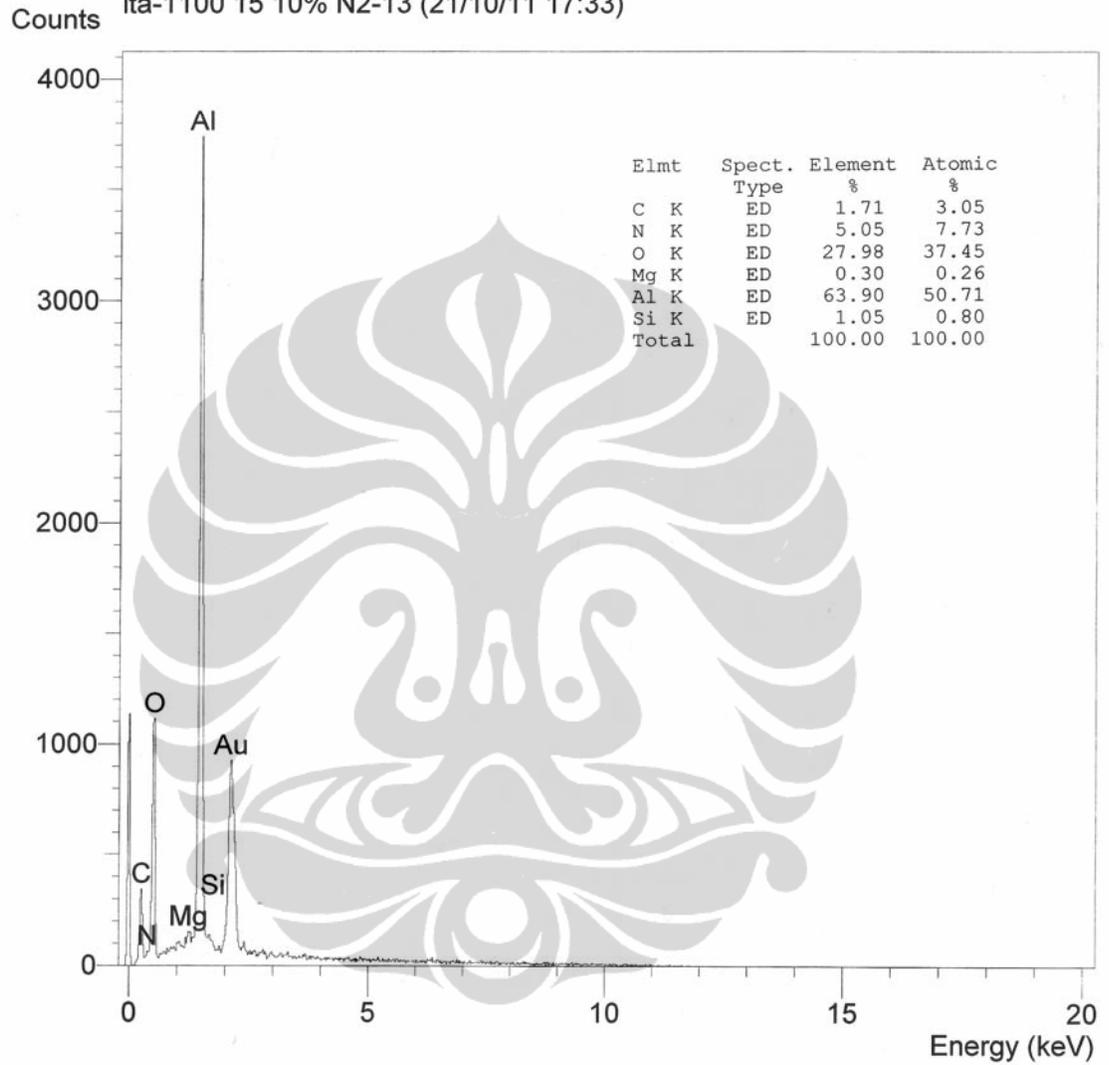
Operator : zakiyuddin
 Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
 ita-1100 15 10% N2-11 (21/10/11 17:29)



