



UNIVERSITAS INDONESIA

**PENGARUH VARIASI KOMPOSISI Cu DAN Mg PADA
PROSES PENUAAN DAN FENOMENA *RAPID HARDENING*
PADA PADUAN Al-Cu-Mg**

SKRIPSI

FARIZ AMMAR BUJAKESUMA

0706268480

**FAKULTAS TEKNIK
PROGRAM STUDI TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL
DEPOK
JULI 2011**



UNIVERSITAS INDONESIA

**PENGARUH VARIASI KOMPOSISI Cu DAN Mg PADA
PROSES PENUAAN DAN FENOMENA *RAPID HARDENING*
PADA PADUAN Al-Cu-Mg**

SKRIPSI

Diajukan sebagai salah satu syarat untuk memperoleh gelar Sarjana Teknik

FARIZ AMMAR BUJAKESUMA

0706268480

FAKULTAS TEKNIK

PROGRAM STUDI TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL

DEPOK

JULI 2011

HALAMAN PERNYATAAN ORISINALITAS

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

Nama : Fariz Ammar Bujakesuma

NPM : 0706268480

Tanda Tangan :

Tanggal : 20 Juli 2011

HALAMAN PENGESAHAN

Skripsi ini diajukan oleh :

Nama : Fariz Ammar Bujakesuma
NPM : 0706268480
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Skripsi : Pengaruh Variasi Komposisi Cu dan Mg pada Proses Penuaan dan Fenomena *Rapid Hardening* pada Paduan Al-Cu-Mg

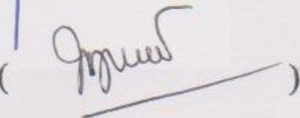
Telah berhasil dipertahankan di hadapan Dewan Penguji dan diterima sebagai bagian persyaratan yang diperlukan untuk memperoleh gelar Sarjana Teknik pada Program Studi Teknik Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia

DEWAN PENGUJI


Pembimbing : Prof. Dr. Ir. Bondan T. Sofyan, M.Si.

()

Penguji 1 : Dr. Ir. Myrna Ariati, M.S.

()

Penguji 2 : Deni Ferdian, ST., M.Sc.

()

Ditetapkan di : Depok

Tanggal : 20 Juli 2011

KATA PENGANTAR

Puji dan syukur senantiasa saya panjatkan kehadiran Allah SWT. karena dengan berkat dan rahmat-Nya, saya dapat menyelesaikan skripsi ini dengan sebaik-baiknya. Skripsi yang berjudul “Pengaruh Variasi Komposisi Cu dan Mg pada Proses Penuaan dan Fenomena *Rapid Hardening* pada Paduan Al-Cu-Mg” ini disusun untuk memenuhi sebagian persyaratan akademis dalam meraih gelar Sarjana Teknik di Departemen Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia.

Saya menyadari bahwa tanpa bantuan dan bimbingan dari berbagai pihak, dari masa perkuliahan sampai penyusunan skripsi ini, sangatlah sulit bagi saya untuk menyelesaikan skripsi ini. Oleh karena itu saya mengucapkan terima kasih kepada:

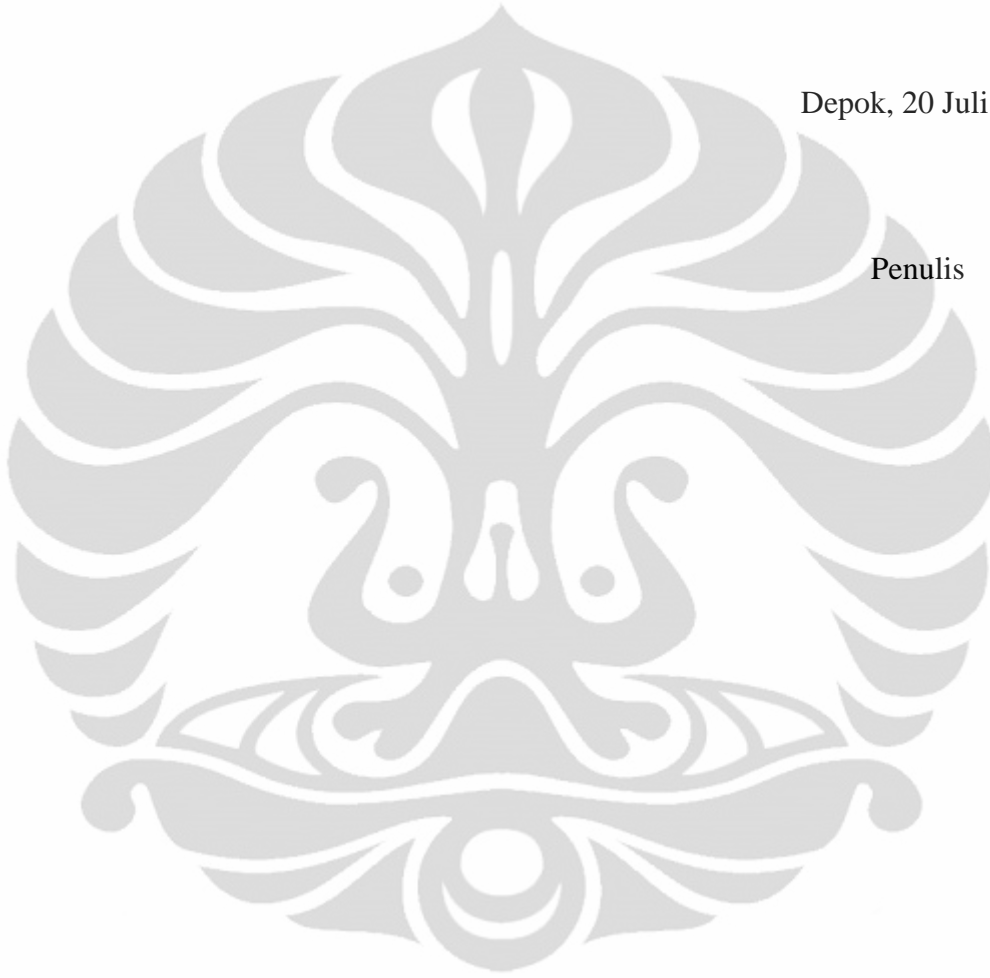
1. Prof. Dr. Ir. Bondan T. Sofyan M.Si, selaku dosen pembimbing yang telah menyediakan waktu, tenaga, dan pikiran untuk mengarahkan saya dalam penyusunan skripsi ini.
2. Prof. Simon P. Ringer dan Dr. Gang Sha, selaku pembimbing selama melaksanakan riset di University of Sydney.
3. Prof. Dr-Ing. Ir. Bambang Suharno, selaku Kepala Departemen Teknik Metalurgi dan Material FTUI.
4. Dr. Ir. Muhammad Anis, M.Met selaku Pembimbing Akademis penulis.
5. Dr. Ir. Myna Ariati, M.S dan Deni Ferdian, ST, M.Sc, selaku dosen penguji pada ujian skripsi.
6. Seluruh dosen dan sivitas akademika Departemen Metalurgi dan Material FTUI.
7. Kedua orangtua dan keluarga saya, yang telah memberikan bantuan dukungan moril dan materiil, senantiasa mencurahkan kasih sayang, dan selalu mendoakan penulis.
8. Kawan - kawan seperjuangan di Metalurgi dan Material angkatan 2007 yang memulai kekeluargaan sejak dikumpulkan di masa PPAM hingga saat ini dan membuat banyak kenangan indah dan pengalaman tidak terlupakan. Semoga ikatan keluarga ini terus hingga tua nanti.

9. Semua pihak yang telah membantu penyelesaian skripsi ini yang tidak dapat disebutkan satu persatu.

Akhir kata, saya berharap Allah SWT. berkenan membalas segala kebaikan semua pihak yang telah membantu. Semoga skripsi ini membawa manfaat bagi pengembangan ilmu metalurgi dan material ke depannya.

Depok, 20 Juli 2011

Penulis



**HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI TUGAS AKHIR
UNTUK KEPENTINGAN AKADEMIS**

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

Nama : Fariz Ammar Bujakesuma
NPM : 0706268480
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Departemen : Metalurgi dan Material
Fakultas : Teknik
Jenis Karya : Skripsi

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

**PENGARUH VARIASI KOMPOSISI Cu DAN Mg PADA PROSES
PENUAAN DAN FENOMENA *RAPID HARDENING* PADA
PADUAN Al-Cu-Mg**

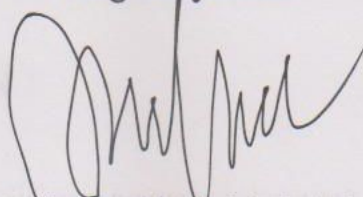
beserta perangkat yang ada (jika diperlukan). Dengan Hak Bebas Royalti Nonekklusif ini, Universitas Indonesia berhak menyimpan, mengalihmedia atau formatkan, mengelola dalam bentuk pangkalan data (*database*), merawat, dan mempublikasikan tugas akhir saya selama tetap mencantumkan nama saya sebagai penulis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

Demikian pernyataan ini saya buat dengan sebenarnya.

Dibuat di : Depok

Pada Tanggal : 20 Juli 2011

Yang menyatakan



Fariz Ammar Bujakesuma

ABSTRAK

Nama : Fariz Ammar Bujakesuma
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Tugas Akhir : Pengaruh Variasi Komposisi Cu dan Mg pada Proses Penuaan dan Fenomena *Rapid Hardening* pada paduan Al-Cu-Mg

Batasan rasio komposisi Cu : Mg yang mengalami fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg masih belum diketahui secara pasti. Selain itu juga, pengaruh komposisi Cu dan Mg pada rentang yang lebar terhadap respons penuaan belum pernah diamati dengan rinci. Penelitian ini mengamati pengaruh variasi komposisi Cu dan Mg pada fenomena *rapid hardening* dan respons penuaan pada paduan Al-Cu-Mg. Karakterisasi meliputi pengujian kekerasan Vickers dan pengamatan mikrostruktur dengan menggunakan mikroskop optik, SEM/EDS (*Scanning Electron Microscopy/Energy Dispersive Spectroscopy*), dan TEM (*Transmission Electron Microscopy*). Hasil menunjukkan bahwa peningkatan komposisi Cu dan Mg memperkecil ukuran butir dan meningkatkan fraksi volume partikel intermetalik yang terbentuk. Pada rentang komposisi Cu (1.1 – 3.0 at.%) dan Mg (1.7 – 3.5 at.%) yang lebar, pada paduan Al-Cu-Mg, batas rasio terjadinya fenomena *rapid hardening* belum dapat ditentukan dengan tepat. Komposisi dimana terjadi fenomena *rapid hardening* pada penuaan temperatur 170 °C ternyata fluktuatif. Pada saat *rapid hardening* (waktu penuaan 60 detik), loop dislokasi merupakan satu-satunya mikrostruktur yang ditemukan, sementara pada saat kekerasan puncak, ditemukan presipitat fasa S.

Kata Kunci :

Rapid hardening, Rasio Cu : Mg, Paduan Al-Cu-Mg, Penuaan, SEM, TEM

ABSTRACT

Name : Fariz Ammar Bujakesuma
Study Program : Metallurgy and Materials Engineering
Final Report Title : Effect of Cu and Mg Content on Ageing Response and Rapid Hardening Phenomenon in Al-Cu-Mg Alloys

The range of Cu : Mg ratio in Al-Cu-Mg alloy which undergoes rapid hardening has not been clearly understood. The ageing response on this alloy with wide Cu : Mg ratio has not been fully evaluated. This study observed the effect of Cu : Mg ratio on rapid hardening and ageing response of Al-Cu-Mg alloys. Characterization included Vickers Hardness Testing and Microstructural Observation by using Optical Microscope, SEM/EDS (*Scanning Electron Microscopy/Energy Dispersive Spectroscopy*), and TEM (*Transmission Electron Microscopy*). The results showed that the higher the Cu and Mg content, the smaller the grain size and the higher the volume fraction of intermetallic particles. Within the range of 1.1 – 3.0 at.% Cu and 1.7 – 3.5 at.% Mg, the Cu : Mg ratio at which rapid hardening occurred, was not able to define. The data was fluctuative at the ageing temperature of 170 °C. After rapid hardening (for 60 seconds of ageing), dislocation loops were observed. While at the peak hardness, the microstructure was strengthened by *S* precipitates.

Keywords :

Rapid hardening, Cu : Mg ratio, Al-Cu-Mg Alloys, Ageing, SEM, TEM

DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL.....	i
HALAMAN PERNYATAAN ORISINILITAS.....	ii
HALAMAN PENGESAHAN.....	iii
KATA PENGANTAR.....	iv
HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI TUGAS AKHIR UNTUK KEPENTINGAN AKADEMIS.....	vi
ABSTRAK.....	vii
<i>ABSTRACT</i>	viii
DAFTAR ISI.....	ix
DAFTAR GAMBAR.....	xiii
DAFTAR TABEL.....	xviii
DAFTAR RUMUS.....	xix
DAFTAR LAMPIRAN.....	xxi
BAB 1 PENDAHULUAN.....	1
1.1 Latar Belakang.....	1
1.2 Rumusan Masalah.....	5
1.3 Tujuan Penelitian.....	6
1.4 Ruang Lingkup Penelitian.....	7
1.5 Sistematika Penulisan.....	8
BAB 2 DASAR TEORI.....	9
2.1 Paduan Aluminium.....	9
2.1.1 <i>Non-Heat treatable Alloys</i>	12
2.1.1.1 Aluminium Murni (Seri 1xxx).....	12
2.1.1.2 Paduan Al-Mn dan Al-Mn-Mg (Seri 3xxx).....	12
2.1.1.3 Paduan Al-Mg (Seri 5xxx).....	13
2.1.2 <i>Heat-Treatable Alloys</i>	14
2.1.2.1 Paduan Al-Cu (Seri 2xxx).....	14

2.1.2.2 Paduan Al-Cu-Mg (Seri 2xxx).....	14
2.1.2.3 Paduan Al-Mg-Si (Seri 6xxx).....	15
2.1.2.4 Paduan Al-Zn-Mg (Seri 7xxx).....	15
2.1.2.5 Paduan Al-Zn-Mg-Cu (Seri 7xxx).....	15
2.2 Prinsip <i>Age Hardening</i> pada Paduan Aluminium	16
2.2.1 <i>Solution Treatment</i>	17
2.2.2 <i>Quenching</i>	17
2.2.3 Penuaan	18
2.2.3.1 Dekomposisi SSSS pada Proses Penuaan.....	21
2.3 Peranan Vakansi pada Proses Dekomposisi SSSS	28
2.3.1 <i>Vacancy-assisted diffusion</i>	29
2.3.2 Interaksi antara Vakansi dan Dislokasi.....	29
2.3.3 Interaksi antara Atom Terlarut dan Vakansi	30
2.4 Mekanisme Pengerasan pada <i>Age Hardening</i>	31
2.4.1 <i>Particle Shearing</i>	32
2.4.2 <i>Particle Looping</i>	33
2.4.3 Optimum <i>Strengthening</i>	34
2.5 <i>Age Hardening</i> pada Paduan Al-Cu-Mg	36
2.5.1 Diagram Fasa Kesetimbangan.....	36
2.5.1.1 <i>Cluster</i>	36
2.5.1.2 Zona GPB	36
2.5.1.3 Fasa <i>S</i>	37
2.5.1.4 Fasa <i>T</i>	38
2.5.1.5 Fasa σ	38
2.5.2 Efek dan Peranan dari Penambahan Unsur Tertentu pada <i>Age Hardening</i> Paduan Al-Cu-Mg.....	38
2.5.2.1 Daerah Fasa $\alpha + \theta$ (rasio Cu:Mg tinggi, seperti : Al-4Cu-0.3Mg)	39
2.5.2.2 Daerah Fasa $\alpha + S$ (rasio Cu:Mg sedang, seperti Al-2.5Cu-1.5Mg)	40
2.5.2.3 Daerah Fasa $\alpha + S + T$ (rasio Cu:Mg rendah, seperti Al-1.5Cu-4.0Mg)	40

2.6 Rapid Hardening Phenomenon	41
BAB 3 METODOLOGI PENELITIAN	44
3.1 Diagram Alir Penelitian.....	44
3.2 Peralatan dan Bahan	46
3.2.1 Peralatan	46
3.2.2 Bahan	47
3.3 Persiapan dan Pemrosesan Paduan.....	48
3.3.1 Peleburan (<i>Melting</i>) dan Pengecoran (<i>Casting</i>)	48
3.3.1.1 Tahapan Persiapan	49
3.3.1.2 Proses Peleburan (<i>Melting</i>) dan Pengecoran (<i>Casting</i>).....	55
3.3.2 Homogenisasi (<i>Homogenizing</i>).....	59
3.3.3 Canai Panas (<i>Hot Rolling</i>).....	60
3.4 Proses Perlakuan Panas (<i>Heat-Treatment</i>)	62
3.5 Pengujian	64
3.5.1 Pengujian Komposisi Kimia (ICP).....	64
3.5.2 Pengujian Kekerasan (<i>Hardness Testing</i>).....	65
3.5.3 Pengamatan Mikroskop Optik.....	66
3.5.3.1 Pengukuran Besar Butir.....	69
3.5.4 Pengamatan SEM/EDS (<i>Scanning Electron Microscopy/Energy Dispersive Spectroscopy</i>).....	71
3.5.4.1 Perhitungan Fraksi Volume Fasa Intermetalik.....	75
3.5.5 Pengamatan TEM (<i>Transmission Electron Microscopy</i>).....	77
BAB 4 HASIL DAN PEMBAHASAN	81
4.1 Karakterisasi Produk Cor Setelah Homogenisasi	81
4.2 Analisa Hasil Canai Panas pada Keretakan Sampel.....	92
4.3 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg terhadap Penuaan pada Temperatur 170°C.....	95
4.3.1 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg terhadap Respons Pengerasan Penuaan	95
4.3.2 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg pada Nilai Kekerasan Puncak	100

4.4 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg Terhadap Fenomena <i>Rapid Hardening</i>	112
4.5 Evolusi Mikrostruktur Selama Penuaan pada Temperatur 170 °C	118
4.5.1 Pengamatan SEM	118
4.5.2 Pengamatan TEM	118
BAB 5 KESIMPULAN DAN SARAN	123
5.1 Kesimpulan	123
5.2 Saran	127
REFERENSI.....	128
LAMPIRAN.....	134



DAFTAR GAMBAR

Gambar 2.1	Pengaruh kadar magnesium terhadap kekuatan tarik pada paduan aluminium	13
Gambar 2.2	Ilustrasi prinsip pengerasan melalui presipitasi pada Al-Cu	17
Gambar 2.3	Siklus penuaan, dimana garis putus-putus adalah proses T4 dan garis lurus adalah proses T6	19
Gambar 2.4	Perubahan sifat koheren endapan pada proses penuaan pada paduan Al-Cu; (a) larutan padat dengan distribusi acak dengan atom terlarut, (b) endapan koheren, (c) endapan semi koheren, dan (d) endapan inkoheren	20
Gambar 2.5	Perubahan energi bebas <i>Helmholtz</i> , sebagai fungsi dari n (jumlah atom)	22
Gambar 2.6	Skema struktur antarmuka. (a) Batas koheren dengan regangan vakansi dan (b) batas semikoheren dengan dislokasi vakansi	24
Gambar 2.7	Diagram fasa Al-Cu yang menunjukkan fasa metastabil zona GP, θ' , dan θ''	25
Gambar 2.8	Struktur kristal fasa stabil dan transisi pada paduan Al-Cu	26
Gambar 2.9	Variasi laju pertumbuhan dr/dt terhadap jari-jari partikel r	28
Gambar 2.10	Proses pembentukan loop dislokasi yang berbentuk prisma. (a) Kristal memiliki konsentrasi vakansi yang cukup banyak. (b) terjadi pengumpulan dislokasi pada titik tertentu. (c) kisi kristal rusak dan membentuk loop dislokasi	30
Gambar 2.11	Gambaran hubungan antara kekuatan dan ukuran partikel pada <i>age hardening alloy</i>	31
Gambar 2.12	Gambaran skematis proses pemotongan partikel kecil oleh pergerakan dislokasi	32
Gambar 2.13	Mekanisme <i>Orowan Looping</i>	34
Gambar 2.14	Diagram fasa terner Al-Cu-Mg pada temperatur 460 °C dan 190 °C. $\alpha = Al$, $\theta = Al_2Cu$, $S = Al_2CuMg$, $T = Al_6CuMg_4$	37
Gambar 3.1	Diagram Alir Penelitian	44
Gambar 3.2	Tampilan fisik <i>Vacuum Casting Machine VTC200</i>	48

Gambar 3.3	Tampilan permukaan hasil pemotongan pada (a) logam aluminium, (b) logam tembaga, dan (c) logam magnesium.....	53
Gambar 3.4	Peralatan dan bahan yang digunakan dalam pemotongan logam murni. (a) <i>Accutom-50 (diamond saw)</i> , (b) Gergaji tangan manual, dan (c) <i>cutting wheel 10S20</i>	54
Gambar 3.5	Timbangan listrik yang digunakan dalam proses preparasi sampel	55
Gambar 3.6	Tampilan layar LCD pada VTC200 dengan berbagai parameter proses	58
Gambar 3.7	Tahapan proses homogenisasi yang terdiri atas (a) pengaturan sampel, (b) pemanasan sampel di dalam dapur <i>muffle</i> , dan (c) <i>quenching</i> ke dalam air dingin	60
Gambar 3.8	Mesin <i>rolling</i> manual dan contoh sampel hasil canai panas	61
Gambar 3.9	(a) Dimensi spesimen uji untuk perlakuan panas dan keranjang tempat spesimen pada proses (b) <i>solution treatment</i> dan (c) penuaan	63
Gambar 3.10	(a) <i>Salt Bath</i> dan (b) <i>Oil Bath</i> yang digunakan pada proses perlakuan panas paduan Al-Cu-Mg.....	63
Gambar 3.11	(a) <i>Dry Ice</i> dan (b) nitrogen cair yang digunakan untuk mengurangi kemungkinan terjadinya <i>natural ageing</i>	64
Gambar 3.12	Mesin pengeboran yang digunakan untuk menghasilkan <i>debris</i> .	65
Gambar 3.13	Hasil pengumpulan <i>debris</i> dari pengeboran yang siap untuk dilakukan pengujian komposisi kimia (ICP).....	65
Gambar 3.14	Mikroskop optik digital Olympus CX41 yang digunakan dalam penelitian ini.....	66
Gambar 3.15	Mesin <i>mounting CitoPress-10</i> yang digunakan dalam preparasi sampel metalografi	67
Gambar 3.16	Mesin amplas <i>RotoPol-22</i> yang digunakan dalam preparasi sampel metalografi	68
Gambar 3.17	Mesin poles <i>Tegrapol-25</i> yang digunakan dalam preparasi sampel metalografi	69