Operator : zakiyuddin
 Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
 ita-1100 15 10% N2-12 (21/10/11 17:30)

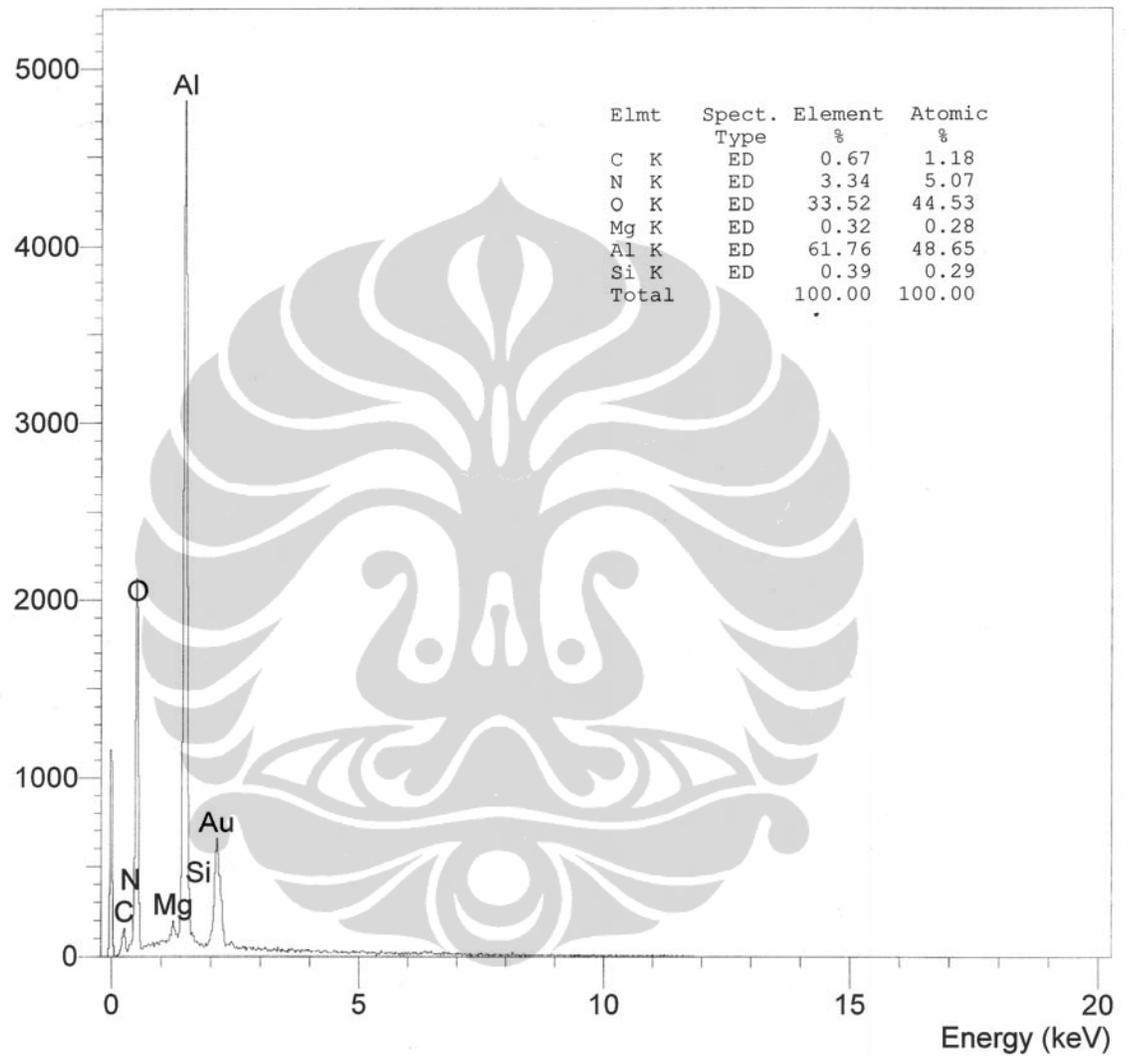


Operator : zakiyuddin
 Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
 ita-1100 15 10% N2-13 (21/10/11 17:33)