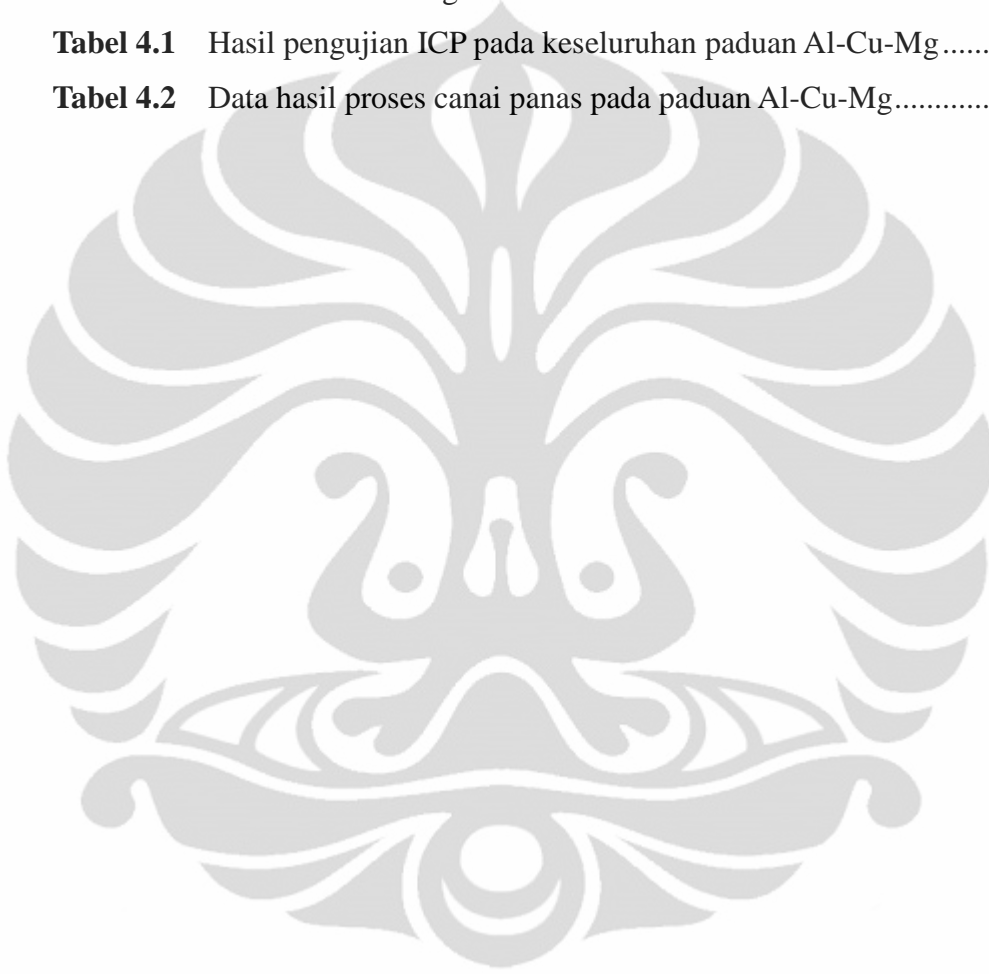
Gambar 3.18	Lingkaran yang digunakan untuk penghitungan besar butir dengan Metode Intercept Heyn	70
Gambar 3.19	Skematis sederhana dari SEM.....	72
Gambar 3.20	Mesin SEM (a) Zeiss Evo, (b) Zeiss Ultra, dan (c) Jeol JSM-636 yang digunakan untuk karakterisasi partikel intermetalik pada paduan Al-Cu-Mg	73
Gambar 3.21	Skematis <i>test grid</i> yang digunakan dalam perhitungan fraksi volume intermetalik	76
Gambar 3.22	Skematis sederhana dari sebuah TEM	77
Gambar 3.23	Skematis gambar spesimes hasil <i>electropolishing</i> untuk pengujian TEM	78
Gambar 3.24	Mesin TEM (a) Phillips CM12 dan (b) Jeol 1400 yang digunakan untuk mengetahui evolusi mikrostruktur pada paduan Al-Cu-Mg	80
Gambar 4.1	Grafik perbandingan komposisi Cu hasil pengujian komposisi kimia (ICP) dan yang diinginkan pada (a) paduan Al-1.1Cu-xMg, (b) paduan Al-1.7Cu-xMg, (c) paduan Al-2.4Cu-xMg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-xMg.....	84
Gambar 4.2	Grafik perbandingan komposisi Mg hasil pengujian komposisi kimia (ICP) dan yang diinginkan pada (a) paduan Al-1.1Cu-xMg, (b) paduan Al-1.7Cu-xMg, (c) paduan Al-2.4Cu-xMg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-xMg.....	88
Gambar 4.3	Skematis pengambilan sampel untuk pengamatan cacat hasil pengecoran pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg(<i>at.%</i>)	89
Gambar 4.4	Mikrostruktur paduan Al-5.5Cu-3.0Mg pada bagian (a) atas, (b) tengah, (c) pinggir, dan (d) bawah, sesuai keterangan pada Gambar 4.3	91
Gambar 4.5	Tampilan permukaan hasil proses canai panas. (a) tampak bagus tanpa retak, (b) terdapat cukup banyak retak, tetapi masih bisa digunakan, (c) terdapat banyak sekali retak sehingga tidak bisa digunakan untuk proses selanjutnya	94

Gambar 4.6	Kurva <i>age hardening</i> pada (a) paduan Al-1.1Cu-xMg, (b) paduan Al-1.7Cu-xMg, (c) paduan Al-2.4Cu-xMg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-xMg, dimana x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, dan 3.5 pada temperatur 170 °C.....	97
Gambar 4.7	Kurva <i>age hardening</i> pada (a) paduan Al-xCu-1.7Mg, (b) paduan Al-xCu-2.2Mg, (c) paduan Al-xCu-2.7Mg, (d) paduan Al-xCu-3.0Mg, dan (e) paduan Al-xCu-3.5Mg, dimana x = 1.1, 1.7, 2.2, dan 3.0 pada temperatur 170 °C selama 168 jam.....	99
Gambar 4.8	Kurva pengaruh komposisi Cu dan Mg pada nilai kekerasan puncak	101
Gambar 4.9	Pengaruh kadar Mg terhadap besar butir yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-1.7Mg, (b) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (c) paduan Al-1.1Cu-3.0Mg, dan (d) paduan Al-1.1Cu-3.5Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak	102
Gambar 4.10	Pengaruh kadar Cu terhadap besar butir yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (b) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, dan (c) paduan Al-3.0Cu-2.7Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak.....	103
Gambar 4.11	Pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap ukuran mikrostruktur pada paduan Al-Cu-Mg saat tercapainya kekerasan puncak.....	104
Gambar 4.12	Hasil pengujian SEM/EDS pada paduan Al-2.4Cu-3.0Mg (<i>at.%</i>) yang menunjukkan adanya unsur Al, Cu, dan Mg pada (b) matriks dan (c) partikel intermetalik.....	106
Gambar 4.13	Hasil pengamatan SEM/EDS pada paduan Al-2.4Cu-1.7Mg (<i>at.%</i>) yang menunjukkan (b) adanya unsur Al, Cu, Mg, dan Fe pada partikel intermetalik.....	107
Gambar 4.14	Pengaruh kadar Cu terhadap kuantitas intermetalik yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (b) paduan Al-1.7Cu-2.7Mg, (c) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-2.7Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan.....	108

Gambar 4.15	Pengaruh Kadar Cu terhadap fraksi volume partikel intermetalik pada paduan Al- x Cu-2.7Mg	109
Gambar 4.16	Pengaruh kadar Mg terhadap kuantitas intermetalik yang terbentuk pada (a) paduan Al-2.4Cu-1.7Mg, (b) paduan Al-2.4Cu-2.2Mg, (c) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, (d) paduan Al-2.4Cu-3.0Mg, dan (e) paduan Al-2.4Cu-3.5Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak.....	110
Gambar 4.17	Pengaruh Kadar Mg terhadap fraksi volume partikel intermetalik pada paduan Al-2.4Cu- x Mg	111
Gambar 4.18	Pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap fenomena <i>rapid hardening</i> pada paduan Al-Cu-Mg dengan orientasi Cu dalam (a) versi 3-dimensi dan (b) versi 2-dimensi dan Mg dalam (c) versi 3-dimensi dan (d) versi 2-dimensi.....	113
Gambar 4.19	Pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap efek <i>rapid hardening</i> pada paduan Al-Cu-Mg dengan orientasi Cu dalam (a) versi 3-dimensi dan (b) versi 2-dimensi dan Mg dalam (c) versi 3-dimensi dan (d) versi 2-dimensi.....	115
Gambar 4.20	Pengaruh Cu dan Mg dalam kontribusi <i>rapid hardening</i> terhadap peningkatan kekerasan puncak pada paduan Al-1.1Cu- x Mg, dimana $x = 0, 0.2, 0.5, 1.0, \text{ dan } 1.7$ (at.%)	117
Gambar 4.21	Evolusi mikrostruktur selama penuaan (a) <i>under age</i> (1 jam), (b) <i>peak age</i> (48 jam), dan (c) <i>over age</i> (168 jam) pada temperatur 170 °C pada paduan Al-1.7Cu-1.7Mg	119
Gambar 4.22	Loops dislokasi yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.7Cu-2.2Mg dan (b) paduan Al-2.4Cu-3.5Mg selama penuaan 60 detik (<i>rapid hardening</i>) pada temperatur 170 °C	120
Gambar 4.23	Presipitat <i>S</i> yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.7Cu-2.2Mg dan (b) paduan Al-2.4Cu-3.5Mg selama penuaan 48 jam (kekerasan puncak) pada temperatur 170 °C	122

DAFTAR TABEL

Tabel 2.1	Karakteristik aluminium secara umum.....	9
Tabel 2.2	Kelarutan dari beberapa logam dalam aluminium.....	10
Tabel 3.1	Komposisi material untuk setiap formulasi penelitian	50
Tabel 3.2	Pemilihan ukuran grid berdasarkan estimasi fraksi volume	76
Tabel 4.1	Hasil pengujian ICP pada keseluruhan paduan Al-Cu-Mg.....	81
Tabel 4.2	Data hasil proses canai panas pada paduan Al-Cu-Mg.....	93



DAFTAR RUMUS

$$\Delta G = V\Delta G_v + A\gamma + V\Delta G_s \quad (2.1)$$

Dimana :

A = luas antarmuka fasa kedua,

γ = energi antarmuka per satuan luas, dan

ΔG = energi regangan ketidakcocokan per satuan volume dari fasa baru.

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 (\Delta G_v - \Delta G_s) + 4\pi r^2 \gamma \quad (2.2)$$

Dimana :

Nilai γ bervariasi tergantung pada koherensi antarmuka.

$$\ln(S_r/S) = 2\gamma\Omega/kTr \quad (2.3)$$

Dimana :

S = konsentrasi kesetimbangan,

γ = energi antarmuka partikel/matriks, dan

Ω = volume atom.

$$4\pi r^2(dr/dt) = D4\pi R^2(dS/dR) \quad (2.4)$$

Dimana :

dS/dR = gradien konsentrasi pada anulus dengan jarak R dari pusat partikel.

$$\ln(S_r/S) = (2\gamma - \gamma_g)\Omega/kTx \quad (2.5)$$

Dimana :

γ_g = energi batas butir per satuan luas.

$$\text{loss of element (wt. \%)} = \text{initial composition} - \text{ICP composition} \quad (3.1)$$

Dimana :

initial composition = komposisi kimia target, dan

ICP composition = komposisi hasil pengujian kimia ICP.

$$\% \text{ loss of element} = \frac{\text{initial composition} - \text{ICP composition}}{\text{initial composition}} \times 100 \% \quad (3.2)$$

$$\text{Cu addition (gram)} = 5 \% \times \text{massa awal Cu (gram)} \quad (3.3)$$

$$NL = \frac{Ni}{L/M} \quad (3.4)$$

Dimana :

N_L = jumlah *intercept* per satuan panjang,

N_i = jumlah *intercept* dari hasil penjumlahan,

L = panjang garis total (500 mm), dan

M = perbesaran yang digunakan.

$$G = (6.643856 \log N_L) - 3.288 \quad (3.5)$$

Dimana :

N_L = jumlah *intercept* per satuan panjang, dan

G = besar butir menurut ASTM.

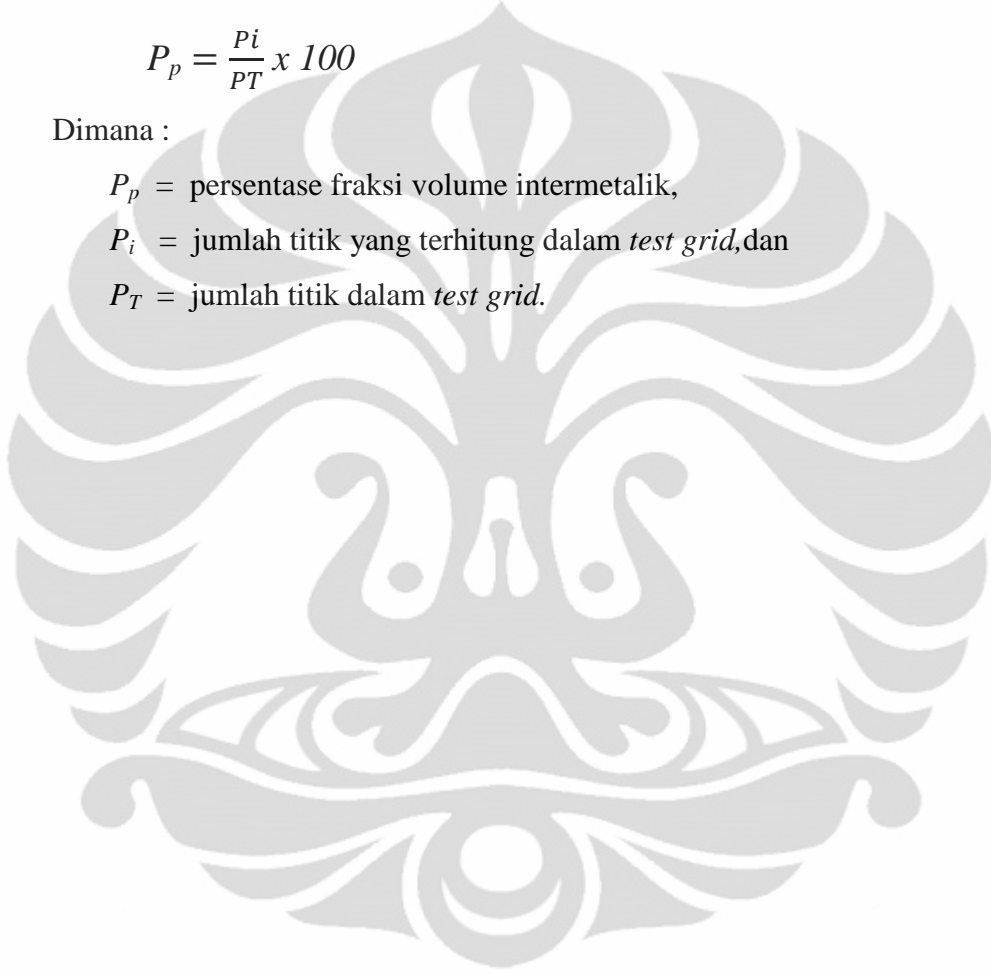
$$P_p = \frac{P_i}{P_T} \times 100 \quad (3.6)$$

Dimana :

P_p = persentase fraksi volume intermetalik,

P_i = jumlah titik yang terhitung dalam *test grid*, dan

P_T = jumlah titik dalam *test grid*.



DAFTAR LAMPIRAN

Lampiran 1 Sertifikat logam murni Aluminium untuk pengecoran	135
Lampiran 2 Komposisi kimia dari paduan Al-Cu-Mg dalam <i>wt.%</i>	136
Lampiran 3 Data kekerasan dari paduan Al-Cu-Mg (<i>at.%</i>)	137
Lampiran 4 Hasil pengukuran ukuran butir yang terbentuk selama penuaan °C saat tercapainya kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg	170 157
Lampiran 5 Data nilai kekerasan puncak dari keseluruhan paduan Al-Cu-Mg .	158
Lampiran 6 Perhitungan fraksi volume partikel intermetalik	159
Lampiran 7 Data nilai kekerasan yang mencerminkan fenomena rapid hardening (RH) pada paduan Al-Cu-Mg	160
Lampiran 8 Data nilai kekerasan yang mencerminkan kontribusi <i>rapid hardening</i> (RH) terhadap <i>peak hardness</i> (PH) pada paduan Al-Cu-Mg.....	161

BAB 1

PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang

Sejak tahun 1930-an, paduan Al-Cu-Mg (seri 2xxx) sangat luas digunakan untuk aplikasi di pesawat terbang, khususnya pada bagian badan dan sayap pesawat [1,2]. Hal ini dikarenakan sifat dari paduan ini yang memenuhi persyaratan, antara lain : ringan, memiliki kekuatan yang cukup tinggi, memiliki kekuatan yang cukup baik pada temperatur tinggi, ulet, ketahanan mulur dan lelah yang baik, ketahanan terhadap korosi yang bagus, mudah di fabrikasi, dan relatif murah. Walaupun dalam perkembangannya komposit matriks polimer sudah cukup banyak digunakan dalam aplikasi pesawat terbang modern, namun paduan aluminium tetap menjadi pilihan utama [2]. Untuk itu, pencarian terhadap komposisi yang efektif sehingga didapatkan sifat terbaik menjadi tantangan yang perlu dijawab kedepannya.

Beberapa jenis paduan aluminium, seperti paduan Al-Cu-Mg, paduan Al-Cu-Mg dengan penambahan unsur Ag [3-13], paduan Al-Zn-Mg dengan penambahan unsur Cu [14], memperlihatkan fenomena *rapid hardening* dan memberikan sifat mekanis yang baik setelah dilakukan perlakuan penuaan pada temperatur relatif cukup tinggi [15-22]. Ketika diberikan perlakuan penuaan pada rentang temperatur 100 – 200 °C, maka akan terjadi dua tahapan proses pengerasan pada paduan Al-Cu-Mg yang berada pada regional fasa $\alpha + S$, yang dipisahkan oleh daerah datar [3,14,23]. Tahapan pertama terjadi sangat cepat (*rapid hardening*), hanya dibutuhkan waktu 60 detik setelah perlakuan penuaan, kekerasan paduan akan meningkat hingga 70 % dari nilai kekerasan maksimum yang diperoleh, tergantung pada komposisi paduan [5]. Peningkatan kekerasan ini terjadi disebabkan oleh terbentuknya *clusters* dari atom-atom Cu-Mg [5, 24-37]. Selanjutnya selama beberapa jam atau hari, kurva kekerasan akan menunjukkan daerah datar (*plateau*), yang kemudian diikuti dengan tahapan proses pengerasan kedua (*second hardening*) hingga mencapai nilai kekerasan puncak. Peningkatan kekerasan hingga mencapai kekerasan puncak terjadi disebabkan oleh terbentuknya fasa endapan *S* [38-48].

Pemahaman terhadap asal-usul dan mekanisme dari fenomena *rapid hardening* setelah proses *artificial ageing* pada paduan Al-Cu-Mg masih menjadi perdebatan di kalangan peneliti. Ada yang berpendapat bahwa mekanisme dari fenomena ini berasal dari terbentuknya zona Guinier-Preston-Bagaryatsky (GPB) [49-52], sementara yang lain berpendapat berasal dari pembentukan *co-cluster* atom Cu-Mg, sedangkan beberapa kalangan lain berpendapat berasal dari interaksi antara dislokasi dan unsur terlarut yang terjadi pada paduan Al-Cu-Mg.

Pada awal tahun 1960-an, Silcock [49] yang meneliti paduan Al-Cu-Mg dengan rasio berat Cu : Mg sama dengan 7 : 1 (Al-3.53Cu-0.48Mg dan Al-1.71Cu-0.33Mg (wt.%) dan 2.2 : 1 (Al-3.15Cu-1.52Mg dan Al-1.29Cu-0.69Mg (wt.%) mengemukakan bahwa fenomena *rapid early hardening* disebabkan oleh terbentuknya zona GPB (Guinier-Preston-Bagaryatsky) dan kekerasan puncak dicapai akibat terbentuknya endapan fasa *S'* dengan menggunakan metode *single crystal X-rays* pada Cu : Mg sama dengan 2.2 : 1. Sementara pada Cu : Mg sama dengan 7 : 1, ditemukan zona GP dan GPB secara bersama-sama pada rentang temperatur 110 – 130 °C.

Pendapat yang dikemukakan Silcock dipercaya secara luas dan terus dipertahankan selama bertahun-tahun hingga akhirnya pada tahun 1997, Ringer *et al.* mendapatkan hasil yang berbeda terhadap asal-usul fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg. Dengan menggunakan APFIM (*Atom Probe Field Ion Microscopy*), Ringer *et al.* [24] menemukan jumlah yang signifikan dari *co-clusters* atom Cu-Mg pada penuaan temperatur 150 °C selama 60 detik yang dipercaya bertanggung jawab terhadap asal-usul fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-1.1Cu-1.7Mg (at.%). Pendapat ini dikenal dengan istilah *cluster hardening*. Dengan menggunakan TEM (*Transmission Electron Microscopy*), GPB yang dikemukakan Silcock sebagai asal-usul *Rapid Early Hardening*, tidak ditemukan hingga mendekati akhir dari daerah *plateau* dan muncul pada saat kekerasan puncak. Menurut Ringer *et al.*, GPB dipercaya memiliki peranan penting dan bertanggung jawab terhadap fenomena *second hardening*.

Clusters dapat dibedakan dengan zona, dari segi bentuk, ukuran, komposisi, orientasi, dan strukturnya. *Clusters* sangat berukuran kecil dan mengandung sekitar 10 - 50 atom, serta tersebar merata sehingga mampu

mengunci pergerakan dislokasi. Tahapan fenomena *age hardening* yang ditemukan oleh Ringer *et al.* dapat ditulis sebagai berikut :

Super saturated solid solution (SSSS) → *pre-precipitate stage* (Cu-Mg co-clusters) → GPB zones + S → S

Menanggapi hasil yang dikemukakan Ringer *et al.*, pada tahun 1998, Zahra *et al.* [53] berkomentar bahwa zona GPB juga berpengaruh terhadap fenomena *rapid hardening* yang didapat dengan menggunakan *Calorimetry*, HREM (*High Resolution Electron Microscopy*), dan EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) pada paduan Al-0.87Cu-1.44Mg (*at.%*). Zahra *et al.* juga mengkonfirmasi adanya fasa *S''* bersama-sama dengan fasa *S'* yang menyebabkan fenomena *second hardening* terjadi.

Kemudian pada tahun 2001, Nagai *et al.* [54] mengemukakan teori baru sebagai asal-usul fenomena *rapid hardening* yang ditemukan pada paduan Al-1.7Cu-1.3Mg (*at.%*) yang diberikan penuaan pada temperatur 150 °C. Dengan menggunakan teknik *Positron Annihilation* yang didukung dengan metode *Doppler Broadening*, Nagai *et al.* mengemukakan interaksi antara dislokasi dan kompleks atom terlarut (vakansi-Mg-Cu) sebagai penyebab fenomena *rapid hardening*. Sementara, untuk *second hardening* disebabkan oleh terbentuknya zona GPB di dalam matriks. Presipitat fasa *S* yang *incoherent* dengan matriks ditemukan pada saat *over-ageing*.

Selanjutnya pada tahun 2002, Gao *et al.* [55] yang meneliti mekanisme pengerasan dan evolusi mikrostruktur pada paduan Al-1.2Cu-0.5Mg dan Al-1.2Cu-1.2Mg (*at.%*), yang telah diberi perlakuan *stretching* sebelum penuaan, menyatakan bahwa fenomena *rapid early hardening* didominasi oleh terbentuknya *solute clusters* dan zona yang kaya akan atom Cu pada temperatur penuaan 150 °C. Sementara pembentukan presipitat fasa *S* menjadi penyebab *hardening* berikutnya. Sedangkan untuk temperatur penuaan 190 °C, tidak ditemukan *clusters* ataupun zona, yang menjadi dominan adalah terbentuknya presipitat fasa *S*. Investigasi mikrostruktur dilakukan dengan menggunakan DSC (*Differential Scanning Calorimetry*), TEM, dan 3DAP (*Three Dimensional Atom Probe*).

Berikutnya pada tahun 2008, Kovarik *et al.* [56] dengan menggunakan HRTEM menemukan struktur berbentuk balok berukuran sub nanometer yang dideteksi sebagai zona GPB yang terbentuk pada waktu yang sangat singkat saat proses penuaan temperatur 180 °C pada paduan Al-1.0Cu-3.0Mg (wt.%). Zona ini mampu menghalangi pergerakan dislokasi sehingga dipercaya sebagai asal-usul *rapid hardening*.

Baru-baru ini, Marceau *et al.* [25] dengan menggunakan APT (*Atom Probe Tomography*), TEM, dan PAS (*Positron Annihilation Spectroscopy*) telah meneliti fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-1.1Cu-xMg; dimana $x = 0, 0.2, 0.5, 0.75, 1.0, \text{ dan } 1.7$ (at.%). Fenomena *rapid hardening* telah ditemukan hanya pada paduan dimana komposisi Mg ≥ 0.5 at.%. Hasil ini mengindikasikan bahwa komposisi magnesium berpengaruh terhadap fenomena *rapid hardening*, semakin tinggi rasio Mg : Cu, maka respon terhadap *hardening* juga semakin besar. Analisis APT memperlihatkan adanya dispersi dari *solute clusters* yang berukuran kecil yang terbentuk selama penuaan 60 detik pada temperatur 150 °C. Cu-Mg *co-clusters* yang mempunyai 10 - 20 atom yang kaya akan atom Mg paling efektif terhadap *rapid hardening*. Dengan menggunakan TEM dan APT, keberadaan zona GPB tidak ditemukan. Hasil ini memperkuat teori yang sebelumnya dikemukakan oleh Ringer *et al.* bahwa *clustering* atom terlarut Cu-Mg merupakan asal-usul fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg.

Dari beberapa pendapat yang telah diajukan diatas, dapat sedikit dikerucutkan bahwa asal-usul fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg cenderung disebabkan oleh terbentuknya *clusters* atom Cu-Mg. Sementara, fenomena *second hardening* kemungkinan disebabkan oleh terbentuknya presipitat fasa *S*. Dikarenakan oleh ukurannya yang sangat kecil, maka karakterisasi dari atom Cu-Mg menjadi sangat sulit untuk dijelaskan.

Penelitian terkini telah menunjukkan bahwa kadar Mg pada paduan Al-Cu-Mg memiliki efek yang signifikan terhadap respon *rapid hardening*. Misalnya, paduan Al-1.1Cu-1.7Mg (at.%) memperlihatkan efek *rapid hardening* yang lebih tinggi dibandingkan paduan Al-1.1Cu-xMg (at.%) dengan kadar Mg yang lebih rendah. Sementara itu, efek dari kadar Cu terhadap respon *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg masih menyisakan untuk dieksplor lebih jauh.

Dalam penelitian ini, akan dieksplor efek *rapid hardening* pada rentang komposisi yang sangat lebar (1.1 – 3.0 at.% untuk Cu dan 1.7 - 3.5 at.% untuk Mg) sehingga bisa memperlihatkan batas fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg. Selain itu juga, loop dislokasi dan presipitat yang terbentuk pada paduan ini akan dikarakterisasi sehingga dapat memahami respon *rapid hardening* dan mikrostruktur presipitat yang bertanggung jawab terhadap kekerasan puncak. Pada penelitian ini, SEM dan TEM digunakan untuk memperlihatkan evolusi mikrostruktur selama proses penuaan.

1.2 Rumusan Masalah

Penelitian terakhir yang dilakukan oleh Marceau *et al* menunjukkan bahwa komposisi magnesium sangat berpengaruh terhadap fenomena *rapid hardening*. Paduan Al-Cu-Mg yang memiliki komposisi magnesium yang lebih tinggi akan memperlihatkan respon yang lebih besar terhadap efek *rapid hardening* dibandingkan paduan yang memiliki komposisi yang lebih rendah. Hal ini dapat dilihat dari persentase peningkatan nilai kekerasan pada saat *rapid hardening* terhadap kekerasan maksimum yang bisa dicapai. Misalnya yang terjadi pada paduan Al-1.1Cu-xMg, dimana $x = 0.5, 1.75, 1.0, \text{ dan } 1.5$ (at.%). Peningkatan nilai kekerasan mencapai 35, 50, 65, dan 70 % seiring meningkatnya komposisi magnesium 0.5, 0.75, 1.0, dan 1.5 at.%. Sementara itu, pengaruh komposisi Cu pada paduan Al-Cu-Mg terhadap respon *rapid hardening* masih belum diketahui dengan pasti dan menyisakan suatu hal yang perlu dieksplor lebih dalam. Oleh karena itu, dalam penelitian ini dengan menggunakan variasi konsentrasi akan dilihat pengaruh konsentrasi Cu terhadap fenomena *rapid hardening* setelah perlakuan *artificial ageing* pada paduan Al-Cu-Mg. Selain itu, pengaruh konsentrasi Mg pada rentang konsentrasi yang besar (1.7-3.5 at.%) terhadap fenomena *rapid hardening* juga akan dilihat dalam penelitian ini.

Hingga sekarang, batas komposisi yang menyebabkan efek *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg masih belum diketahui dengan pasti. Dengan menggunakan rentang komposisi yang sangat lebar (1.1 – 3.0 at.% untuk Cu dan 1.7 - 3.5 at.% untuk Mg), dalam penelitian ini juga akan dieksplor lebih jauh efek

rapid hardening sehingga bisa menunjukkan batas dari fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg.

Evolusi mikrostruktur dan hubungannya terhadap sifat mekanis yang diakibatkan oleh fenomena *rapid hardening* setelah perlakuan penuaan pada paduan Al-Cu-Mg menjadi sangat menarik untuk diteliti lebih lanjut. Pemahaman terhadap karakter loop dislokasi yang terbentuk saat *early stages hardening* masih sangat dangkal dan penetapan jenis dari tipe dan karakter presipitat yang terbentuk saat tercapainya kekerasan puncak masih menjadi perdebatan, sehingga perlu dilakukan studi yang lebih mendetail. Dalam penelitian ini akan coba dilihat karakter loop dislokasi dan presipitat yang terbentuk selama proses *artificial ageing* sehingga dapat mengerti respon *rapid hardening* dan mikrostruktur dari presipitat yang bertanggung jawab terhadap tercapainya nilai kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg. SEM dan TEM akan digunakan untuk mendukung penelitian ini.

1.3 Tujuan Penelitian

Tujuan dari penelitian ini adalah sebagai berikut :

- a. Mengetahui pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap respon pengerasan setelah penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.
- b. Mengetahui pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap mikrostruktur yang terbentuk setelah penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.
- c. Menyelidiki fenomena *rapid hardening* setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C terhadap paduan Al-Cu-Mg pada rentang komposisi yang lebar.
- d. Mengetahui batas dari fenomena *rapid hardening* setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C terhadap paduan Al-Cu-Mg.
- e. Memahami respon *rapid hardening* dan mikrostruktur presipitat yang bertanggung jawab terhadap nilai kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg.

1.4 Ruang Lingkup Penelitian

Ruang lingkup dari penelitian ini adalah sebagai berikut :

1.4.1 Material

Paduan Al-Cu-Mg dibuat melalui proses *vacuum gravity die casting* dari logam murni masing-masing material penyusunnya, antara lain :

- a. Logam aluminium (Al) dengan kemurnian mencapai 99.85 %.
- b. Logam tembaga (Cu) dengan kemurnian mencapai 100.00 %.
- c. Logam magnesium (Mg) dengan kemurnian mencapai 99.90 %.

1.4.2 Variabel Penelitian

- a. Paduan Al-Cu-Mg dibedakan atas 20 jenis sampel dengan variabel konsentrasi Cu (1.1, 1.7, 2.4, 3.0 *at.%*) dan Mg (1.7, 2.2, 2.7, 3.0, 3.5 *at.%*).
- b. Sampel dilakukan *solution treatment* selama 1 – 1.5 jam pada temperatur 495 °C dan 525 °C di dalam *salt bath*, selanjutnya di *quench* dengan menggunakan air dingin (20 – 25 °C), dan kemudian dilakukan penuaan ke dalam *oil bath* dengan variasi waktu pada temperatur 170 °C.

1.4.3 Persiapan Paduan

Sebelum dilakukan proses *heat treatment*, terdapat beberapa perlakuan terhadap sampel, antara lain :

- a. Homogenisasi pada temperatur 500 °C selama 24 jam yang bertujuan untuk menghilangkan efek segregasi dan meningkatkan kemampuan bentuk.
- b. *Hot rolling* untuk mendapatkan lembaran dengan ketebalan 1 - 2 mm.

1.4.4 Pengujian

Pengujian-pengujian yang dilakukan pada sampel antara lain :

- a. Pengujian Kimia : ICP-MS (*Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry*).
- b. Pengujian Mekanik : Pengujian Kekerasan (*Hardness Testing*).
- c. Pengujian Metalografi : LOM (*Light Optical Microscopy*), SEM/EDS (*Scanning Electron Microscopy/ Energy Dispersive Spectroscopy*), dan TEM (*Transmission Electron Microscopy*).

1.5 Sistematika Penulisan

Sistematika penulisan dalam skripsi ini terbagi dalam bab-bab yang terpartisi dan disusun secara teratur dan berurutan agar tercipta kerangka pemikiran yang sistematis. Skripsi ini terbagi dalam lima bab, yaitu sebagai berikut :

Bab 1 Pendahuluan

Berisi tentang latar belakang penulisan, perumusan masalah, tujuan penelitian, ruang lingkup penelitian, dan sistematika penulisan.

Bab 2 Dasar Teori

Berisi tentang teori-teori yang berkaitan dengan penelitian ini.

Bab 3 Metodologi Penelitian

Berisi tentang diagram alir penelitian, alat dan bahan yang diperlukan, prosedur penelitian, dan pengujian sampel.

Bab 4 Hasil dan Pembahasan

Berisi tentang data-data yang diperoleh dan analisis dari data hasil penelitian tersebut.

Bab 5 Kesimpulan dan Saran

Berisi tentang kesimpulan akhir dan saran dari penelitian ini.

BAB 2
DASAR TEORI

2.1 Paduan Aluminium

Aluminium memiliki kombinasi sifat yang menarik, seperti kerapatan rendah, relatif kuat, dan mudah difabrikasi, yang dapat dikembangkan dan dimodifikasi melalui perpaduan dan pemrosesan. Adapun karakteristik yang dimiliki aluminium secara umum dapat dilihat pada Tabel 2.1.

Tabel 2.1. Karakteristik aluminium secara umum [57]

Karakteristik	Nilai
Nomor atom	13
Berat atom (g/mol)	26.98
Valensi	3
Struktur Kristal	FCC
Titik leleh (°C)	660.2
Titik didih (°C)	2480
Panas jenis (0-100°C) (kal/g.°C)	0.219
Konduktifitas panas (0-100°C) (kal/cms.°C)	0.57
Koefisien ekspansi linear (0-100°C) ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	23.5
Resistivitas elektrik pada 20°C ($\mu\Omega\text{cm}$)	2.69
Kepadatan (g/cm^3)	2.6898
Modulus elastisitas (GPa)	65 – 80
Kekuatan Tarik (MPa)	70 – 505
Kekuatan Luluh (MPa)	20 – 455
Elongasi (%)	1 – 30
Kekerasan (HRB)	30 – 150
Kekuatan Geser (MPa)	42 – 325
Batas Kekuatan Fatik (MPa)	55 – 145
<i>Poisson ratio</i>	0.34

Berat merupakan faktor yang sangat penting untuk semua aplikasi yang melibatkan gerak, misalnya seperti pada pesawat, mobil, motor, dan lain sebagainya. Sifat ringan dapat menghemat energi, mengurangi gaya vibrasi, meningkatkan kinerja dari komponen, mengurangi kelelahan saat memakai peralatan yang digunakan secara manual, dan mengurangi biaya pengangkutan. Berat yang ringan dipadu dengan kekuatan yang tinggi dari paduan telah menempatkan aluminium sebagai material utama dalam aplikasi konstruksi, khususnya pesawat terbang [58].

Tabel 2.2. Kelarutan dari beberapa logam dalam aluminium [59]

Jenis Logam	Temperatur (°C)	Kelarutan Maksimum (wt. %)
Kadmium	649	0.4
Kobalt	657	< 0.02
Tembaga	548	5.65
Kromium	661	0.77
Germanium	424	7.2
Besi	655	0.05
Litium	600	4.2
Magnesium	450	17.4
Mangan	658	1.82
Nikel	640	0.04
Silikon	577	1.65
Perak	566	55.6
Timah	228	0.06
Titanium	665	1.3
Vanadium	661	0.4
Seng	443	70
Zirkonium	660.5	0.28

Walaupun hampir dari semua logam dapat dipadukan dengan aluminium, namun hanya sedikit dari logam yang memiliki kelarutan yang cukup untuk bertindak sebagai unsur mayor pada paduan aluminium. Unsur mayor yang umum digunakan sebagai paduan dalam aluminium, antara lain seng, magnesium, tembaga, dan silikon. Namun, terdapat beberapa unsur paduan yang mampu meningkatkan sifat paduan secara signifikan walaupun memiliki kelarutan dalam aluminium yang kecil. Unsur paduan tersebut antara lain kromium, mangan, dan zirkonium yang mampu mengontrol struktur butir. Kelarutan dari beberapa logam dalam aluminium dapat dilihat pada Tabel 2.2.

Tembaga (Cu) merupakan unsur yang mempunyai kelarutan sekitar 5.65 % pada temperatur 550 °C dalam aluminium. Pada paduan aluminium, penambahan unsur tembaga dapat meningkatkan kekuatan, kekerasan, baik dalam kondisi *as-cast* atau *heat treatment* dengan membentuk CuAl_2 serta dapat mengurangi ketahanan terhadap retak panas (*hot tear*). Namun, efek sampingnya adalah mengurangi *castability* karena menurunkan fluiditas dan ketangguhan [60].

Sementara, magnesium (Mg) adalah unsur yang dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan pada *heat-treated* Al-Si dan umumnya digunakan pada paduan Al-Si kompleks yang mengandung Cu, Ni dan elemen lain yang berfungsi sama. Magnesium memiliki kelarutan 17.4 % pada temperatur 450 °C dalam aluminium. Magnesium bersama-sama dengan Si membentuk fasa Mg_2Si yang mengendap ketika diberikan perlakuan panas. Pada kadar 0.1 – 1.3 % Mg, endapan Mg_2Si yang terbentuk optimal. Mekanisme penguatannya adalah melalui *precipitation hardening*. Selain meningkatkan kekuatan dan kekerasan, unsur Mg juga meningkatkan ketahanan terhadap korosi tetapi menurunkan *castability* [60].

Untuk konstruksi pesawat terbang digunakan paduan Al-Cu (seri 2000) dengan rasio kekuatan-kerapatan tinggi dan paduan Al-Zn-Mg (seri 7000) dalam bentuk produk ekstrusi untuk spar sayap, rangka pesawat, dan gir pendaratan, serta untuk bagian permukaan dalam bentuk pelat atau lebaran. Paduan 7075 (5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu) umumnya digunakan dalam kondisi T6, sementara paduan 2024 (4.4Cu-1.5Mg-0.6Mn) digunakan dalam kondisi T3 atau T8. Paduan seri 7000 memiliki kekuatan yang lebih tinggi dibandingkan paduan 2000 tetapi ketahanan terhadap perpatahan lebih rendah [58].

Berdasarkan kemampuan untuk dapat dikeraskan melalui proses perlakuan panas, paduan aluminium dapat dibagi ke dalam dua kelompok, yaitu *non-heat treatable alloys* (paduan aluminium yang tidak memiliki respon pengerasan ketika diberikan perlakuan panas) dan *heat-treatable alloys* (paduan aluminium yang memiliki respon pengerasan ketika diberikan perlakuan panas).

2.1.1 Non-Heat treatable Alloys

Non-heat treatable alloys merupakan jenis dari paduan aluminium yang tidak memperlihatkan respon pengerasan ketika diberikan perlakuan panas, yang umumnya terjadi jika aluminium dipadukan dengan logam mangan atau magnesium. Pengerasan pada paduan ini biasanya didapatkan melalui proses *strain hardening* atau *solid solution hardening*. Jenis aluminium yang termasuk ke dalam *non-heat treatable alloys*, antara lain aluminium murni (seri 1xxx), paduan Al-Mn dan Al-Mn-Mg (seri 3xxx), dan paduan Al-Mg (seri 5xxx) [59].

2.1.1.1 Aluminium Murni (seri 1xxx)

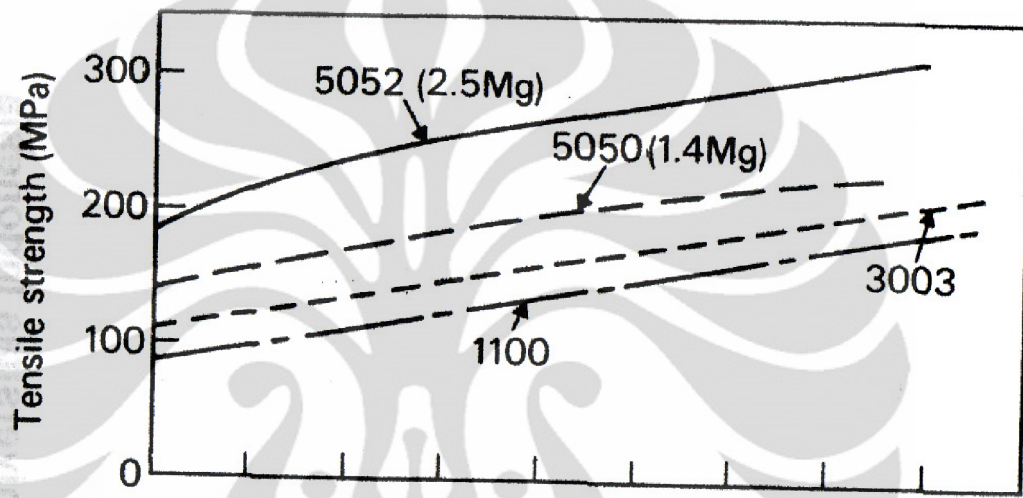
Jenis aluminium ini meliputi aluminium murni super yang memiliki kemurnian hingga 99.99 % dan aluminium murni komersial yang mengandung lebih dari 1 % pengotor. Aluminium jenis ini memiliki kekuatan yang relatif rendah. Aplikasi dari aluminium jenis ini meliputi konduktor listrik, peralatan kimia, aluminium *foil*, dan produk arsitektural [59].

2.1.1.2 Paduan Al-Mn dan Al-Mn-Mg (seri 3xxx)

Adanya struktur mangan yang halus yang terkandung dalam senyawa intermetalik memberikan efek *dispersion hardening*. Efek *dispersion hardening* menyebabkan terjadinya peningkatan kekuatan jika dibandingkan dengan aluminium murni (seri 3003 memiliki kekuatan tarik 110 MPa dibandingkan aluminium murni komersial yang memiliki kekuatan tarik 90 MPa). Penambahan unsur magnesium, seperti pada seri 3004, memberikan nilai kekuatan yang lebih tinggi lagi, yaitu sekitar 180 MPa pada kondisi anil [59].

2.1.1.3 Paduan Al-Mg (seri 5xxx)

Aluminium dan magnesium membentuk larutan padat (*solid solution*) pada rentang komposisi 0.8 – 5 % magnesium. Elongasi pada paduan ini relatif tinggi mencapai 25 %. Peningkatan komposisi magnesium akan meningkatkan kekuatan paduan seperti yang terlihat pada Gambar 2.1.



Gambar 2.1. Pengaruh kadar magnesium terhadap kekuatan tarik pada paduan aluminium [59]

Paduan Al-Mg menunjukkan ketidakstabilan dalam sifat melalui dua cara. Yang pertama terjadi ketika komposisi magnesium berada pada rentang 3 – 4 %. Pada rentang komposisi tersebut, paduan Al-Mg memiliki kecenderungan untuk membentuk fasa β , Mg_5Al_8 , yang berpresipitasi pada *slip band* dan batas butir yang dapat menyebabkan terjadinya retak intergranular dan *stress corrosion cracking* (SCC). Presipitasi fasa β berlangsung secara lambat ketika berada pada temperatur kamar, tetapi akan dipercepat ketika paduan berada pada temperatur tinggi. Sementara yang kedua adalah fenomena yang dikenal dengan istilah *age softening*. Selama periode waktu tertentu, kekuatan tarik paduan Al-Mg mengalami penurunan diakibatkan oleh *recovery* terlokalisasi di dalam butir yang terdeformasi [59].

2.1.2 Heat treatable Alloys

Heat treatable alloys merupakan jenis dari paduan aluminium yang memperlihatkan respon pengerasan ketika diberikan perlakuan panas. Paduan aluminium yang termasuk dalam kelompok ini antara lain seri 2xxx (Al-Cu, Al-Cu-Mg), seri 6xxx (Al-Mg-Si), dan 7xxx (Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu). Mekanisme pengerasan yang terjadi pada paduan-paduan ini dikenal dengan istilah *age hardening* yang secara signifikan mampu meningkatkan kekerasan paduan dan secara umum dapat dibagi ke dalam dua kategori. Pertama, paduan yang memiliki kekuatan cukup tinggi dan dapat dilakukan proses pengelasan termasuk dalam jenis Al-Mg-Si yang telah digunakan untuk aplikasi otomotif. Kedua, paduan yang memiliki kekuatan yang tinggi yang telah dikembangkan untuk aplikasi di pesawat terbang dan memiliki keterbatasan dalam sifat kemampuan termasuk dalam jenis Al-Cu, Al-Cu-Mg, dan Al-Zn-Mg-Cu [59].

2.1.2.1 Paduan Al-Cu (seri 2xxx)

Paduan 2219 (Al-6.3Cu) memiliki sifat kekuatan tarik yang relatif tinggi pada temperatur ruang, memiliki ketahanan terhadap *creep* yang baik pada temperatur tinggi, dan memiliki nilai ketangguhan yang tinggi. Respon terhadap fenomena *age hardening* dapat ditingkatkan dengan cara *strain hardening* yang dilakukan sebelum *artificial ageing* (T8 temper) dan kekuatan tarik meningkat hingga 35 % jika dibandingkan dengan perlakuan temper T6 [59].

2.1.2.2 Paduan Al-Cu-Mg (seri 2xxx)

Paduan aluminium 2014 (Al-4.4Cu-0.5Mg-0.9Si-0.8Mn) memiliki nilai kekuatan yang tinggi yang disebabkan oleh kandungan unsur silikon yang cukup tinggi pada paduan ini sehingga mampu meningkatkan respon terhadap *age hardening*. Paduan lain, seperti 2024, dimana kandungan magnesium ditingkatkan hingga mencapai 1.5 % dan kandungan silikon dikurangi, menunjukkan mekanisme pengerasan yang cukup signifikan yang diperoleh dari penuaan temperatur ruang [59].