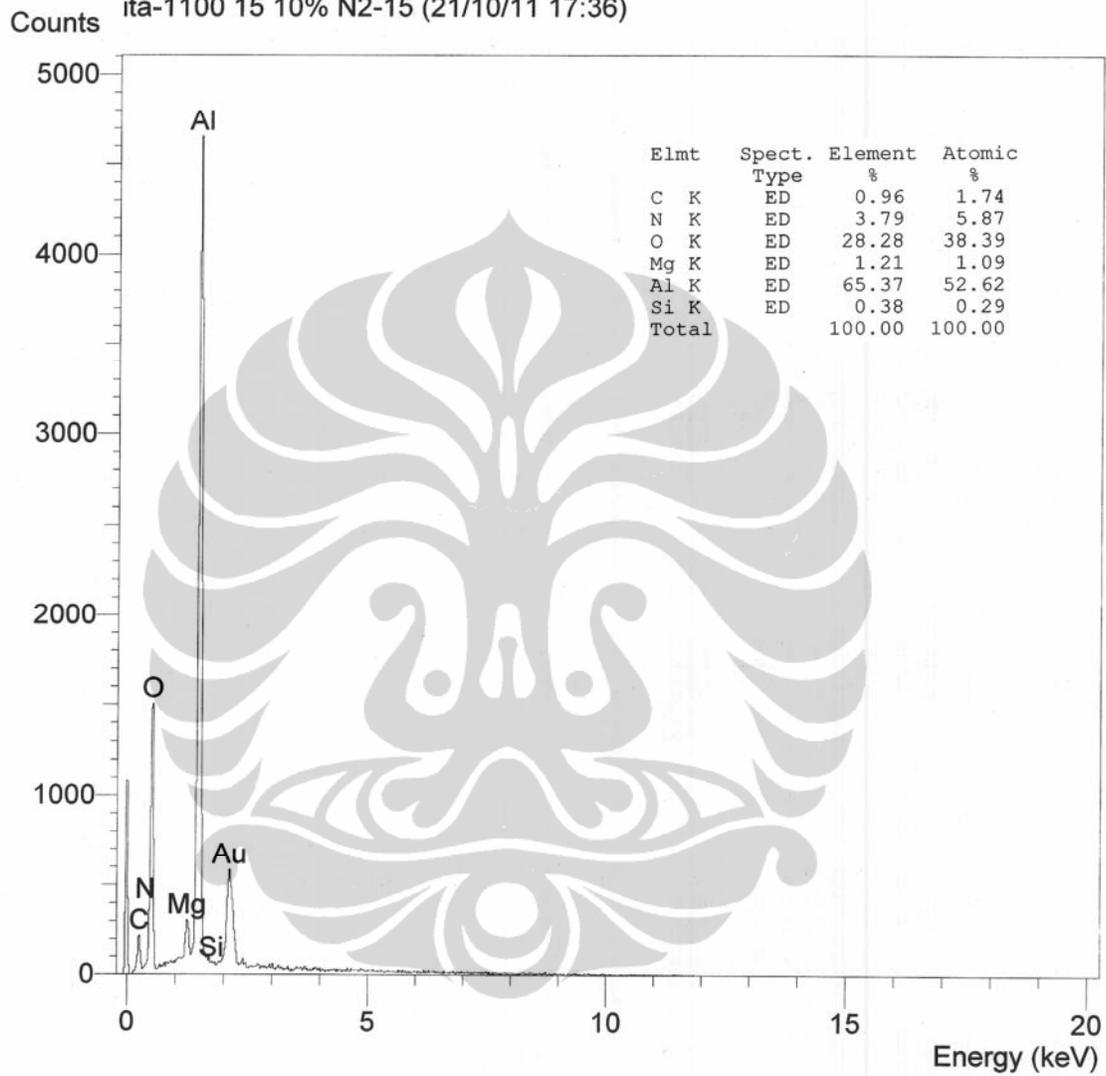


Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-14 (21/10/11 17:34)