Pembahasan lebih lanjut mengenai *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg akan dijelaskan pada butir 2.5.

2.1.2.3 Paduan Al-Mg-Si (seri 6xxx)

Paduan Al-Mg-Si dikenal secara luas sebagai paduan struktural yang memiliki kekuatan menengah yang memiliki keunggulan-keunggulan lain, seperti kemampuan yang baik dan ketahanan terhadap korosi, khususnya SCC. Unsur magnesium dan silikon ditambahkan ke dalam aluminium dalam jumlah yang seimbang untuk membentuk paduan *quasi-binary* Al-Mg₂Si atau dengan kelebihan silikon untuk membentuk Mg₂Si [59].

2.1.2.4 Paduan Al-Zn-Mg (seri 7xxx)

Paduan Al-Zn-Mg memiliki potensi yang besar terhadap fenomena *age hardening*. Paduan Al-Zn-Mg yang memiliki kekuatan menengah memiliki keuntungan dalam sifat kemampuan. Paduan jenis ini berbeda dari paduan aluminium lain yang juga memiliki sifat kemampuan yang baik dalam hal pengaruh *age hardening* yang signifikan pada temperatur ruang. Rentang komposisi dari paduan ini mulai dari 3 – 7 % Zn dan 0.8 – 3 % Mg yang juga ditambahkan sedikit (0.1 – 0.3 %) unsur lain, seperti kromium, mangan, dan zirkonium. Paduan-paduan ini ditambahkan untuk mengontrol struktur butir selama proses fabrikasi dan perlakuan panas, sementara unsur zirkonium dipercaya mampu meningkatkan sifat kemampuan. Penambahan minor unsur tembaga, di bawah 0.3 %, mampu mengurangi kecenderungan terhadap retak panas yang biasa terjadi selama solidifikasi lasan [59].

2.1.2.5 Paduan Al-Zn-Mg-Cu (seri 7xxx)

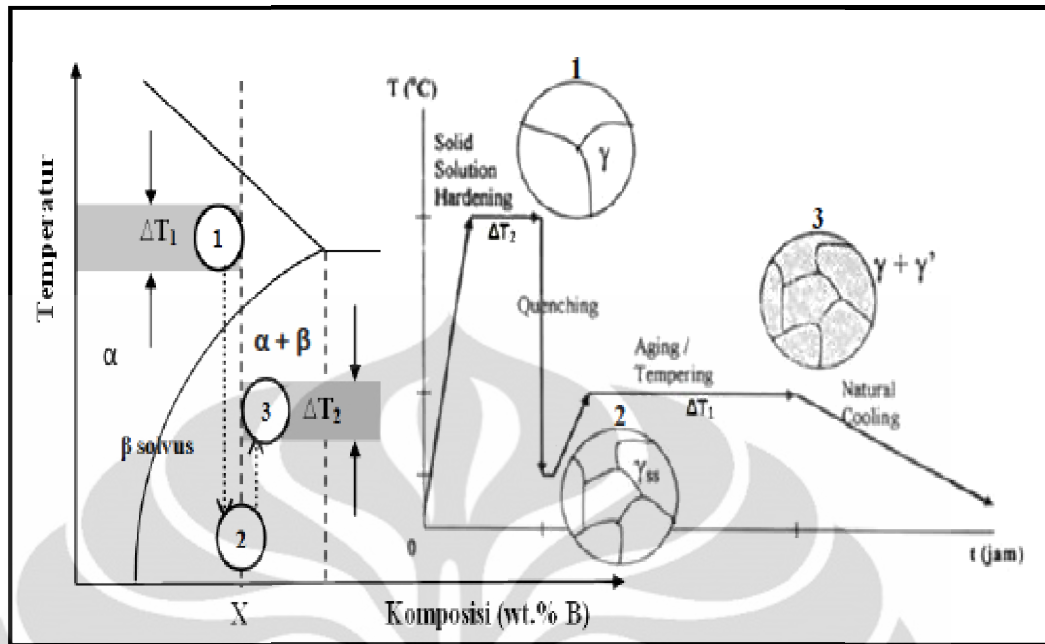
Paduan jenis ini mendapat perhatian khusus dikarenakan memiliki respon terbesar terhadap *age hardening* dari keseluruhan paduan aluminium. Paduan Al-Zn-Mg-Cu memiliki kekuatan yang sangat tinggi namun rentan terhadap SCC. Untuk mencegah hal ini, biasanya paduan Al-Zn-Cu-Mg diberikan perlakuan panas yang dikenal dengan istilah penuaan dupleks (temper T73) untuk meningkatkan ketahanan terhadap SCC, namun memiliki kekuatan yang sedikit lebih rendah, yaitu sekitar 15% jika dibandingkan dengan perlakuan panas T6 [59].

2.2 Prinsip *Age Hardening* pada Paduan Aluminium

Pada tahun 1906, seorang *metallurgist* berkebangsaan Jerman, Alfred Wilm, secara kebetulan menemukan fenomena *age hardening* ketika berusaha untuk mengembangkan paduan aluminium yang kuat untuk menggantikan peran perunggu yang digunakan pada amunisi. Wilm mencari paduan aluminium yang dapat dikeraskan ketika diberikan proses *quenching* dari temperatur tinggi yang sama halnya terjadi pada baja, tetapi pada kenyataannya menemukan hal yang berbeda. Semakin cepat proses *quenching* yang diberikan, maka semakin lunak paduan aluminium yang diperoleh. Selanjutnya, spesimen Al-Cu-Mg-Mn yang digunakan oleh Wilm dilakukan pengujian nilai kekerasan beberapa hari setelahnya dan didapat suatu hasil yang sangat mengejutkan. Paduan aluminium ini memiliki nilai kekerasan yang selalu meningkat seiring berjalannya waktu penuaan.

Prinsip utama proses *age hardening* adalah mekanisme pengerasan melalui pembentukan presipitat yang tersebar merata dalam paduan sehingga dapat menghalangi pergerakan dislokasi. Agar paduan dapat dikeraskan melalui metode ini, paduan harus mempunyai batas kelarutan dari aluminium dan kelarutan tersebut menurun seiring dengan penurunan temperatur. Proses pengerasan dengan presipitasi melalui beberapa tahap, seperti pada Gambar 2.2, yaitu :

- 1) *Solution treatment*, yaitu pemanasan paduan pada temperatur tinggi hingga mencapai daerah fasa tunggal sehingga tercipta larutan padat yang homogen.
- 2) *Quenching*, yaitu pendinginan cepat untuk menghasilkan suatu larutan padat lewat jenuh (SSSS), dan
- 3) Penuaan, untuk membentuk patikel halus atau presipitat dari dekomposisi SSSS.



Gambar 2.2. Ilustrasi prinsip pengerasan melalui presipitasi pada Al-Cu [61]

2.2.1 Solution Treatment

Solution Treatment merupakan proses pemanasan paduan aluminium pada temperatur tertentu, misalnya 500 °C, untuk memperoleh larutan padat yang homogen (fasa tunggal α). Pemanasan yang dilakukan hingga mencapai temperatur daerah fasa tunggal α pada diagram fasa dan ditahan dalam jangka waktu tertentu untuk meyakinkan semua padatan fasa β larut sempurna.

Proses ini akan memisahkan endapan dan menghancurkan kumpulan atom (*cluster*) yang terdapat dalam paduan. Semua unsur penguat dalam paduan aluminium ini diharapkan larut secara sempurna. Proses ini juga akan menghasilkan vakansi yang nantinya akan berguna sebagai tempat terbentuknya endapan pada proses penuaan. Hasil dari proses *solution treatment* ini dikenal dengan nama *solid solution*.

2.2.2 Quenching

Proses *quenching* adalah proses pendinginan cepat setelah *solution treatment* ke temperatur ruang agar *solid solution* yang terbentuk berubah menjadi *super saturated solid solution* (SSSS). Proses ini dilakukan agar kondisi larut sempurna tetap dipertahankan.

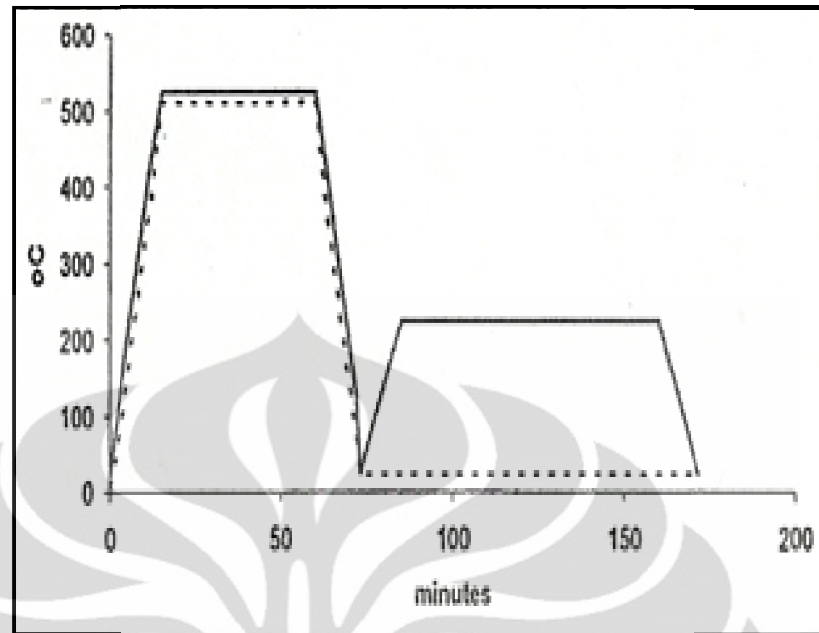
Kecepatan pendinginan harus tinggi agar atom terlarut terperangkap dalam larutan padat dan jumlah vakansi tidak berkurang. Jika kecepatan pendinginannya rendah maka vakansi akan berpindah ke tempat yang tidak merata dan tidak teratur yang nantinya akan terbentuk endapan yang tidak homogen dan tidak teratur. Endapan yang tadinya diharapkan tersebar merata justru akan tumbuh di batas butir yang energinya rendah sehingga mekanisme penguatan tidak efektif.

Struktur larutan padat lewat jenuh hasil proses *quenching* bersifat metastabil karena atom-atom mempunyai kecenderungan untuk berdifusi ke tempat nukleasi yang potensial.

2.2.3 Penuaan

Proses penuaan adalah proses pemanasan SSSS pada temperatur yang relatif lebih rendah untuk memungkinkan terjadinya difusi atom-atom terlarut dan membentuk endapan. Setiap proses penuaan diakhiri dengan pendinginan pada temperatur ruang. Proses penuaan yang umumnya dilakukan pada paduan aluminium adalah *natural ageing* (T4) dan *artificial ageing* (T6).

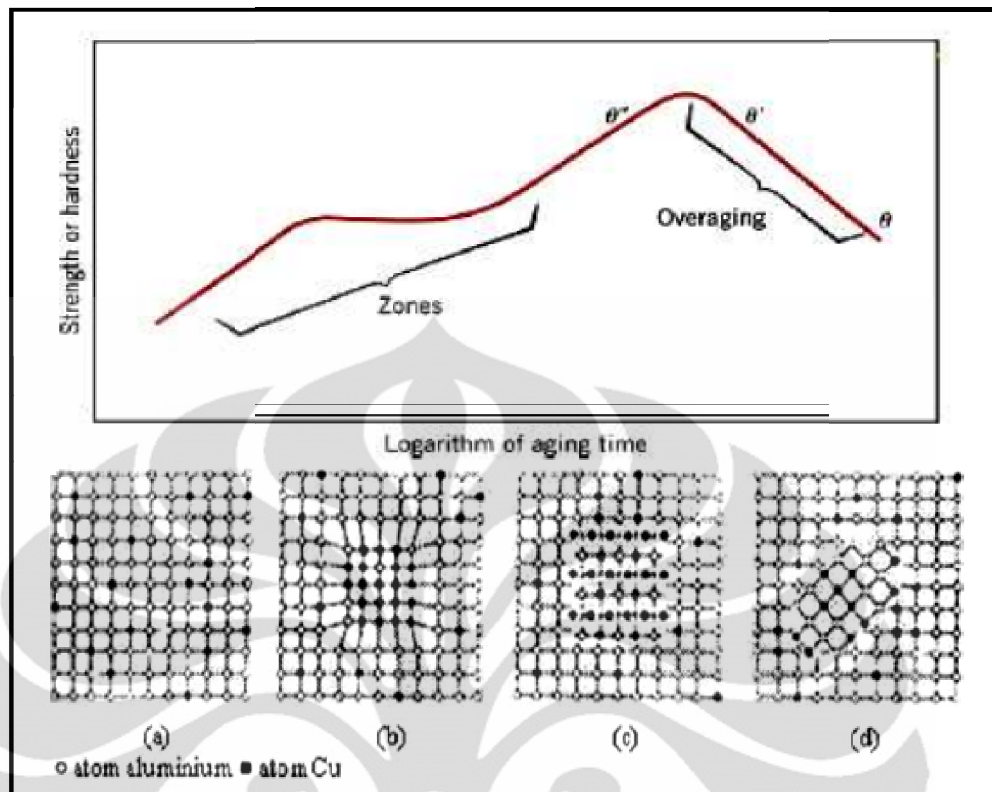
Pada proses T4, penuaan dilakukan pada temperatur ruang tanpa alat apapun dan material aluminium dibiarkan begitu saja setelah proses *quenching* selama beberapa waktu tertentu. Sedangkan pada proses T6, penuaan dilakukan dengan pemanasan kembali material pada temperatur di atas temperatur ruang. Adapun tujuan dari proses penuaan ini adalah untuk meningkatkan sifat mekanik. Perbedaan antara proses T4 dan T6 dapat dilihat pada Gambar 2.3.



Gambar 2.3. Siklus penuaan, di mana garis putus-putus adalah proses T4 dan garis lurus adalah proses T6.

Larutan padat lewat jenuh yang mengalami penuaan akan mengalami proses difusi atom-atom terlarut. Atom-atom yang berdifusi akan membentuk endapan dalam hal ini di dalam vakansi.

Endapan yang koheren mampu menghalang pergerakan dislokasi akibat adanya regangan elastis pada kisi kristal sementara endapan yang inkoheren justru akan mengurangi efek pengerasan karena regangan elastis yang terbentuk tidak cukup besar untuk menghambat pergerakan dislokasi. Alur perubahan endapan selama proses penuaan ditunjukkan pada Gambar 2.4.



Gambar 2.4. Perubahan sifat koheren endapan pada proses penuaan pada paduan Al-Cu; (a) larutan padat dengan distribusi acak dengan atom terlarut, (b) endapan koheren, (c) endapan semi koheren, dan (d) endapan inkoheren [62].

Waktu yang diperlukan untuk tercapainya kekerasan puncak (*peak hardness*) tergantung dari kecepatan difusi unsur paduan yang ditambahkan. Kekerasan puncak dicapai dengan ukuran dan distribusi endapan yang spesifik. Dengan meningkatnya temperatur penuaan, kecepatan difusi akan meningkat. Dengan demikian waktu yang diperlukan untuk memperoleh kekerasan puncak akan lebih singkat. Sebaliknya jika temperatur penuaan lebih rendah maka waktu untuk mencapai kekerasan puncak akan lebih lama.

Waktu penuaan yang terlalu lama akan menyebabkan partikel presipitat tumbuh menjadi bentuk yang kasar dan semakin lebarnya jarak antar partikel. Hal ini akan menyebabkan turunnya nilai kekerasan karena partikel menjadi kurang efektif dalam memegang dislokasi. Proses ini dinamakan *overageing*.

Selain itu, juga dikenal istilah *reversion* pada proses penuaan. *Reversion* adalah pelarutan presipitat metastabil yang berukuran sangat kecil yang terjadi ketika temperatur penuaan yang diberikan di atas temperatur *solvus*. Fenomena ini

umum terjadi pada *age hardening alloys* dan muncul karena ketidakstabilan dari gaya dorong kimia pada temperatur tinggi. Presipitat yang sangat halus bisa kembali larut ke bentuk SSSS bahkan ketika temperatur berada di daerah dua fasa pada diagram fasa, selama radius presipitat kurang dari radius kritis untuk nukleasi. *Reversion* juga dapat terjadi ketika temperatur penuaan berada di atas temperatur *solvus* dari presipitat metastabil, tetapi masih di bawah temperatur *solvus* dari presipitat yang stabil.

Secara umum, selama proses penuaan, hal yang paling penting adalah terjadinya peristiwa dekomposisi larutan padat lewat jenuh (SSSS) yang dijelaskan lebih jauh pada butir 2.2.3.1.

2.2.3.1 Dekomposisi SSSS pada Proses Penuaan

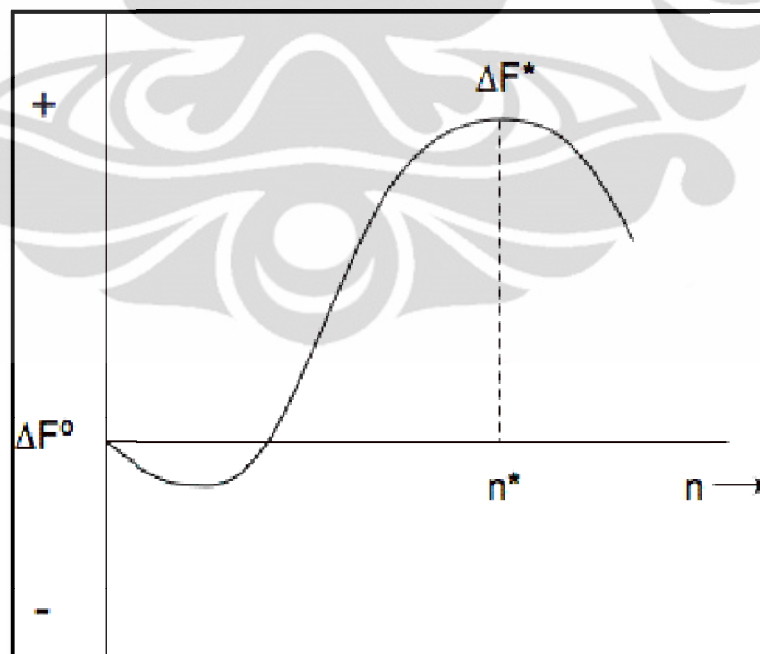
Suatu transformasi terjadi akibat perubahan energi bebas *Gibbs* ke nilai yang lebih negatif dari keadaan awal menuju struktur baru pada temperatur dan tekanan yang konstan. Dekomposisi SSSS terjadi berhubungan dengan heterogenitas di dalam matriks yang memiliki energi bebas lebih tinggi dan membantu mengatasi energi untuk nukleasi dengan membentuk inti stabil yang selanjutnya akan terus tumbuh dan berkembang tergantung pada total energi bebas di dalam sistem. Heterogenitas bisa dalam bentuk struktural, seperti batas butir, batas antar fasa, dislokasi, salah susun, vakansi, atau dalam bentuk kimia, seperti presipitat yang koheren.

Dekomposisi SSSS ke dalam satu atau lebih fasa dapat dibagi menjadi beberapa tahapan proses : (i) *clustering*, (ii) nukleasi inti dari fasa baru, (iii) pertumbuhan inti, dan (iv) pengkasaran presipitat. Tahapan proses pertama biasanya akibat nukleasi heterogen, tetapi dalam beberapa kondisi tertentu, seperti terjadinya fluktuasi konsentrasi dalam jumlah yang kecil dapat menimbulkan penurunan energi bebas sehingga menghasilkan suatu reaksi spontan yang dikenal dengan istilah dekomposisi *spinodal*. Proses presipitasi yang berasal dari dekomposisi *spinodal* menghasilkan presipitat yang sangat seragam, terdistribusi merata, dan dapat mengalami perubahan komposisi tanpa terjadinya perubahan struktur [63].

a. *Clustering*

Clusters dapat didefinisikan sebagai kumpulan atau kelompok dari atom-atom terlarut di dalam matriks. Sementara, inti atau *nuclei* adalah agregat dari atom terlarut dan pelarut. Ukuran, bentuk, struktur kimia, dan kristalografi menyebabkan inti berada pada keadaan yang tidak stabil dengan matriks. Berbeda dengan *cluster* dan inti kritis, embrio berada di tengah-tengah antara *cluster* dan inti kritis dan cenderung untuk larut.

Fenomena *clustering* terjadi pada awal proses ketika perubahan energi bebas, ΔF^0 , mengalami penurunan di dalam sistem seperti yang ditunjukkan pada Gambar 2.5. Energi bebas meningkat dengan naiknya temperatur dan di bawah zona GP, *clusters* tumbuh dengan meningkatnya n , menuju pertumbuhan embrio dan inti kritis. Pertumbuhan presipitat yang berasal dari inti kritis terjadi pada titik ΔF^* dimana telah terlampaunya nilai maksimum kurva dan selanjutnya kurva akan turun. Untuk membantu nukleasi dari presipitat, *clusters* perlu mengurangi energi antar muka untuk pembentukan inti kritis.



Gambar 2.5. Perubahan energi bebas *Helmholtz*, sebagai fungsi dari n (jumlah atom) [63].

Fenomena *clustering* bisa juga tidak ditemukan jika laju difusi lambat atau waktu yang dibutuhkan untuk berdifusi kurang. Ketika atom terlarut yang berada di dalam *clusters* berikatan secara kuat antara yang satu dengan yang lain tetapi tidak memiliki energi ikatan yang cukup tinggi terhadap vakansi, maka *clusters* akan cenderung untuk larut. Oleh karenanya, vakansi memiliki peranan yang sangat penting selama proses *clustering* dan jika atom terlarut berikatan secara kuat dengan vakansi, maka *cluster* akan bertahan dalam waktu yang cukup lama.