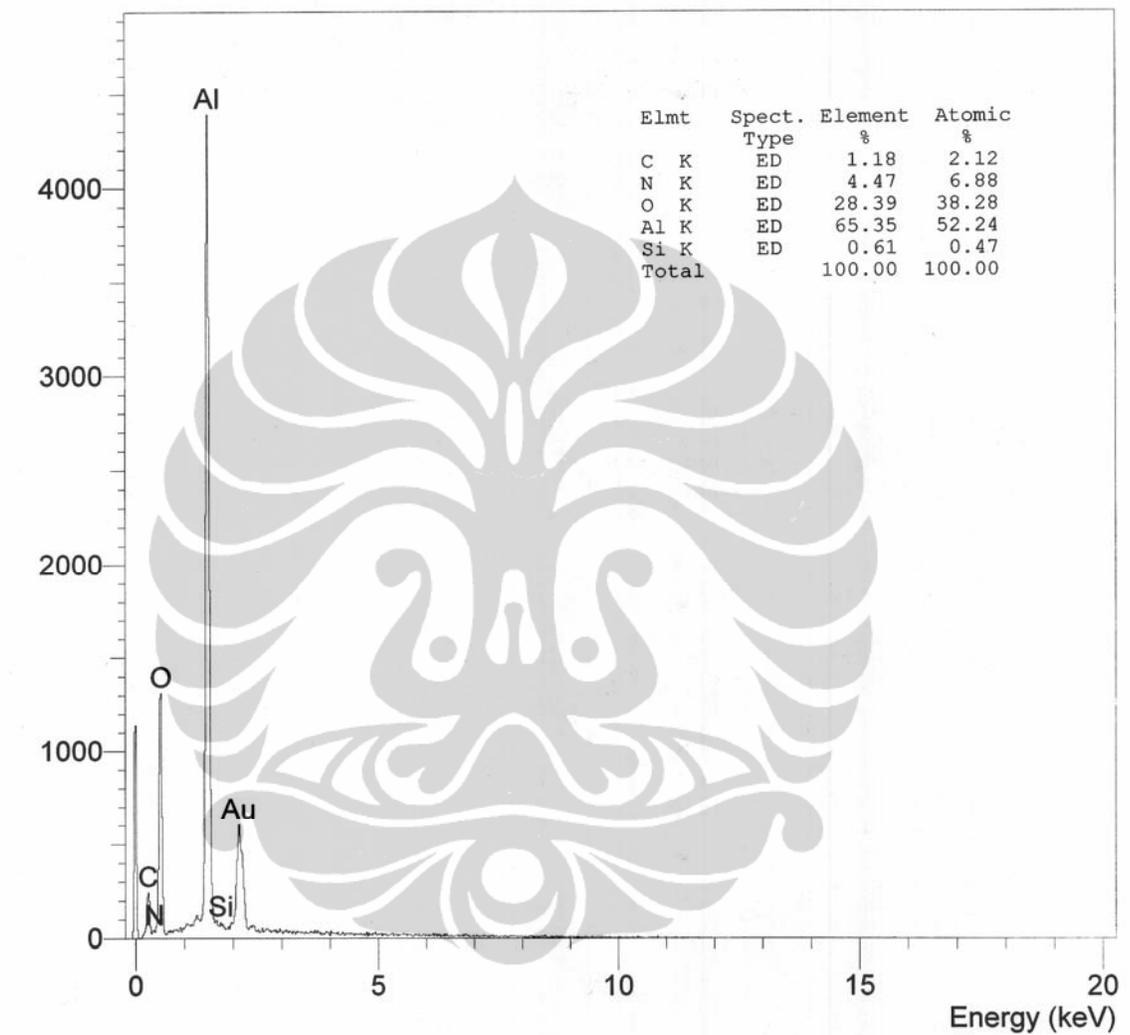
Counts



Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-15 (21/10/11 17:36)