Dengan perkembangan ilmu pengetahuan, fenomena *clustering* dapat ditunjukkan dengan menggunakan Atom Probe, baik itu satu dimensi ataupun tiga dimensi, tetapi memiliki keterbatasan jika menggunakan HRTEM. Istilah *Cluster Hardening* yang diperkenalkan oleh Ringer pada tahun 1997 dipercaya sebagai asal-usul fenomena *rapid hardening*, yang dibahas pada butir 2.6. *Solute clustering* memiliki peranan terhadap nukleasi presipitat yaitu dalam mempercepat proses nukleasi dari fasa yang akan terbentuk.

b. Nukleasi Inti

Apabila transformasi terjadi dalam keadaan padat, menghasilkan histeresis akibat operasi faktor kedua. Fasa baru biasanya memiliki parameter dan struktur kristal yang berbeda dengan fasa lama sehingga transformasi diiringi perubahan dimensi. Namun, karena kekakuan matriks disekitarnya, perubahan volume dan bentuk tidak berlangsung bebas, dan timbul regangan elastis. Energi regangan dan energi permukaan yang dihasilkan oleh inti fasa baru merupakan kontribusi positif pada energi bebas. Persamaan perubahan energi bebas total adalah sebagai berikut.

$$\Delta G = V \Delta G_v + A\gamma + V \Delta G_s \quad (2.1)$$

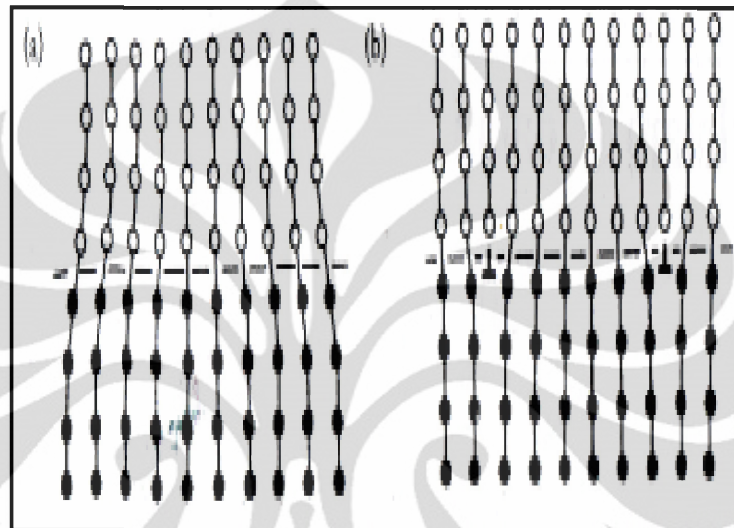
Dimana A adalah luas antarmuka fasa kedua dan γ adalah energi antarmuka per satuan luas, dan ΔG adalah energi regangan ketidakcocokan per satuan volume dari fasa baru.

Untuk inti yang berbentuk seperti bola, maka persamaannya sebagai berikut.

$$\Delta G = 4/3 \pi r^3 (\Delta G_v - \Delta G_s) + 4 \pi r^2 \gamma \quad (2.2)$$

Nilai γ bervariasi tergantung pada koherensi antarmuka. Antarmuka koheren terbentuk apabila dua kristal mempunyai kecocokan dan kedua sisi kontinu pada antarmuka. Ini terjadi bila bidang antarmuka mempunyai konfigurasi atomik yang

serasi dengan kedua fasa, seperti $\{1\ 1\ 1\}$ pada fcc dan $\{0\ 0\ 0\ 1\}$ pada cph. Bila kecocokan pada antarmuka tidak sempurna, masih ada kemungkinan untuk mempertahankan koherensi dengan merentangkan salah satu atau kedua sisi seperti tampak pada Gambar 2.6.



Gambar 2.6. Skema struktur antarmuka. (a) Batas koheren dengan regangan vakansi dan (b) batas semikoheren dengan dislokasi vakansi [58].

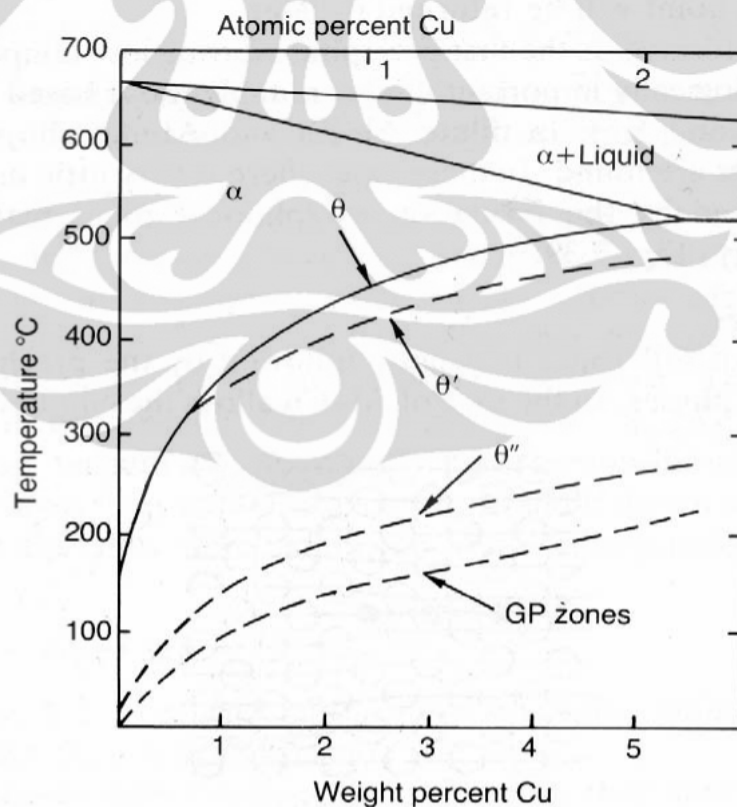
Efek energi permukaan dan energi regangan memegang peran penting pada pemisahan fasa. Apabila struktur atom pada antarmuka antara presipitat dan matriks bersifat koheren, maka energi permukaannya kecil dan faktor yang mengendalikan bentuk partikel adalah energi regangan. Presipitat yang berbentuk seperti pelat mempunyai energi regangan paling rendah, sedangkan presipitat yang berbentuk seperti bola mempunyai energi regangan maksimum tetapi energi permukaan minimum.

Presipitasi lebih mudah terjadi pada daerah dengan struktur yang kurang teratur, seperti batas butir, inklusi, dislokasi atau lokasi lain dengan tegangan sisa tinggi akibat deformasi plastis. Daerah-daerah ini memiliki energi bebas yang sangat tinggi dan merupakan daerah yang pertama kali berubah menjadi tidak stabil selama proses transformasi [58].

c. Pertumbuhan Inti Presipitat

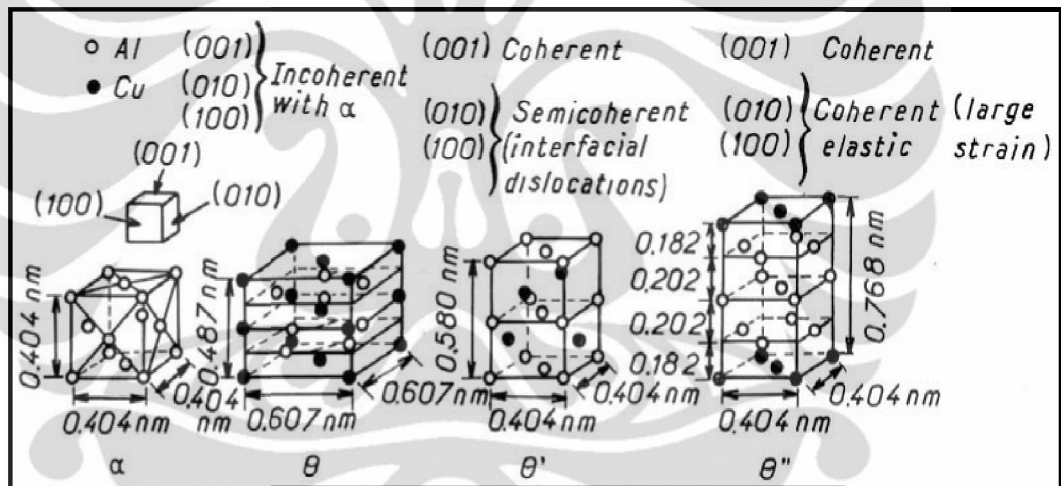
Pertumbuhan presipitat dari SSSS, yang terjadi setelah proses nukleasi, tergantung dari dua faktor : (1) laju pergerakan atom yang berasal dari antarmuka oleh proses difusi dan (2) laju pergerakan atom yang melintasi antarmuka. Reaksi antarfasa sepertinya menjadi tahapan awal saat proses pertumbuhan. Ukuran presipitat yang lebih besar akan menyebabkan proses difusi berjalan lebih lambat karena proses pelepasan atom terlarut dari larutan menyebabkan gradien konsentrasi menurun sehingga mengurangi gaya dorong untuk difusi [63].

Ketika SSSS terdekomposisi, satu atau lebih fasa transisi yang metastabil bisa muncul sebelum terbentuknya suatu presipitat yang stabil. Tahapan nukleasi pada paduan Al-Cu dapat dilihat pada Gambar 2.7, dimana kurva dari fasa metastabil berada pada rentang temperatur yang rendah.



Gambar 2.7. Diagram fasa Al-Cu yang menunjukkan fasa metastabil zona GP, θ' , dan θ'' [63].

Hal ini terjadi karena fasa transisi memiliki hal yang berbeda dimana energi bebas per atom kurang negatif dibanding fasa yang stabil pada temperatur tersebut. Energi bebas pada paduan menurun lebih cepat jika melalui fasa transisi, yang memiliki energi aktivasi yang lebih rendah untuk nukleasi, dibandingkan jika langsung bertransformasi ke fasa yang stabil. Energi aktivasi yang lebih rendah ini diperoleh karena struktur kristal dari fasa transisi merupakan pertengahan antara matriks dan fasa stabil. Oleh karenanya, karakteristik yang paling penting pada fasa transisi adalah struktur kristal dan *habit plane*. Struktur kristalografi dari fasa transisi θ' dan θ'' pada paduan Al-Cu dibandingkan dengan fasa stabil θ dan matriks α dapat dilihat pada Gambar 2.8.



Gambar 2.8. Struktur kristal fasa stabil dan transisi pada paduan Al-Cu [63].

d. Pengkasaran Presipitat

Proses penuaan yang terlalu lama akan menimbulkan kecenderungan presipitat atau partikel kecil untuk larut dan selanjutnya atom terlarut tersebut berpresipitasi di presipitat yang lebih besar sehingga presipitat itu tumbuh dan dengan demikian mengurangi energi antarmuka keseluruhan. Proses ini disebut pengkasaran partikel atau pengkasaran *Oswald*. Gaya penggerak pertumbuhan partikel adalah perbedaan antara konsentrasi atom terlarut (S_r) dalam kesetimbangan dengan partikel berjari-jari r dan dengan partikel yang lebih besar.

Variasi kelarutan dengan kelengkungan permukaan diberikan oleh persamaan *Gibbs-Thomson* atau *Thomson-Freundlich* [58].

$$\ln(S_r/S) = 2\gamma\Omega/kTr \quad (2.3)$$

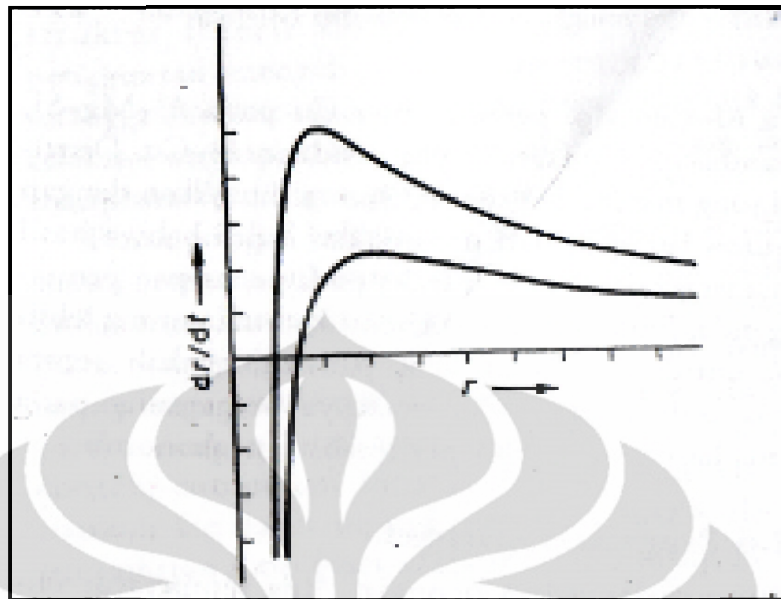
dimana S adalah konsentrasi kesetimbangan, γ adalah energi antarmuka partikel/matriks dan Ω adalah volume atom.

Untuk memperkirakan laju pengkasaran dari partikel perlu dipertimbangkan proses pengendalian laju untuk transfer material. Umumnya, difusi yang melalui matriks dianggap sebagai faktor pembatas laju dan laju perubahan jari-jari partikel dijabarkan pada persamaan berikut.

$$4 r^2(dr/dt) = D4 \quad (dS/dR) \quad (2.4)$$

dimana dS/dR adalah gradien konsentrasi pada anulus dengan jarak R dari pusat partikel.

Pada Gambar 2.9 ditunjukkan dengan jelas bahwa partikel dengan jari-jari kurang dari jari-jari kritis akan larut dengan laju yang meningkat dengan berkurangnya nilai r . Semua partikel dengan jari-jari yang lebih besar dari jari-jari kritis akan tumbuh dimana partikel dengan jari-jari dua kali nilai jari-jari kritis tumbuh dengan laju terbesar. Selama kurun waktu tertentu jumlah partikel berkurang secara diskontinu ketika partikel larut dan akhirnya sistem akan cenderung membentuk satu partikel besar. Namun, sebelum mencapai keadaan ini jari-jari rata-rata kritis bertambah dan laju pertumbuhan dari seluruh sistem berkurang.



Gambar 2.9. Variasi laju pertumbuhan dr/dt terhadap jari-jari partikel r [58].

Karena nukleasi terjadi dengan mudah, partikel cenderung berkonsentrasi pada batas butir sehingga batas butir memegang peran penting dalam pertumbuhan partikel. Persamaan yang menggambarkan kondisi seperti ini adalah sebagai berikut.

$$\ln(S_r/S) = (2\gamma - \gamma_g) \Omega/kTx \quad (2.5)$$

dimana γ_g adalah energi batas butir per satuan luas.

2.3 Peranan Vakansi pada Proses Dekomposisi SSSS

Fenomena vakansi dapat ditemukan pada material kristalin yang berada pada temperatur tertentu dan secara signifikan berkontribusi terhadap perilaku mekanis material. Konsentrasi kesetimbangan dari vakansi meningkat secara eksponen dengan meningkatnya temperatur; relatif tinggi pada saat *solution treatment* dan rendah pada temperatur penuaan. Ketika paduan dilakukan proses *quenching* secara cepat dari temperatur *solution treatment*, maka tidak cukup waktu untuk vakansi menyusun diri dan konsentrasi vakansi yang besar ini menjadi *quenched-in*. Secara termodinamika, vakansi membutuhkan cukup waktu pada temperatur tertentu untuk mencapai kestabilan konsentrasi dan kelebihan vakansi akan bermigrasi ke *vacancy sinks*, seperti dislokasi dan batas butir [63].

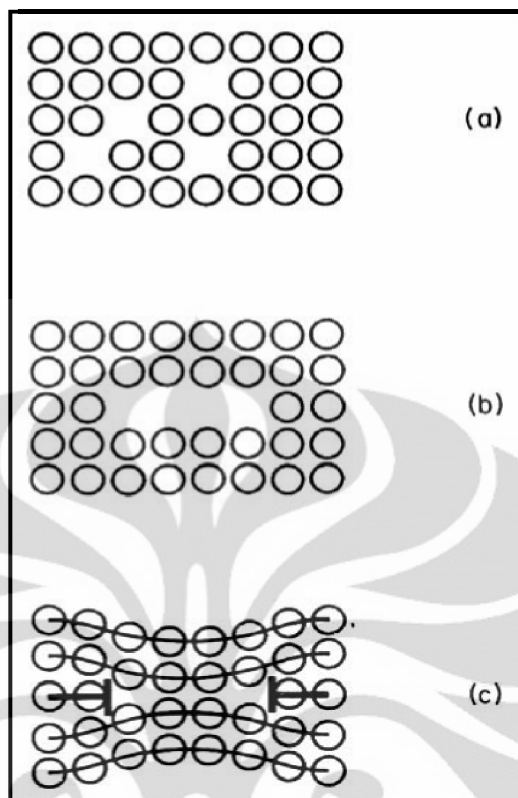
2.3.1 *Vacancy-assisted diffusion*

Quenched-in vacancies secara signifikan meningkatkan laju difusi atom pada temperatur penuaan. Hal ini dikarenakan difusi atom terlarut pada *substitutional solid solutions* terjadi dengan pertukaran secara langsung ke vakansi tetangga. Vakansi yang membantu proses difusi atom terlarut mempercepat presipitasi dan tumbuh dengan meningkatnya konsentrasi vakansi karena *quenched-in vacancies* memfasilitasi perpindahan atom terlarut. Bukti yang jelas dari peranan *quenched-in vacancies* dalam meningkatkan laju difusi dapat dilihat ketika suatu paduan yang *diqueching* dari temperatur *solution treatment* yang berbeda dan temperatur penuaan yang sama, maka laju presipitasi tertinggi terjadi pada spesimen yang *diquenching* dari temperatur tertinggi. Dan jika proses *quenching* diganggu dengan adanya *intermediate temperature*, maka akan terbentuk konsentrasi kesetimbangan yang baru dan laju presipitasi berkurang.

Penurunan laju pendinginan dari temperatur *solution treatment* memberikan waktu lebih buat vakansi untuk hilang selama *quenching* dan hal ini berimplikasi pada perlakuan panas benda-benda besar dimana laju pendinginannya akan bervariasi dari permukaan ke bagian tengah. Karena memiliki laju difusi yang tinggi, proses ini terjadi cukup cepat dan sulit untuk mencegah hilangnya vakansi di sekitar batas butir dan antar muka, yang nantinya berpengaruh pada distribusi presipitat dan selanjutnya mempengaruhi sifat mekanis [63].

2.3.2 **Interaksi antara Vakansi dan Dislokasi**

Ada kecenderungan bagi vakansi untuk ditarik bersama ke dalam *cluster* vakansi, yang kemudian menyebabkan kerusakan kisi sehingga membentuk loop dislokasi atau salah susun. Ukuran dari loop dislokasi ini tergantung pada seberapa banyak penyerapan vakansi. Pada paduan aluminium, jenis loop dislokasi yang umum ditemukan berbentuk prisma dimana skema pembentukannya dapat dilihat dari Gambar 2.10.



Gambar 2.10. Proses pembentukan loop dislokasi yang berbentuk prisma. (a) Kristal memiliki konsentrasi vakansi yang cukup banyak. (b) terjadi pengumpulan dislokasi pada titik tertentu. (c) kisi kristal rusak dan membentuk loop dislokasi [63].

2.3.3 Interaksi antara Atom Terlarut dan Vakansi

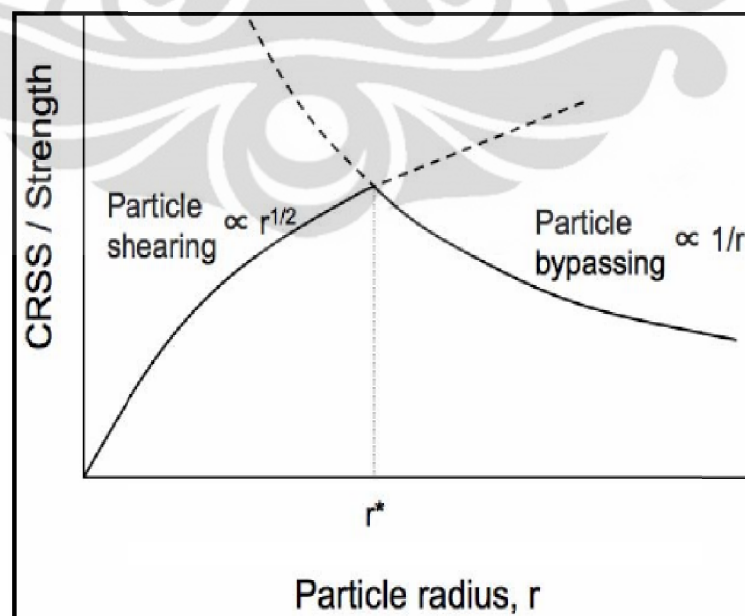
Terlepas dari peran vakansi dalam membantu proses difusi dari atom terlarut pada proses presipitasi dan pertumbuhannya, interaksi antara vakansi dan atom terlarut memiliki pengaruh lain pada proses *clustering* atom terlarut yang terjadi sebelum proses presipitasi. Telah cukup dimengerti bahwa konsentrasi vakansi yang tinggi diperlukan untuk menopang fluks atom terlarut yang dipersyaratkan untuk *rapid solid clustering*. Konsentrasi vakansi dalam *solid solution* diharapkan lebih besar daripada dalam material dasar. Hal ini dikarenakan adanya eksistensi dari energi ikatan antara vakansi dan atom terlarut yang tergantung pada konsentrasi dan distribusi atom terlarut.

Energi ikatan antara atom terlarut-vakansi pada paduan aluminium telah diperhitungkan dalam beberapa literatur dengan variasi jenis metode dan selanjutnya digunakan untuk permodelan, seperti kinetika Monte Carlo digunakan untuk memprediksi dekomposisi dari SSSS [63].

2.4 Mekanisme Pengerasan pada *Age Hardening*

Paduan aluminium yang dapat dikeraskan melalui proses penuaan dikontrol oleh interaksi dari pergerakan dislokasi dengan presipitat. Pada faktanya, penghalang dari pergerakan dislokasi tidak hanya datang dari presipitat saja, tetapi juga berasal dari medan regangan yang mengelilingi presipitat itu sendiri. Kombinasi dari presipitat dan medan regangan mempengaruhi *critical resolved shear stress* (CRSS), yang menggambarkan tegangan geser yang diperlukan untuk membuat dislokasi bergerak sepanjang aliran presipitat di dalam kristal tunggal. Untuk material polikristal, CRSS dihubungkan dengan *Taylor Factor*, yang nilainya bergantung pada struktur kristal dan susunannya [63].

Partikel presipitat dapat menghalangi pergerakan dislokasi melalui berbagai jenis mekanisme. Berdasarkan ukuran dari presipitat, jenis mekanisme dapat dibagi menjadi dua jenis : *particle shearing* dan *particle looping*. *Particle shearing* terjadi pada presipitat yang berukuran kecil dimana jarak antar partikel menjadi lebih dekat dan tegangan geser menyebabkan dislokasi memotong presipitat. Jika presipitat berukuran besar dan jarak partikel lebih lebar, maka presipitat dapat dilewati oleh pergerakan dislokasi melalui mekanisme *Orowan*. Hubungan antara CRSS dan ukuran partikel dapat dilihat pada Gambar 2.11.



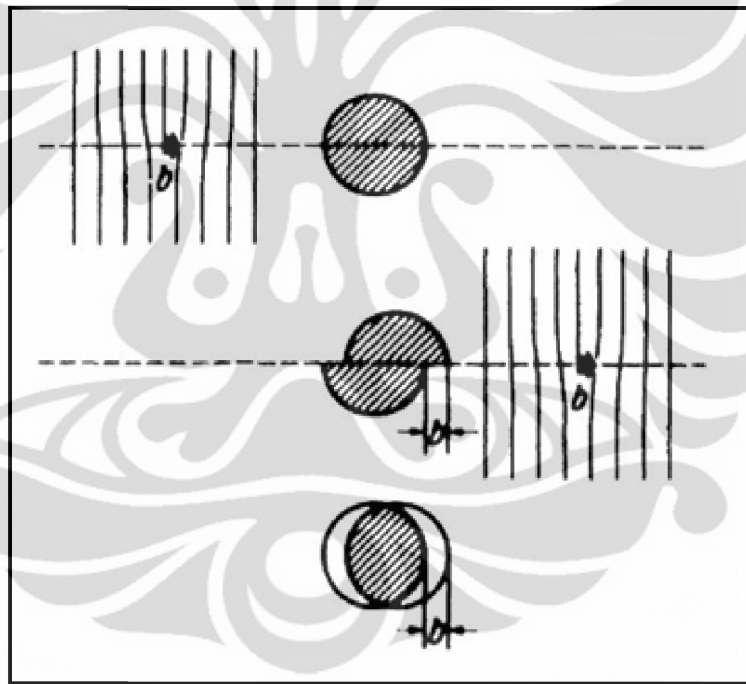
Gambar 2.11. Gambaran hubungan antara kekuatan dan ukuran partikel pada *age hardening alloy* [63].