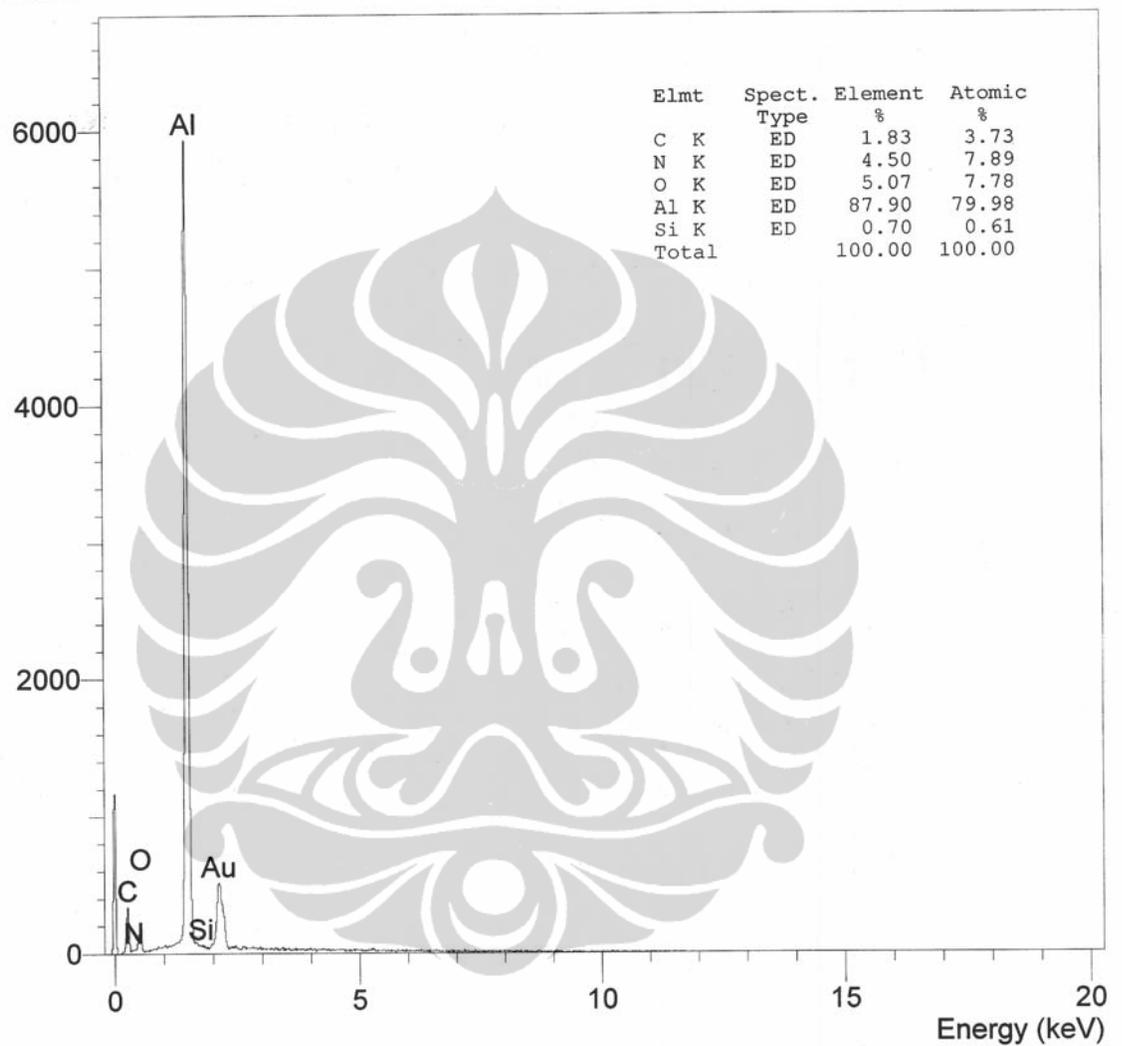


Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-17 (21/10/11 17:38)