2.4.1 Particle Shearing

Mekanisme pengerasan/penguatan yang termasuk dalam jenis ini antara lain :

(i) *Chemical strengthening*

Chemical strengthening timbul dari energi yang disyaratkan untuk membuat partikel tambahan dalam matriks antarmuka ketika partikel berhasil dipotong oleh dislokasi, seperti ditunjukkan oleh Gambar 2.12. Teori mengatakan bahwa untuk volume fraksi partikel yang tetap, peningkatan ukuran partikel akan menurunkan CRSS. Oleh karena itu, *chemical strengthening* merupakan salah satu mekanisme pengerasan yang cukup penting.



Gambar 2.12. Gambaran skematis proses pemotongan partikel kecil oleh pergerakan dislokasi [63].

(ii) *Stacking-fault strengthening*

Mekanisme ini terjadi ketika terdapat perbedaan energi salah susun partikel dan matriks.

(iii) *Modulus strengthening*

Ketika terdapat perbedaan antara modulus elastis partikel dan matriks, maka akan terjadi *modulus hardening*. Pergerakan dislokasi terjadi karena energi

sebagai fungsi modulus elastis kisi dimana medan regangan dari dislokasi masih ada. Oleh karenanya, dihasilkan gaya yang berasal dari interaksi dislokasi dan partikel. Peningkatan CRSS sebanding dengan perbedaan modulus elastis.

(iv) *Coherency strengthening*

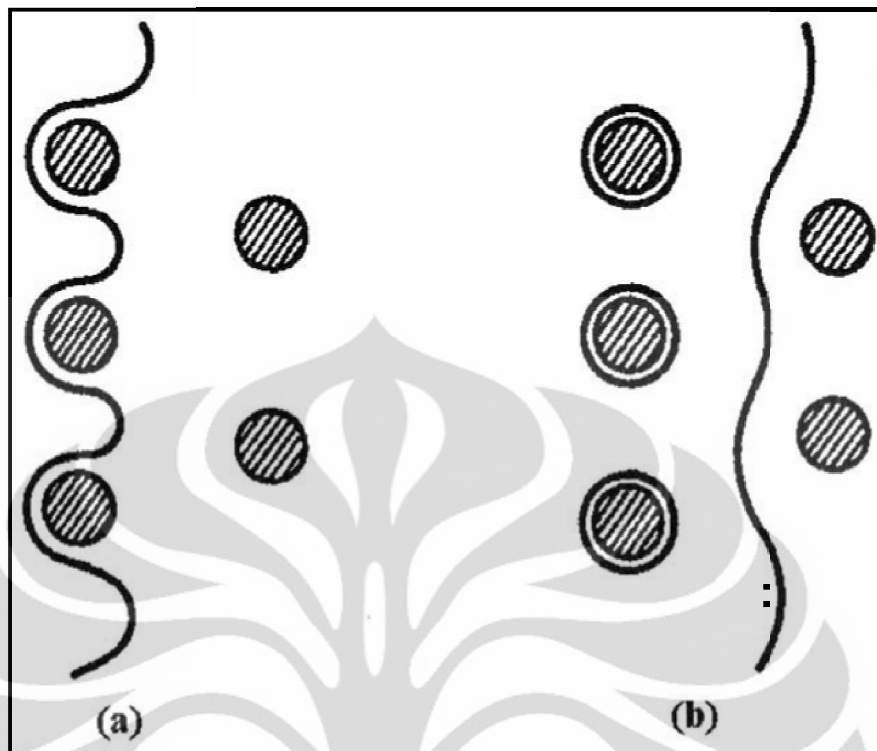
Coherency strengthening merupakan hasil dari regangan koheren elastis di sekitar partikel yang sebenarnya tidak cocok dengan matriks. Mekanisme ini umumnya terjadi pada presipitat yang koheren. Peningkatan CRSS dari regangan koheren sebanding dengan radius dan volume fraksi partikel.

(v) *Order strengthening*

Order strengthening terjadi diakibatkan oleh energi tambahan yang dibutuhkan untuk membuat batas fasa dalam hal kemampuan dislokasi untuk melewati presipitat.

2.4.2 Particle Looping

Pertumbuhan presipitat dan peningkatan CRSS menyebabkan presipitat sulit untuk dipotong oleh lintasan dislokasi. Sehingga lebih mudah bagi dislokasi untuk memutar di antara partikel yang dapat dilihat pada Gambar 2.13. Proses ini dikenal dengan *Orowan looping*. Ketika dislokasi melewati partikel, dua lengan dari dislokasi akan menarik secara bersama-sama menyebabkan terjadinya penggabungan dan membentuk loop dislokasi yang mengelilingi partikel. Dislokasi lebih lanjut yang memotong *slip plane* dan lewat antar partikel melalui proses Orowan membentuk sistem loop terpusat yang mengelilingi partikel. *Particle looping* via proses Orowan hampir mirip dengan yang terjadi pada paduan *over-aged* pada kurva kekerasan dimana kekuatan meningkat dan kemudian turun seiring dengan meningkatnya waktu penuaan [63].



Gambar 2.13. Mekanisme *Orowan Looping* [63].

2.4.3 *Optimum Strengthening*

Kekuatan maksimum dapat dikembangkan pada paduan *age-hardened* sesuai dengan dispersi kritis dari ukuran presipitat r^* yang memberikan kombinasi antara *particle shearing* dan *particle looping*. Ketika presipitat dipotong melalui proses *shearing*, dislokasi akan terus jalan sepanjang *slip plane* dan pengerasan kerja relatif kecil. Oleh karena itu, fraksi volume yang lebih besar dari presipitat menghasilkan kekuatan luluh yang tinggi. Ketika mekanisme *looping* menjadi dominan untuk partikel presipitat yang berukuran besar, kekuatan luluh dari paduan rendah tetapi laju pengerasan kerja tinggi dan deformasi plastis cenderung untuk menyebar secara seragam ke seluruh butir.

Untuk memperoleh penguatan dan pengerasan kerja secara bersama-sama, mikrostruktur presipitat harus mampu untuk menahan guntingan dari dislokasi dan memiliki jarak antar partikel yang lebih dekat. Langkah untuk merangsang pembentukan dispersi presipitat yang mampu menahan pemotongan dislokasi meliputi :

- Perlakuan penuaan dupleks untuk membentuk dispersi presipitat yang halus.
- Presipitasi dua fasa ; yang satu membentuk partikel yang halus yang bertujuan untuk meningkatkan kekuatan luluh, sementara yang satu lagi dengan pembentukan partikel yang berukuran lebih besar yang mampu menahan pemotongan dari dislokasi sehingga deformasi plastis terdistribusi lebih seragam.
- Presipitasi dua atau lebih fasa *intermediate* ; masing-masing membentuk bidang kristalografi yang berbeda sehingga menyebabkan pergerakan dislokasi berkurang.
- Nukleasi presipitat *intermediate* yang terdispersi seragam dengan penambahan sedikit elemen lain.

Selain mikrostruktur, morfologi, orientasi dan distribusi dari presipitat juga berperan penting dalam mendapatkan material yang memiliki kekuatan optimal. Kebanyakan paduan aluminium berkekuatan tinggi dikarakterisasi melalui sistem ketahanan gesernya, presipitat yang berbentuk seperti pelat terbentuk pada bidang matriks $\{100\}$ atau $\{111\}$, atau presipitat yang berbentuk seperti balok terbentuk pada arah $\langle 100 \rangle$. Presipitat yang berbentuk seperti pelat ternyata lebih efektif sebagai penghalang terhadap luncuran dislokasi dibanding presipitat jenis lain, seperti berbentuk kubus atau bola. Oleh karena itu, kondisi penguatan yang paling efektif terjadi ketika presipitat yang berbentuk pelat berada pada bidang yang membentuk sistem jaringan tertutup yang mampu menjebak luncuran dislokasi.

Perlu diketahui bahwa pengerasan melalui proses presipitasi merupakan satu-satunya mekanisme yang mampu berkontribusi penuh terhadap kekuatan total dari paduan aluminium, dimana biasanya merupakan kombinasi dari beberapa mekanisme pengerasan [63].

2.5 Age Hardening pada Paduan Al-Cu-Mg

Paduan ini ditemukan secara kebetulan pada tahun 1906 oleh Wilm. Sejak itu, jenis dari paduan Al-Cu-Mg dikembangkan seperti 2014 (Al-4.4Cu-0.5Mg-0.9Si-0.8Mn (wt.%)) dan 2024 (Al-4.3Cu-1.5Mg-0.6Mn (wt.%)) yang memiliki kekuatan luluh 350 - 490 MPa dan kekuatan tarik 485 - 520 MPa. Paduan 2024 inilah yang telah digunakan secara luas untuk aplikasi struktural pada pesawat terbang. Paduan Al-Cu-Mg berkekuatan lebih rendah seperti 2026 (Al-2.5Cu-0.45Mg wt.%) memiliki kemungkinan untuk digunakan untuk struktural otomotif [63].

2.5.1 Diagram Fasa Kesetimbangan

Berdasarkan diagram fasa kesetimbangan Al-Cu-Mg (Gambar 2.14), terdapat rentang dari fasa yang akan terbentuk, yang bergantung pada komposisi masing-masing paduan. Oleh karena itu, tahapan proses presipitasi sangat bergantung pada komposisi elemen Cu dan Mg, dimana paduan bisa berada pada fasa $\alpha + \theta$, $\alpha + S$, ataupun $\alpha + S + T$. Namun, sebelum fasa itu semua terbentuk, biasanya diawali dengan *co-clustering* dari atom Cu dan Mg yang dapat dideteksi dengan *Atom Probe Field Ion Microscopy* dan dilanjutkan dengan pembentukan zona GPB. Deskripsi dari tahapan proses evolusi mikrostruktural yang ditemukan pada paduan Al-Cu-Mg diberikan di bawah ini.

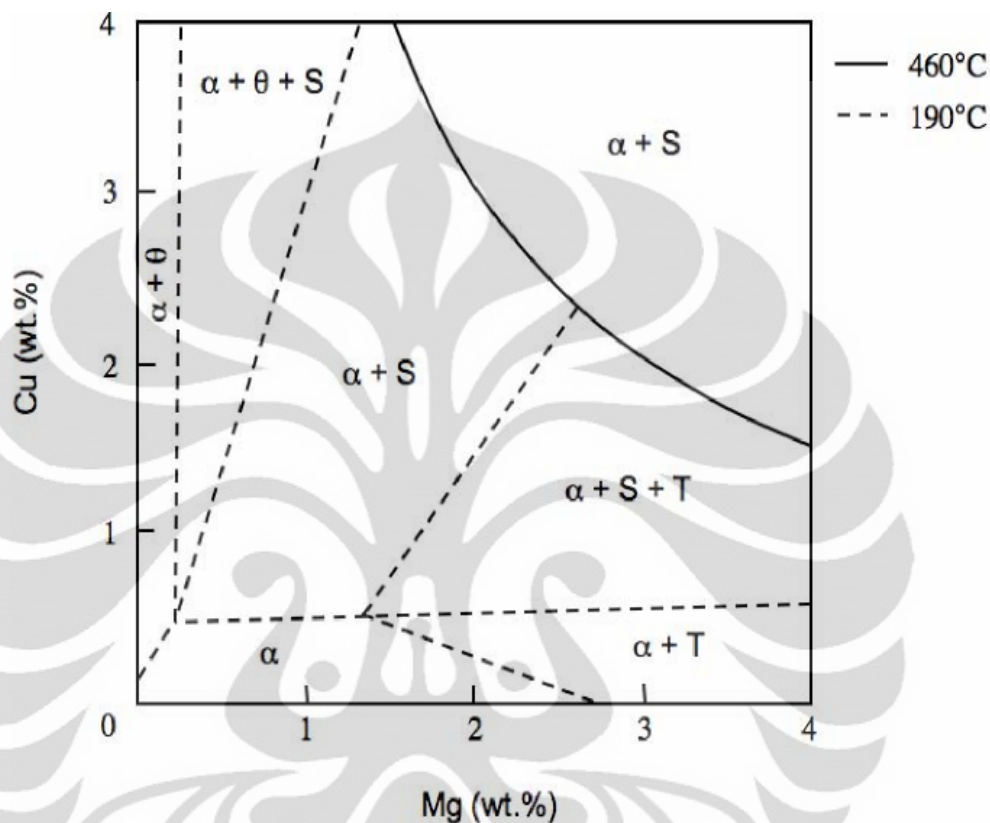
2.5.1.1 Clusters

Tersusun secara tidak beraturan yang merupakan hasil interaksi dari atom-atom terlarut. Tahapan ini merupakan tahapan awal dari proses presipitasi pada paduan Al-Cu-Mg.

2.5.1.2 Zona GPB

Bersifat koheren dengan matriks, umumnya berbentuk seperti balok, dan relatif stabil pada temperatur tinggi. Pada awalnya, istilah zona GPB diperkenalkan oleh Silcock yang didapatkan dengan menggunakan XRD. Silcock mengemukakan bahwa zona ini terbentuk di sepanjang arah $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ yang

berbentuk silinder dan berukuran sangat kecil, berdiameter antara 1 - 2 nm dan panjang 4 - 8 nm.



Gambar 2.14. Diagram fasa terner Al-Cu-Mg pada temperatur 460 °C dan 190 °C. $\alpha = Al$, $\theta = Al_2Cu$, $S = Al_2CuMg$, $T = Al_6CuMg_4$ [63].

2.5.1.3 Fasa S

Keseimbangan fasa S (Al_2CuMg) menyisakan suatu hal untuk dilakukan penelitian lebih lanjut dalam hal bagaimana proses pembentukannya, kristalografi dan mekanisme nukleasi dan pertumbuhannya. Ada juga dugaan keterlibatan fasa lain yang bersifat metastabil yang mengawali pembentukan fasa S . Fasa metastabil ini umum dikenal dengan sebutan fasa S'' dan S' , yang sampai sekarang masih menjadi perdebatan mengenai perbedaannya. Winkelmen telah memberikan penjelasan yang komprehensif dan melaporkan bahwa struktur dari fasa S adalah *orthorhombic* yang terbentuk di sepanjang 100_a .

2.5.1.4 Fasa T

Fasa T (Al_6CuMg_4 , $a = 1.425 \text{ nm}$) dianggap isomorf dengan fasa T yang ditemukan pada paduan Al-Zn-Mg.

2.5.1.5 Fasa σ

Fasa σ berbentuk seperti kubus yang memiliki orientasi $\{100\}$. Fasa ini memiliki struktur kubik kompleks yang terdiri dari 39 atom per unit sel dengan parameter kisi 0.831 nm. Penambahan unsur paduan dalam jumlah kecil seperti Ag, Si, atau Cd pada paduan Al-Cu-Mg akan membantu proses nukleasi dari fasa σ .

2.5.2 Efek dan Peranan dari Penambahan Unsur Tertentu pada *Age Hardening* Paduan Al-Cu-Mg

Penambahan unsur tertentu dalam jumlah yang sedikit pada paduan Al-Cu-Mg dapat memberikan efek yang luar biasa seperti perubahan mikrostruktur dan sifat selama proses presipitasi [63]. Ada beberapa persyaratan dari unsur paduan yang bisa memberikan efek *microalloying* pada paduan Al-Cu-Mg, antara lain :

1. Memiliki daerah kelarutan yang kecil dalam paduan aluminium.
2. Berinteraksi dengan vakansi.
3. Membantu proses nukleasi untuk menghasilkan dispersi mikrostruktur yang lebih halus.

Adapun peranan dari unsur paduan pada paduan Al-Cu-Mg, antara lain :

1. Menstimulasi proses nukleasi dari presipitat yang sudah ada sebelumnya dengan cara mengurangi energi antarmuka antara presipitat dan matriks.
2. Menyebabkan terbentuknya presipitat baru yang berbeda dari sebelumnya.
3. Bertindak sebagai tempat tumbuh untuk presipitat baru atau yang lama.
4. Meningkatkan kejenuhan sehingga menstimulasi proses presipitasi lebih lanjut.

Terdapat beberapa jenis presipitat yang terbentuk akibat penambahan sedikit unsur tertentu pada paduan Al-Cu-Mg, tergantung pada rasio Cu : Mg ;

2.5.2.1 Daerah Fasa $\alpha + \theta$ (rasio Cu:Mg tinggi, seperti : Al-4Cu-0.3Mg)

a. Penambahan Ag

Penambahan unsur Ag pada paduan Al-Cu-Mg menstimulus pembentukan presipitat Ω (Al_2Cu), yang berbentuk heksagonal, berada pada bidang matriks $\{111\}_\alpha$ dan proses nukleasi terjadi dari difusi atom Cu ke dalam *co-clusters* Mg-Ag. Struktur presipitat Ω adalah *face-centred orthorhombic* (Fmmm, $a = 0.496$ nm, $b = 0.859$ nm, $c = 0.848$ nm), memiliki 12 orientasi yang ekuivalen secara kristalografi : $\{111\}_\alpha$ $\{001\}_\Omega$, $10\bar{1}_\alpha$ 010_Ω , $1\bar{2}1_\alpha$ 100_Ω . Presipitat Ω secara signifikan mampu meningkatkan kekuatan pada temperatur tinggi dan ketahanan mulur pada paduan Al-Cu-Mg.

b. Penambahan Ag + Li

Paduan Al-Cu-Li-Mg-Ag secara signifikan menunjukkan sistem pengerasan tingkat tinggi, yang mendorong perkembangan paduan Weldalite™ yang memiliki kekuatan yang sangat tinggi. Beberapa penelitian menunjukkan bahwa penambahan sedikit unsur Ag + Li ke dalam paduan Al-Cu-Mg membantu pembentukan fasa T_1 (Al_2CuLi) yang berada pada bidang matriks $\{111\}_\alpha$ dan memiliki *habit plane* dan morfologi yang sama dengan fasa Ω .

c. Penambahan Ge

Dengan menggunakan *atom probe field ion microscopy* (APFIM) dan *transmission electron microscopy* (TEM), telah ditemukan bahwa penambahan unsur Ge mampu memodifikasi presipitat θ' menjadi lebih halus dan terdistribusi merata dan membentuk *co-clusters* Mg-Ge yang terjadi pada tahapan awal presipitasi.

d. Penambahan Cd

Penambahan unsur Cd mampu meningkatkan presipitasi θ' pada paduan Al-Cu-Mg dan dapat menstimulus presipitasi fasa σ . Dengan menggunakan 3DAP, telah ditemukan *co-clustering* Cd-Mg pada tahapan awal penuaan dan berkontribusi terhadap peningkatan kekerasan.

2.5.2.2 Daerah Fasa $\alpha + S$ (rasio Cu:Mg sedang, seperti Al-2.5Cu-1.5Mg)

a. Penambahan Ag

Pengaruh penambahan unsur Ag terhadap kurva *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg, antara lain :

- Meningkatkan laju pengerasan,
- Meningkatkan nilai kekerasan *plateau* (datar) dan *peak* (puncak), serta
- Mengurangi waktu yang dibutuhkan untuk mencapai daerah *plateau* dan kekerasan puncak.

Hal ini diperoleh dari *co-clustering* atom Mg-Ag yang kemudian bernukleasi menjadi fasa X' . Fasa X' terletak pada bidang $\{111\}_\alpha$ dan memiliki struktur heksagonal ($a = 0.496$ nm, $c = 1.375$ nm). Atom Probe menunjukkan bahwa Mg dan Ag terdapat di dalam presipitat X' ($\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{Ag})$), berbeda dengan fasa Ω dan T_1 , dimana atom Mg dan Ag bersegregasi ke dalam *habit interface*.

b. Penambahan Ag dan Si

Penambahan unsur silikon dikenal mampu meningkatkan respons terhadap fenomena *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg secara signifikan dengan membantu modifikasi *clustering* atom Si, Mg, dan Cu dan zona GPB agar terdistribusi dengan halus dan merata pada tahapan awal dari penuaan. Untuk mengoptimalkan sifat mekanis paduan Al-Cu-Mg, kemudian dikembangkanlah paduan Al-Cu-Mg-(Ag,Si) yang diharapkan mampu memodifikasi mikrostruktur dimana penambahan Si bisa membantu presipitasi dari zona GPB dan penambahan Ag diharapkan bergabung dengan Mg untuk membentuk presipitat Ω atau X' tergantung pada rasio Cu:Mg.

2.5.2.3 Daerah Fasa $\alpha + S + T$ (rasio Cu:Mg rendah, seperti Al-1.5Cu-4.0Mg)

a. Penambahan Ag

Penambahan Ag mampu meningkatkan laju dari *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg. Hal ini diakibatkan oleh terbentuknya distribusi presipitat yang lebih halus, dilambangkan dengan Z, yang memiliki struktur kubus ($m3m$, $a = 1.999$ nm). Mirip seperti fasa X' , analisis dengan menggunakan 1DAP

memperlihatkan bahwa unsur Ag bergabung ke dalam presipitat Z ($\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{Ag})$) dan presipitat yang terbentuk kaya akan atom Mg.

2.6 Rapid Hardening Phenomenon

Paduan Al-Cu-Mg yang berada pada daerah fasa $\alpha + S$ dan memiliki rasio Cu:Mg sedang memperlihatkan dua tahapan dari respons *age hardening*, yang dipisahkan oleh daerah datar (*plateau*), akibat perlakuan penuaan pada temperatur antara 110 – 240 °C [3,14,23]. Tahapan pertama dari proses pengerasan berlangsung sangat cepat yang terjadi hanya membutuhkan waktu penuaan sekitar 60 detik dan memberikan kenaikan nilai kekerasan minimal 40 % dari total peningkatan kekerasan [5]. Sementara, tahapan kedua membutuhkan waktu yang cukup lama, mungkin beberapa hari tergantung pada temperatur penuaan, untuk mencapai kekerasan puncak. Fenomena *rapid hardening* ini terjadi pada paduan Al-1.1Cu-xMg yang mengandung setidaknya 0.5 Mg (*at.%*), namun tidak terjadi pada paduan biner Al-Cu, Al-Mg ataupun paduan Al-Cu-Mg yang berada pada daerah fasa $\alpha + \theta$ yang memiliki rasio Cu:Mg tinggi, walaupun paduan-paduan tersebut dapat dikeraskan melalui proses presipitasi. Fenomena *rapid hardening* juga dapat ditemukan pada paduan Al-Zn-Mg dengan penambahan unsur Cu dan paduan Al-Cu-Mg ($\alpha + S$) dengan penambahan unsur Ag [3-13].