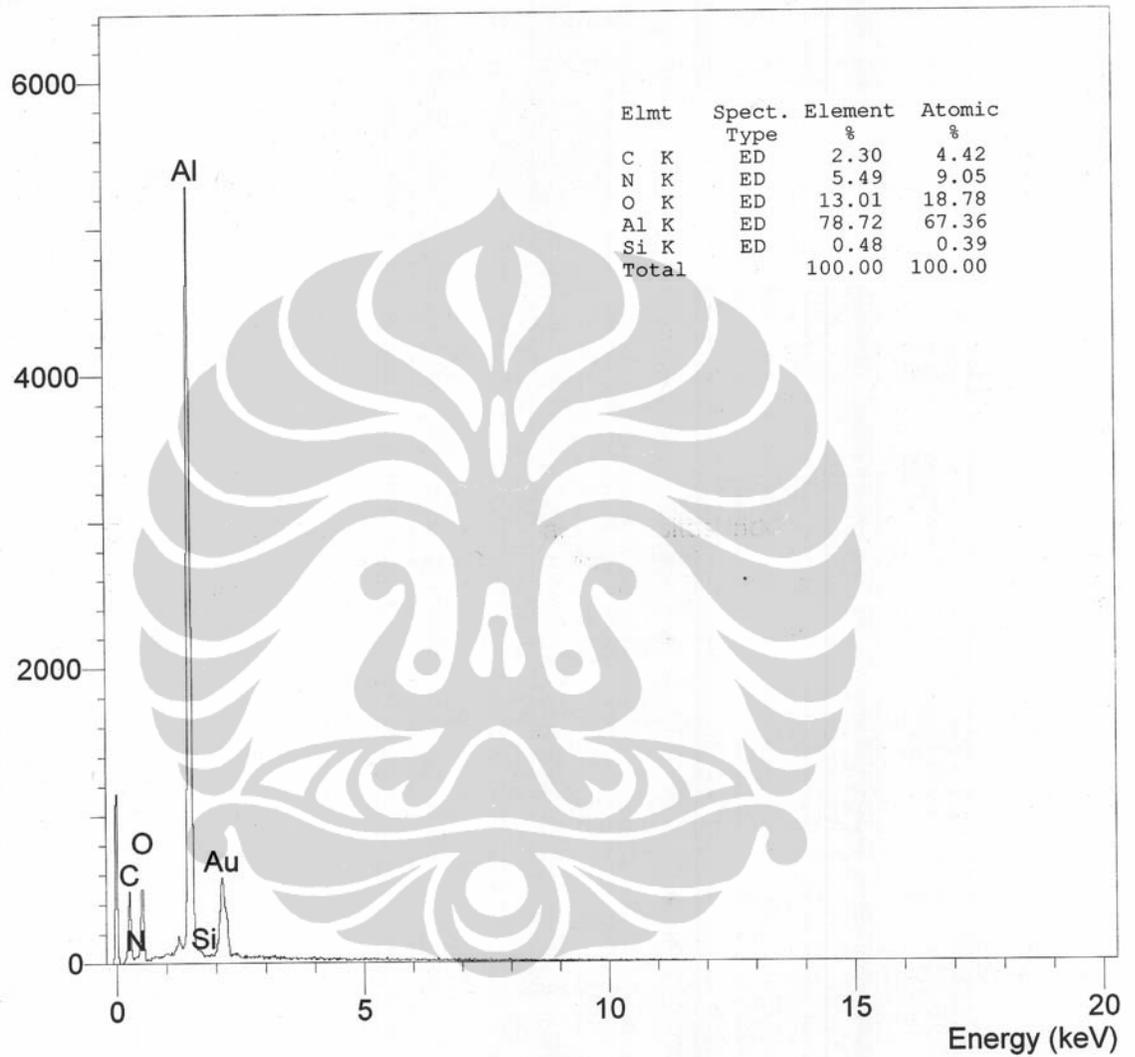
Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-18 (21/10/11 18:18)

Counts

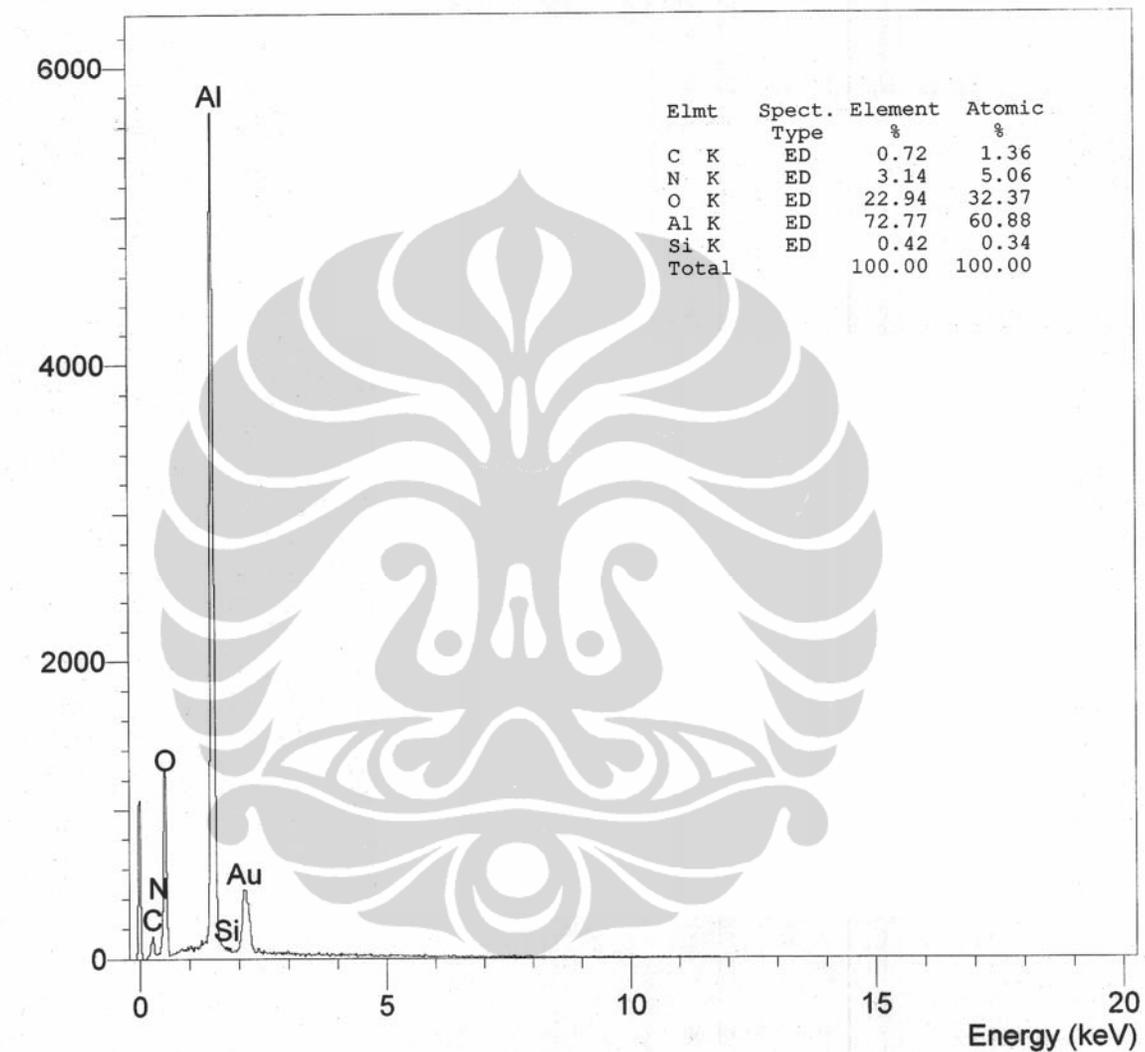


Operator : zakiyuddin
 Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
 ita-1100 15 10% N2-19 (21/10/11 18:20)