Asal-usul fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg telah diteliti secara luas sejak puluhan tahun yang lalu. Berawal dari Silcock [49] pada tahun 1960-an yang menyatakan bahwa tahapan awal pengerasan melalui mekanisme penuaan berasal dari pembentukan zona GPB (Gunier-Preston-Bagaryatsky) dan tahapan kedua terjadi berhubungan dengan pembentukan presipitat fasa S. Pada tahun 1997, Ringer [24] dengan menggunakan teknik APFIM berhasil menemukan pre-presipitat, yang disebut *co-clusters* atom Cu dan Mg, yang bertanggung jawab terhadap fenomena *rapid hardening*. *Clusters* umumnya mengandung 3 - 20 atom dimana interaksi antara *cluster* dengan dislokasi selama deformasi merupakan mekanisme baru dari pengerasan. Proses yang dikenal dengan istilah *cluster hardening* memiliki fenomena yang mirip dengan apa yang ditemukan pada *maraging steel*. Dengan menggunakan APFIM yang dikombinasikan dengan TEM konvensional dan HRTEM, Ringer tidak

menemukan zona GPB yang dulunya dianggap sebagai asal-usul fenomena *rapid hardening* pada tahapan awal penuaan. Zona GPB ini kemudian ditemukan ketika waktu penuaan berjalan cukup lama dan dianggap sebagai permulaan pengerasan tahapan kedua. Berbeda dengan mekanisme *cluster hardening* yang diajukan Ringer, Ratchev mengatakan bahwa fenomena *rapid hardening* disebabkan oleh terbentuknya partikel S'' yang bernukleasi pada loop dislokasi dan heliks. Fasa S'' yang terbentuk, yang nantinya bertransformasi ke S' , mampu mengunci pergerakan dislokasi sehingga meningkatkan kekerasan pada tahapan awal penuaan pada paduan Al-Cu-Mg.

Pada tahun 1999, Reich dengan menggunakan 3DAP yang dikombinasikan dengan HRTEM menemukan zona GPB yang terbentuk setelah fenomena *rapid hardening* dan tidak menemukan adanya *solute clusters* hingga penuaan mencapai akhir dari *plateau*. Reich mengemukakan bahwa terdapat segregasi dari atom terlarut ke dalam dislokasi yang terbentuk pada saat *quenching*. Hal ini menyebabkan terjadinya interaksi antara atom terlarut dan dislokasi berupa penguncian. Mekanisme inilah yang menyebabkan terjadinya *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg.

Selanjutnya, Zahra [53] dengan menggunakan *differential scanning calorimetry* (DSC) menemukan kurva zona GPB pada tahapan awal proses penuaan. Zahra mengklaim bahwa fenomena *rapid hardening* muncul akibat dari pembentukan zona GPB yang kemudian bertansformasi menjadi fasa S'' dan selama tahapan pengerasan kedua, partikel S' bernukleasi yang berasal dari fasa S'' .

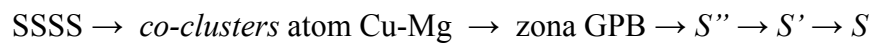
Pada tahun 2005, Wang dan Starink [38] mencoba untuk merangkum dari apa yang telah diteliti mengenai mekanisme pengerasan pada paduan Al-Cu-Mg. Mereka menyimpulkan tahapan proses presipitasi pada paduan Al-Cu-Mg yang berada pada daerah $\alpha + S$, antara lain sebagai berikut :



Dimana *co-clusters* yang dimaksud di atas adalah *co-clusters* atom Cu dan Mg. Tahapan ini berbeda dari apa yang dikemukakan Bagaryatsky sebelumnya, yaitu :



Sementara, menurut Ringer tahapan proses presipitasi pada paduan Al-Cu-Mg adalah:

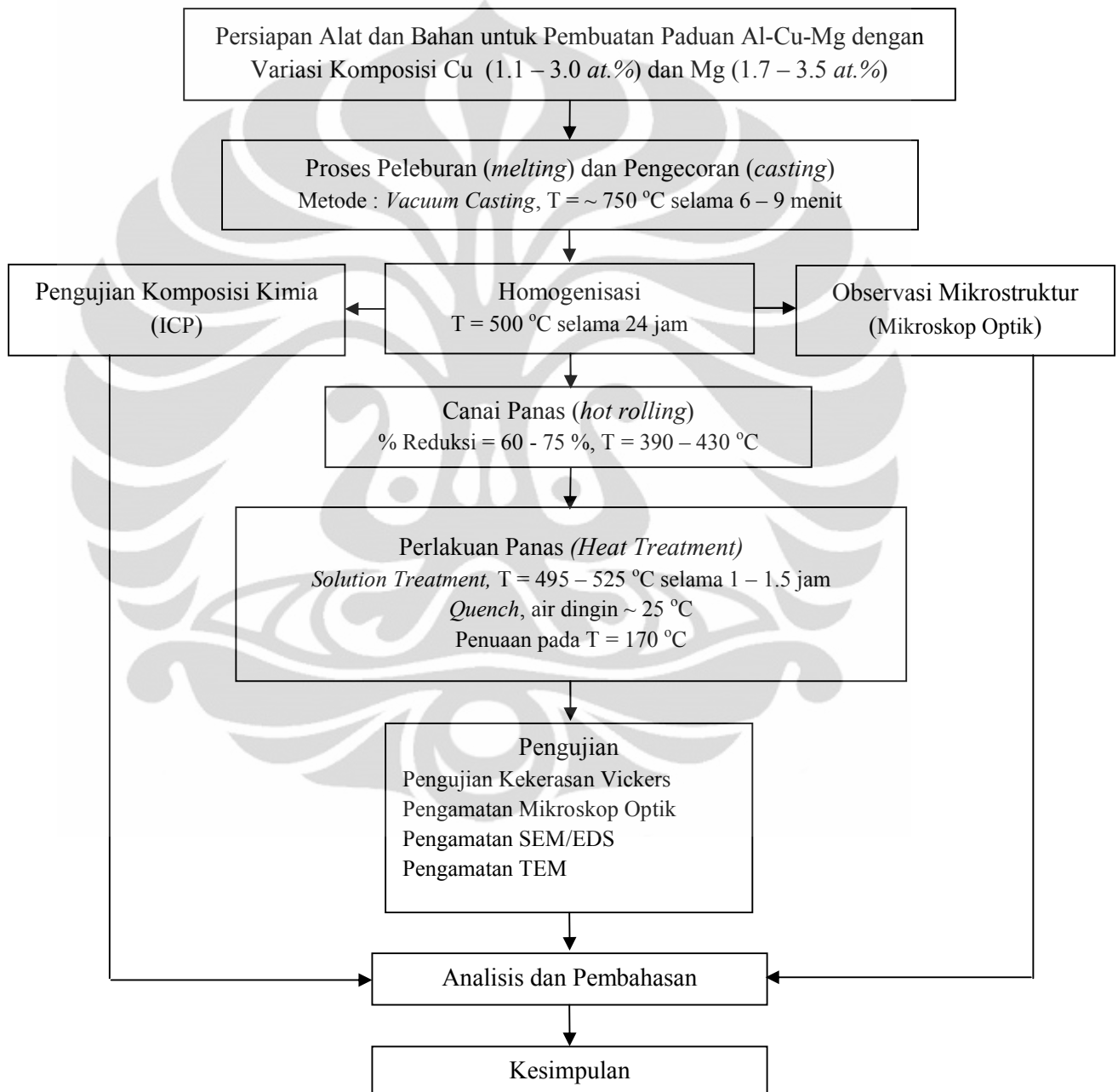


Wang dan Starink mencatat bahwa *co-clusters* atom Cu-Mg dan fasa *S* bertanggung jawab terhadap mekanisme pengerasan tahapan awal dan kedua selama penuaan pada paduan Al-Cu-Mg.



BAB 3
METODOLOGI PENELITIAN

3.1 Diagram Alir Penelitian



Gambar 3.1. Diagram Alir Penelitian

Diagram alir pada Gambar 3.1 menggambarkan tentang alur penelitian secara keseluruhan yang telah dilakukan mengenai proses penuaan pada paduan Al-Cu-Mg. Penelitian dimulai dengan membuat alur proses kerja dan menyiapkan bahan dan peralatan yang dibutuhkan untuk kelancaran proses. Proses persiapan alat dan bahan cukup mengambil banyak waktu dalam penelitian ini.

Setelah seluruh peralatan dan bahan siap, proses dilanjutkan dengan peleburan dan pengecoran logam untuk mendapatkan 20 paduan Al-Cu-Mg yang berasal dari logam murni masing-masing logam penyusun. Keseluruhan proses peleburan dan pengecoran dilakukan dengan alat VTC200 menggunakan metode *vacuum die casting*. Masing-masing paduan dibedakan dalam hal variasi komposisi Cu dan Mg. Ingot paduan Al-Cu-Mg yang dihasilkan selanjutnya dilakukan proses homogenisasi pada temperatur 500 °C selama 24 jam di dalam dapur *muffle*. Paduan Al-Cu-Mg kemudian dilakukan pengamatan metalografi untuk melihat keadaan mikrostruktur dan pengujian ICP untuk melihat kesesuaian komposisi paduan aktual dengan komposisi yang diinginkan sebelum dilakukan proses canai panas. Proses canai panas dilakukan dengan menggunakan alat *rolling* manual, yang diberi tambahan dapur *muffle* di dekatnya, untuk mendapatkan ketebalan sampel sekitar 2 mm.

Proses selanjutnya adalah perlakuan panas (*heat treatment*). Spesimen uji dilakukan *solution treatment* pada temperatur 495 °C selama 1.5 jam dan 525 °C selama 1 jam tergantung komposisi paduan di dalam *salt bath*. Kemudian dilakukan *quenching* ke dalam air dingin ~ 20 °C dan dengan sesegera mungkin dilanjutkan dengan proses *ageing* ke dalam *oil bath* dengan variasi waktu pada temperatur 170°C.

Penelitian dilanjutkan dengan berbagai macam proses pengujian, antara lain pengujian kekerasan dan karakterisasi dengan menggunakan LOM, SEM/EDS, TEM. Data yang didapat kemudian diolah menjadi bentuk tabel dan grafik serta dilakukan analisis dengan bantuan referensi untuk penarikan kesimpulan. Hampir keseluruhan proses penelitian dilakukan di *University of Sydney* dan sebagian kecil dilakukan di Departemen Teknik Metalurgi dan Material FTUI dan PT. Astra Honda Motor Sunter.

3.2 Peralatan dan Bahan

3.2.1 Peralatan

Peralatan yang digunakan dalam penelitian ini, antara lain :

- a. Timbangan listrik dengan tingkat ketelitian 0.0001 gram
- b. Gergaji potong manual
- c. *Vacuum Casting Machine VTC200*
- d. *Stir heat*
- e. Dapur *muffle*
- f. Mesin pemotong *Accutom-50 (Diamond Saw)*
- g. Mesin pemotong *Secotom-10*
- h. Mesin amplas
- i. Mesin amplas *Rotopol-22*
- j. Mesin poles *Tegrapol-25*
- k. Mesin *mounting CitoPress-10*
- l. Mesin bor
- m. Mesin *rolling manual*
- n. Jangka sorong digital
- o. *Salt Bath*
- p. *Oil Bath*
- q. Alat Gatan
- r. Mesin *electropolisher TegraPol-5*
- s. *Freezer*
- t. *LECO Macro Vickers Hardness Tester LV700 AT*
- u. Mikroskop optik digital
- v. *Low Resolution Scanning Electron Microscopy (SEM) Zeiss Evo*
- w. *Low Resolution Scanning Electron Microscopy (SEM) Jeol JSM-636*
- x. *High Resolution Scanning Electron Microscopy (SEM) Zeiss Ultra*
- y. *Transmission Electron Microscopy (TEM) Phillips CM12*
- z. *Transmission Electron Microscopy (TEM) Jeol 1400*

3.2.2 Bahan

Bahan-bahan yang digunakan dalam penelitian ini, antara lain :

- a. Logam Aluminium (Al) dengan tingkat kemurnian mencapai 99.85 %
- b. Logam Tembaga (Cu) dengan tingkat kemurnian mencapai 100.00 %
- c. Logam Magnesium (Mg) dengan tingkat kemurnian mencapai 99.90 %
- d. *Aluminium foil*
- e. *Cutting Wheels Silicon Carbide 10S20*
- f. Kertas amplas
- g. Resin dan *hardener*
- h. Alumina
- i. Kain beludru
- j. Etsa *keller* dengan komposisi HF 2 ml, HNO₃ 3.5 ml, HCl 4 ml, dan *aquadest* 95 ml
- k. *Steel mesh*
- l. *Steel wire*
- m. *Aluminium mesh*
- n. Nitrogen cair
- o. *Dry ice*

3.3 Persiapan dan Pemrosesan Paduan

3.3.1 Peleburan (*Melting*) dan Pengecoran (*Casting*)

Pengecoran logam merupakan proses pembentukan logam dengan cara memasukkan logam cair ke dalam cetakan berongga dan dilanjutkan dengan proses pembentukan logam tersebut. Salah satu teknologi terkini yang berkembang dalam pengecoran adalah *Vacuum Gravity Die Casting*. Dengan menggunakan teknik ini, akan meminimalisir terjadinya porositas akibat gas hidrogen yang umumnya terjadi pada produk *casting*.

VTC200 yang digunakan dalam penelitian ini merupakan dapur peleburan dan pengecoran yang dikembangkan oleh Indutherm dengan menggunakan prinsip *Vacuum Gravity Die Casting*. Tampilan fisik VTC200 dapat dilihat pada Gambar 3.2.



Gambar 3.2. Tampilan fisik *Vacuum Casting Machine VTC200*

Logam murni dipanaskan secara langsung melalui proses induksi dalam perlindungan gas argon (*protective gas*). Keuntungan khusus dalam penggunaan pemanasan induksi adalah temperatur peleburan yang diperoleh dengan cepat dikarenakan panas yang dihasilkan langsung diserap oleh logam. Selama proses peleburan, logam cair akan tercampur secara homogen dengan bantuan medan magnet. Spesifikasi lebih rinci dari VTC200 adalah sebagai berikut.

Volume krusibel : 155 cm³

Ukuran cetakan : diameter 100 mm x tinggi 260 mm

Temperatur krusibel	: maksimal 2000 °C
Daya	: 15 kW
Temperatur air pendingin	: 15 – 30 °C
Kelembaban atmosfer	: 20 – 80 %
Tekanan gas pelindung	: 5 – 8 bar
Berat	: 180 kg
Dimensi	: 700 mm x 950 mm x 1500 mm

3.3.1.1 Tahapan Persiapan

a. Perhitungan *Mass balance*

Sebelum melakukan proses pengecoran, terlebih dahulu dilakukan perhitungan *mass balance* untuk setiap komposisi paduan Al-Cu-Mg yang mau dibuat. Sampel yang terdiri dari 20 buah, yang dibedakan atas komposisi masing-masing material penyusun, awalnya didesain dalam bentuk persentase berat atom (*atomic percent*), *at.%*. Selanjutnya perhitungan dikonversi ke dalam persentase berat massa (*weight percent*), *wt.%* untuk memudahkan dalam penimbangan massa masing-masing material penyusun. Tahapan konversi dari *at.%* ke *wt.%* sebagai berikut :

- Dilakukan perkalian nilai *at.%* dengan berat atom masing-masing elemen paduan, anggap hasilnya F.
- Selanjutnya, nilai F dari masing-masing elemen dijumlahkan, anggap hasilnya F total.
- Kemudian dilakukan pembagian nilai F dari masing-masing elemen dengan nilai F total, anggap hasilnya G.
- Selanjutnya, dilakukan perkalian nilai G dari masing-masing elemen dengan 100 untuk memberikan nilai *wt.%* dari masing-masing elemen.

Contoh perhitungan (Al-1.1Cu-1.7Mg (*at.%*)) :

- Berat atom Al = 26.981, Cu = 63.546, Mg = 24.305

$$F_{Al} = (100 - 1.1 - 1.7) \times 26.981 = 2622.5532$$

$$F_{Cu} = 1.1 \times 63.546 = 69.9006$$

$$F_{Mg} = 1.7 \times 24.305 = 41.3185$$

$$b. F_{\text{total}} = F_{\text{Al}} + F_{\text{Cu}} + F_{\text{Mg}} = 2733.7723$$

$$c. G_{\text{Al}} = F_{\text{Al}} / F_{\text{total}} = 0.9593$$

$$G_{\text{Cu}} = F_{\text{Cu}} / F_{\text{total}} = 0.0256$$

$$G_{\text{Mg}} = F_{\text{Mg}} / F_{\text{total}} = 0.0151$$

$$d. \text{wt.}\% \text{ Al} = G_{\text{Al}} \times 100 = 95.93$$

$$\text{wt.}\% \text{ Cu} = G_{\text{Cu}} \times 100 = 2.56$$

$$\text{wt.}\% \text{ Mg} = G_{\text{Mg}} \times 100 = 1.51$$

Untuk mengetahui massa masing-masing material penyusun paduan, kemudian nilai *wt.%* diubah kedalam bentuk massa dengan menggunakan perhitungan matematis sederhana (melakukan perkalian *wt.%* / 100 dengan total massa paduan). Total masa paduan Al-Cu-Mg yang digunakan dalam penelitian ini adalah 160 gram. Pemilihan nilai ini berdasarkan pada keadaan krusibel.

Hasil konversi *at.%* ke *wt.%*, selanjutnya ke massa masing-masing material penyusun dari 20 sampel paduan Al-Cu-Mg yang dibuat dalam penelitian ini dapat dilihat pada Tabel 3.1 di bawah ini :

Tabel 3.1. Komposisi material untuk setiap formulasi penelitian

Kode	Massa Paduan	Satuan	Al	Cu	Mg
ACM 2615	160 g	<i>at.%</i>	97.2	1,1	1.7
		<i>wt.%</i>	95.9	2.6	1.5
		gram	153.72	4.09	2.42
ACM 2620	160 g	<i>at.%</i>	96.7	1.1	2.2
		<i>wt.%</i>	95.5	2.6	2.4
		gram	153.01	4.09	3.13
ACM 2624	160 g	<i>at.%</i>	96.2	1.1	2.7
		<i>wt.%</i>	95.0	2.6	2.4
		gram	152.29	4.1	3.85
ACM 2627	160 g	<i>at.%</i>	95.9	1.1	3
		<i>wt.%</i>	94.8	2.6	94.8
		gram	151.86	4.1	4.28
ACM 2630	160 g	<i>at.%</i>	95.4	1.1	3.5
		<i>wt.%</i>	94.3	2.6	3.1
		gram	151.14	4.1	5

Tabel 3.1 (lanjutan). Komposisi material untuk setiap formulasi penelitian

Kode	Massa Paduan	Satuan	Al	Cu	Mg
ACM 3915	160 g	<i>at.%</i>	96.6	1.7	1.7
		<i>wt.%</i>	94.6	3.9	1.5
		gram	151.56	6.27	2.4
ACM 3919	160 g	<i>at.%</i>	96.1	1.7	2.2
		<i>wt.%</i>	94.1	3.9	1.9
		gram	150.84	6.28	3.11
ACM 3924	160 g	<i>at.%</i>	95.6	1.7	2.7
		<i>wt.%</i>	93.7	3.9	2.4
		gram	150.13	6.28	3.82
ACM 3926	160 g	<i>at.%</i>	95.3	1.7	3
		<i>wt.%</i>	93.4	3.9	2.6
		gram	149.71	6.28	4.24
ACM 3931	160 g	<i>at.%</i>	94.8	1.7	3.5
		<i>wt.%</i>	93.0	3.9	3.1
		gram	149	6.28	4.95
ACM 5515	160 g	<i>at.%</i>	95.9	2.4	1.7
		<i>wt.%</i>	93.0	5.5	1.5
		gram	149.07	8.77	2.38
ACM 5519	160 g	<i>at.%</i>	95.4	2.4	2.2
		<i>wt.%</i>	92.6	5.5	1.9
		gram	148.37	8.78	3.08
ACM 5524	160 g	<i>at.%</i>	94.9	2.4	2.7
		<i>wt.%</i>	92.1	5.5	2.4
		gram	147.66	8.78	3.78
ACM 5526	160 g	<i>at.%</i>	94.6	2.4	3
		<i>wt.%</i>	91.9	5.5	2.6
		gram	147.24	8.78	4.2
ACM 5530	160 g	<i>at.%</i>	94.1	2.4	3.5
		<i>wt.%</i>	91.4	5.5	3.1
		gram	146.53	8.79	4.91

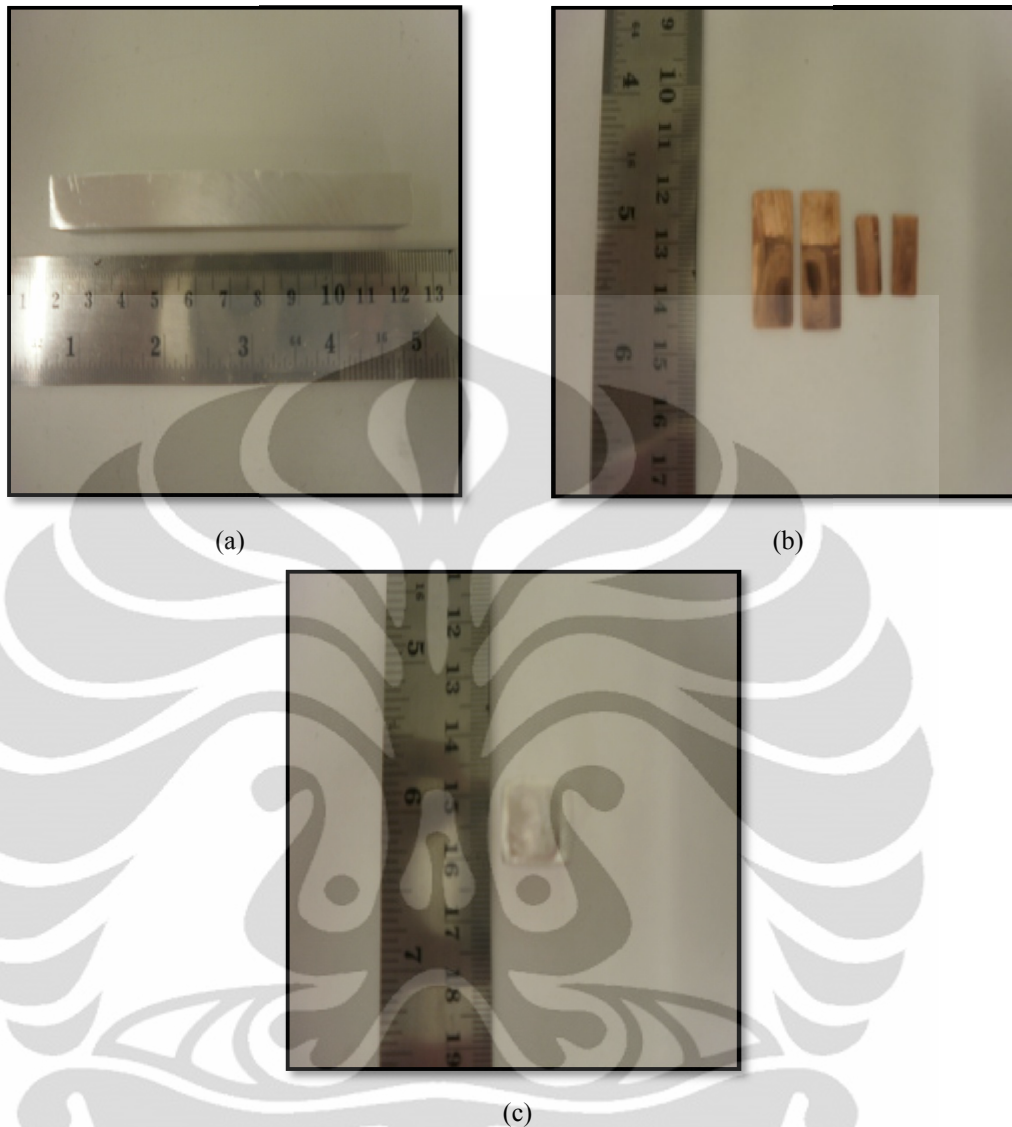
Tabel 3.1 (lanjutan). Komposisi material untuk setiap formulasi penelitian