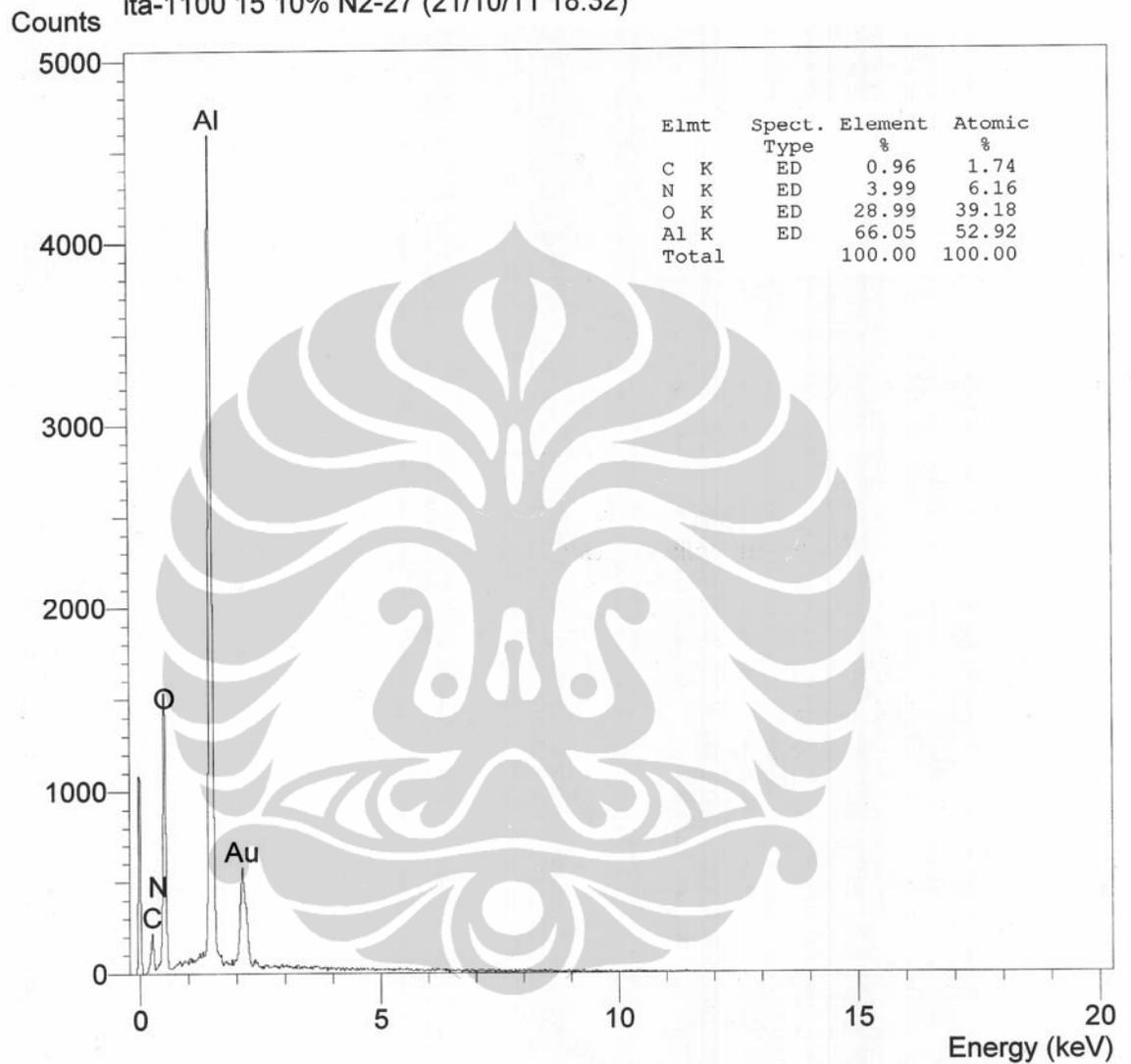
Counts



Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-20 (21/10/11 18:21)



Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-27 (21/10/11 18:32)



Operator : zakiyuddin
Client : Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
Job : Energy Dispersive X-Ray Analysis
ita-1100 15 10% N2-28 (21/10/11 18:33)