Kode	Massa Paduan	Satuan	Al	Cu	Mg
ACM 6815	160 g	<i>at.%</i>	95.3	3	1.7
		<i>wt.%</i>	91.7	6.8	1.5
		gram	146.98	10.88	2.36
ACM 6819	160 g	<i>at.%</i>	94.8	3	2.2
		<i>wt.%</i>	91.3	6.8	1.9
		gram	146.28	10.89	3.06
ACM 6823	160 g	<i>at.%</i>	94.3	3	2.7
		<i>wt.%</i>	90.8	6.8	2.3
		gram	145,58	10,89	3,75
ACM 6826	160 g	<i>at.%</i>	94	3	3
		<i>wt.%</i>	90.6	6.8	2.6
		gram	145.16	10.89	4.17
ACM 6830	160 g	<i>at.%</i>	93.5	3	3.5
		<i>wt.%</i>	90.1	6.8	3.0
		gram	144.45	10.9	4.87

b. Persiapan Alat dan Bahan

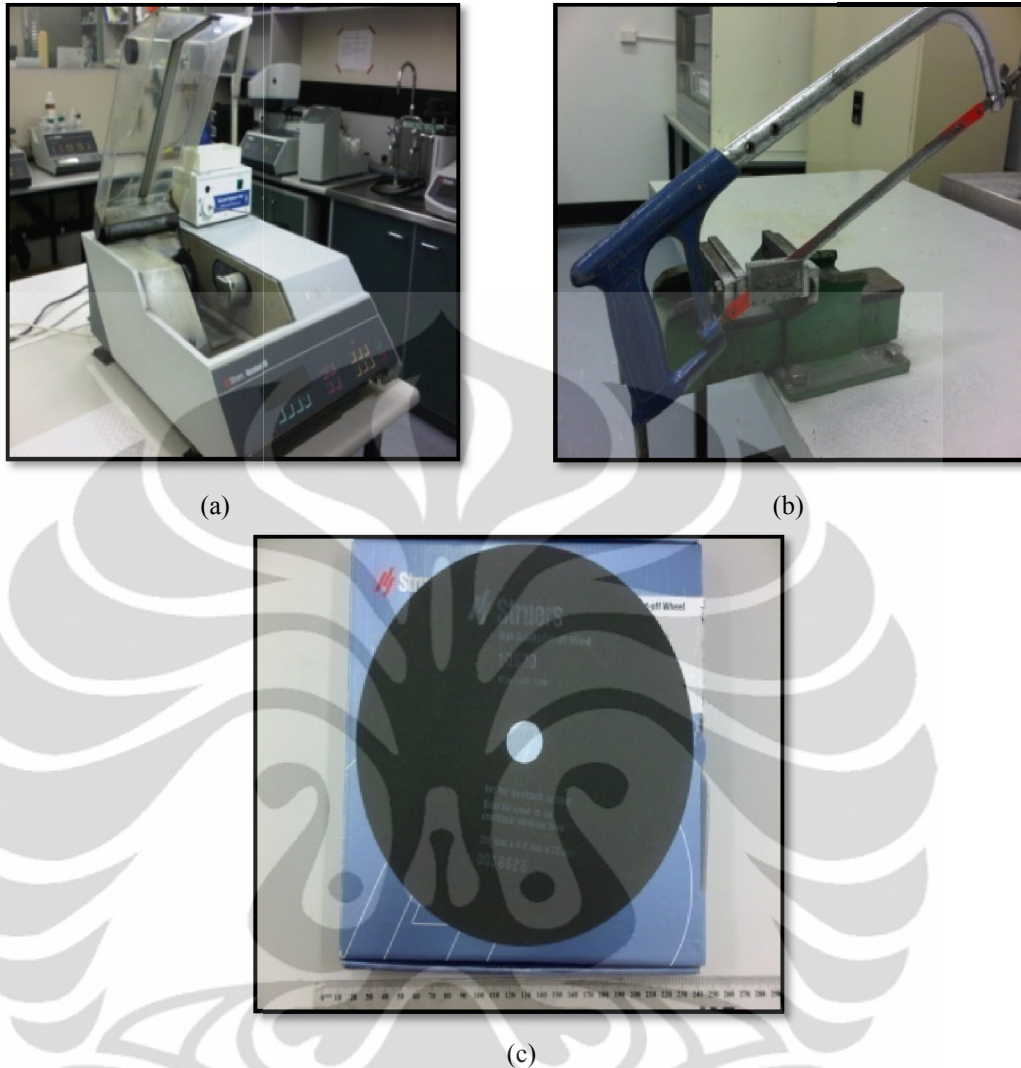
Tahapan persiapan alat dan bahan merupakan tahapan yang cukup krusial dalam proses pengecoran. Jika tahapan ini dilakukan dengan tidak benar, maka nantinya akan menimbulkan masalah pada proses peleburan dan pengecoran. Oleh karena itu, persiapan yang baik sangat dibutuhkan agar proses pengecoran berjalan dengan lancar.

Tahapan persiapan memakan waktu yang cukup lama untuk mendapatkan kualitas *ingot* yang baik. Secara umum, tahapan persiapan logam murni untuk pengecoran antara lain sebagai berikut : pemotongan, pengamplasan, dan penimbangan. Proses pemotongan harus dilakukan karena keadaan masing-masing material penyusun berbentuk bongkahan. Pemotongan batangan logam aluminium disesuaikan dengan dimensi krusibel. Logam tembaga dipotong dalam bentuk kecil dan tipis agar memudahkan dalam proses pelarutan saat peleburan. Sementara logam magnesium dipotong dalam bentuk bongkahan bertujuan untuk meminimalisir penguapan magnesium pada saat proses peleburan. Hasil proses pemotongan dapat dilihat pada Gambar 3.3.



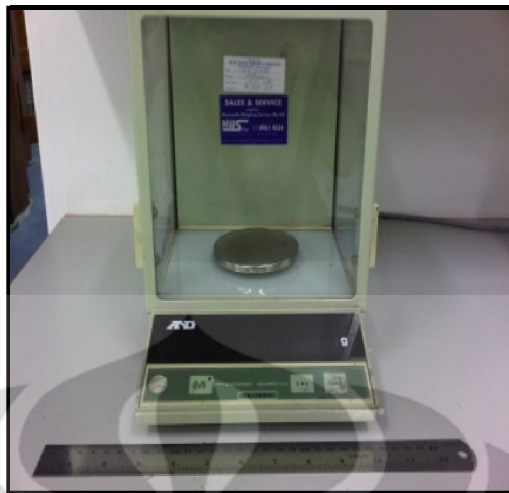
Gambar 3.3. Tampilan permukaan hasil pemotongan pada (a) logam aluminium, (b) logam tembaga, dan (c) logam magnesium.

Pemotongan logam aluminium dilakukan dengan menggunakan alat *Secotom-10* dilengkapi dengan *cutting wheel* 10S20 (khusus buat *soft metal*), sementara pemotongan logam tembaga dilakukan dengan menggunakan alat *Accutom-50* (*diamond saw*) dilengkapi dengan *cutting wheel* (khusus buat logam), sedangkan pemotongan logam magnesium dilakukan dengan menggunakan gergaji tangan, lihat Gambar 3.4.



Gambar 3.4. Peralatan dan bahan yang digunakan dalam pemotongan logam murni. (a) *Accutom-50 (diamond saw)*, (b) Gergaji tangan manual, dan (c) *cutting wheel 10S20*

Selanjutnya, setelah proses pemotongan logam murni selesai, dilakukan proses pengamplasan. Proses pengamplasan dilakukan bertujuan untuk menghilangkan oksida dan pengotor SiO_2 sisa hasil pemotongan (pada logam aluminium) pada permukaan logam. Kertas amplas yang digunakan bergrit 100 dan 240. Kemudian dilanjutkan dengan proses penimbangan masing-masing material penyusun paduan Al-Cu-Mg sesuai dengan perhitungan pada Tabel 3.5. Proses penimbangan bahan dilakukan dengan menggunakan timbangan listrik dengan tingkat ketelitian empat angka dibelakang koma, lihat Gambar 3.5.



Gambar 3.5. Timbangan listrik yang digunakan dalam proses preparasi sampel

Proses persiapan alat yang dilakukan sebelum proses peleburan dan pengecoran adalah proses *coating* pada cetakan logam. Proses *coating* ini bertujuan untuk menghindari terjadinya penempelan antara produk hasil pengecoran dengan cetakan logam dan memudahkan proses pengeluaran produk hasil pengecoran dari cetakan.

3.3.1.2 Proses Peleburan (*Melting*) dan Pengecoran (*Casting*)

Proses peleburan dan pengecoran paduan Al-Cu-Mg dilakukan dengan menggunakan metode *Vacuum Die Casting* pada VTC200 yang ada di *University of Sydney*. Tahapan proses peleburan dan pengecoran adalah sebagai berikut.

Sebelum memulai :

- a. Pendingin air dinyalakan ; panel diputar ke posisi *on* pada dinding, panel diputar ke posisi *on* pada tombol utama, dan tombol *on* ditekan pada panel depan pendingin. Pengecekan dilakukan untuk memastikan tekanan air berada pada rentang nilai 2.5 - 6 bar.
- b. Seluruh benda yang terbuat dari logam yang menempel pada tubuh anda, seperti perhiasan, jam tangan, koin, dan kunci dilepaskan untuk mencegah terjadinya pembakaran.
- c. Dilakukan pengecekan keadaan krusibel grafit jika ada retak atau tidak dan sisa pengotor yang berada di dalamnya dibersihkan sebelum digunakan.

Pemanasan terhadap krusibel dilakukan di dalam dapur *muffle* pada temperatur sekitar 150 °C selama 15 menit.

- d. Pemanasan dilakukan terhadap material *input* atau logam di dalam dapur *muffle* pada temperatur di atas 100 °C selama 15 menit yang bertujuan untuk menghilangkan *moisture*.
- e. Pemanasan dilakukan terhadap cetakan logam di dalam dapur *muffle* pada temperatur sekitar 150 °C selama 15 menit.
- f. Krusibel yang telah dilakukan pemanasan dimasukkan pada tempatnya di dalam *vacuum casting machine*.
- g. *Termocouple* dengan pelindung keramik diletakkan ke dalam krusibel.
- h. Material *input* atau logam murni yang telah dilakukan pemanasan dimasukkan ke dalam krusibel dengan menggunakan penjepit.
- i. Cetakan logam yang telah dilakukan pemanasan dimasukkan pada tempatnya di dalam *vacuum casting machine*.
- j. Gas pelindung argon dinyalakan; panel diputar ke posisi *on* pada dinding dan panel diputar ke keadaan *open* pada tabung. Pengecekan dilakukan untuk memastikan tekanan gas berada pada rentang nilai 130- 140 psi.

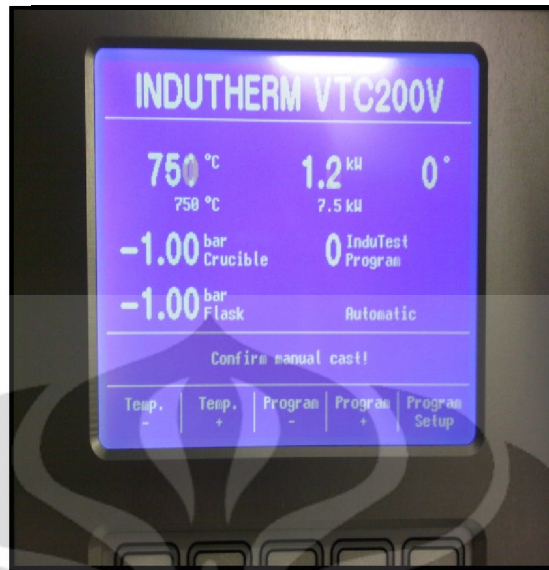
Proses Peleburan dan Pengecoran :

- a. Tombol *power* ditekan, yang terletak pada dinding *vacuum casting machine*.
- b. Parameter proses *casting* diatur, yang berada di tampilan program pada layar LCD, lihat Gambar 3.6.
- c. Pengecekan terhadap tekanan air dan tekanan gas diperlukan untuk meyakinkan bahwa berada pada rentang operasi standar (nilai 2.5 - 6 bar untuk air pendingin dan nilai 130 - 140 psi untuk tekan gas pelindung).
- d. Tombol *automatic start* ditekan, yang berada pada panel LCD untuk memulai proses peleburan.
- e. Lampu berwarna hijau akan muncul pada tombol generator dan *vacuum pump* secara bersamaan.
- f. Selama proses berjalan, lampu berwarna hijau juga muncul pada tombol *automatic start*.

- g. Ketika temperatur telah mencapai temperatur peleburan yang diatur di awal proses, pengecekan dilakukan untuk mengetahui apakah proses peleburan berjalan sempurna atau tidak.
- h. Jika peleburan masih belum selesai, waktu peleburan diperpanjang atau temperatur peleburan dinaikkan.
- i. Jika peleburan telah berjalan sempurna, maka tombol *automatic start* ditekan kembali. Lampu berwarna hijau akan muncul pada tombol *flask clamp*. Pada tahapan ini, cetakan akan bergerak menyesuaikan arah krusibel.
- j. Sistem selanjutnya berputar sekitar 90° sehingga terjadi proses penuangan logam cair dari krusibel ke dalam cetakan. Proses pengecoran berlangsung.
- k. Sistem akan tetap berada dalam keadaan vertikal hingga proses pembekuan berakhir.

Setelah proses berlangsung :

- a. Ruang tempat cetakan dibuka dan cetakan diambil dengan menggunakan tong.
- b. Ruang peleburan dibuka agar temperatur cepat turun.
- c. Mesin dibiarkan hingga temperatur turun hingga 100°C .
- d. Gas pelindung argon, air pendingin, dan *vacuum casting machine* dimatikan.



Gambar 3.6. Tampilan layar LCD pada VTC200 dengan berbagai parameter proses.

Pada awalnya, proses pengecoran dilakukan pada 15 buah paduan Al-Cu-Mg (Al-1.1Cu-1.7Mg – Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*)). Kelima belas paduan ini kemudian dilakukan pengujian komposisi kimia (ICP). Hasil pengujian komposisi kimia (ICP) selanjutnya dilakukan analisis terhadap *loss of element* (kehilangan elemen penyusun) dan *percentage of loss of element* (persentase kehilangan elemen penyusun) untuk pengecoran berikutnya.

Perhitungan banyaknya elemen yang hilang selama proses (*loss of element*) lebih jelasnya diuraikan pada Persamaan 3.1.

(3.1)

Sementara, perhitungan persentase banyaknya elemen yang hilang selama proses (*percentage of loss of element*) adalah sebagai berikut.

(3.2)

dimana :

initial composition = komposisi kimia target

ICP composition = komposisi hasil pengujian kimia ICP

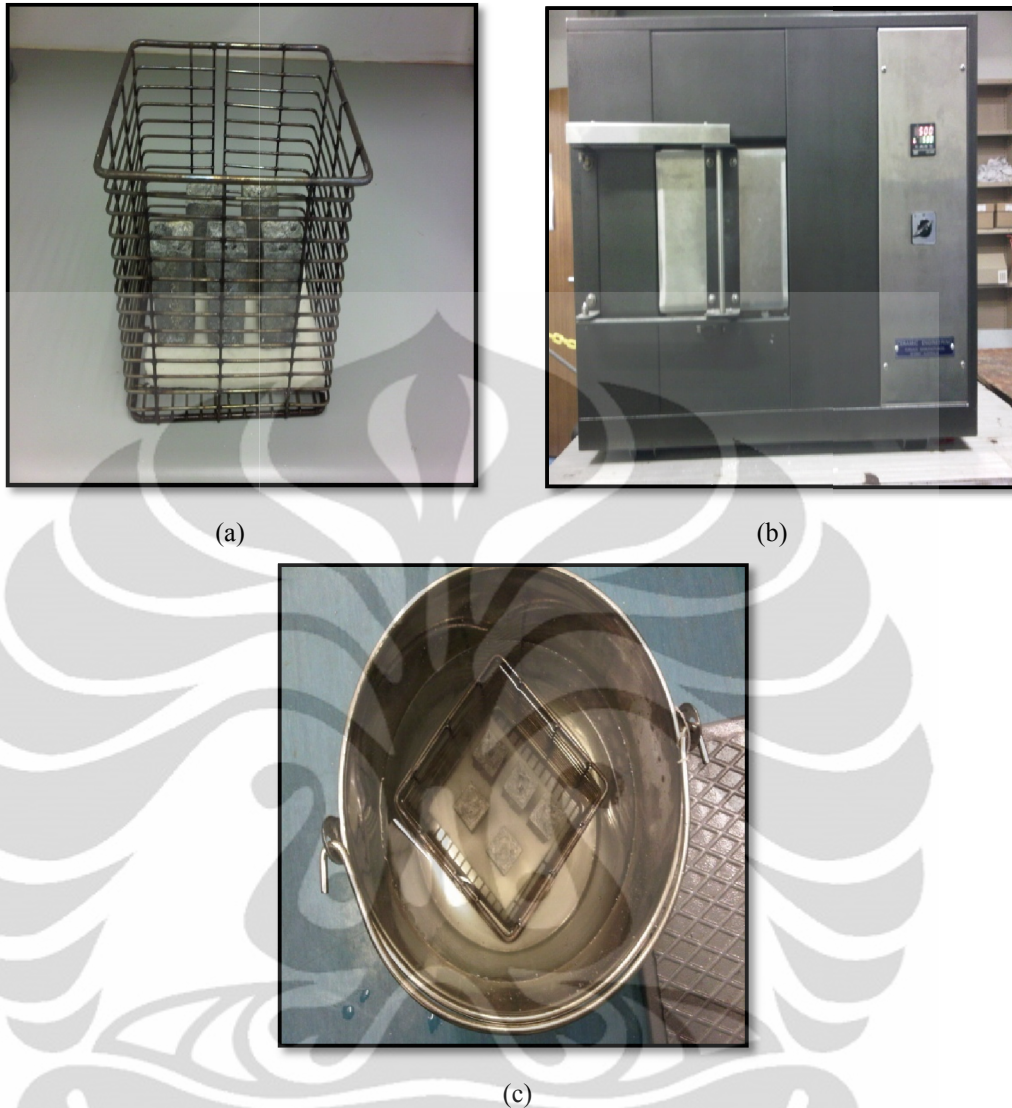
Pada pengecoran 5 buah paduan Al-Cu-Mg berikutnya (Al-3.0Cu-1.7Mg – Al-3.0Cu-3.5Mg (*at.%*)) diberikan tambahan massa Cu sebesar 5 *wt.%* untuk mengkompensasi kehilangan elemen Cu selama proses pengecoran. Penentuan kompensasi sebesar 5 *wt.%* berdasarkan analisis hasil pengujian komposisi kimia ICP terhadap 15 paduan Al-Cu-Mg sebelumnya. Persamaan matematis untuk kompensasi kehilangan elemen Cu adalah sebagai berikut.

$$(\quad) = 5 \% \times (\quad) \quad (3.3)$$

3.3.2 Homogenisasi (*Homogenizing*)

Paduan aluminium yang diperoleh dari hasil proses pengecoran cenderung memiliki mikrostruktur yang tidak seragam. Untuk itu perlu dilakukan suatu perlakuan untuk memperbaiki mikrostruktur paduan. Perlakuan yang umum dilakukan pada paduan Al-Cu-Mg hasil pengecoran adalah Homogenisasi. Homogenisasi merupakan suatu proses pemanasan pada temperatur tinggi yang bertujuan untuk menghilangkan efek segregasi kimia dan memperbaiki sifat mampu pengerjaan panas yang umum dilakukan pada ingot hasil pengecoran.

Pada penelitian ini, proses homogenisasi 20 paduan Al-Cu-Mg dilakukan di dalam dapur *muffle* pada temperatur 500 °C selama 24 jam. Selanjutnya dilakukan proses pendinginan (*quenching*) dengan menggunakan media air (temperatur air 20-25 °C). Tahapan proses homogenisasi dapat dilihat pada Gambar 3.7.



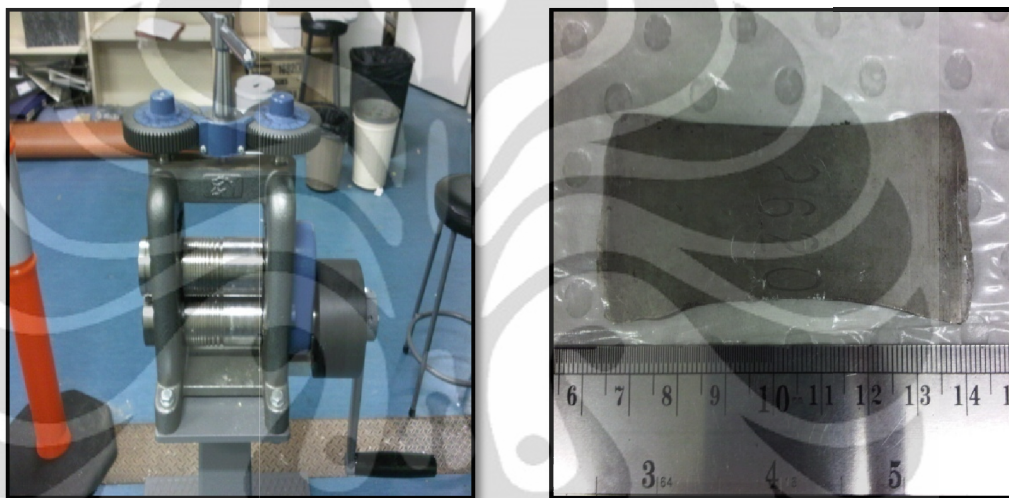
Gambar 3.7. Tahapan proses homogenisasi yang terdiri atas (a) pengaturan sampel, (b) pemanasan sampel di dalam dapur *muffle*, dan (c) *quenching* ke dalam air dingin.

3.3.3 Canai Panas (*Hot Rolling*)

Setelah proses homogenisasi, paduan Al-Cu-Mg selanjutnya dilakukan canai panas (*hot rolling*) sebelum proses *heat-treatment*. Tujuan proses canai panas adalah untuk mengurangi kemungkinan cacat hasil pengecoran, seperti struktur dendritik kasar dan porositas pada paduan Al-Cu-Mg. Sementara, keuntungan pemilihan canai panas dalam penelitian ini adalah daya yang diperlukan kecil diakibatkan oleh kekuatan luluh yang rendah dari paduan dan deformasi yang ditimbulkan besar yang diakibatkan oleh keuletan yang tinggi dari

paduan. Selain itu, akan diperoleh pengecilan ukuran butir jika dilihat mikrostrukturnya.

Proses canai panas *multi-pass* dilakukan pada temperatur 390-430 °C dengan menggunakan mesin *rolling* manual hingga diperoleh ketebalan sampel sekitar 2 mm. Mesin *rolling* manual dan contoh sampel hasil canai panas dapat dilihat pada Gambar 3.8.



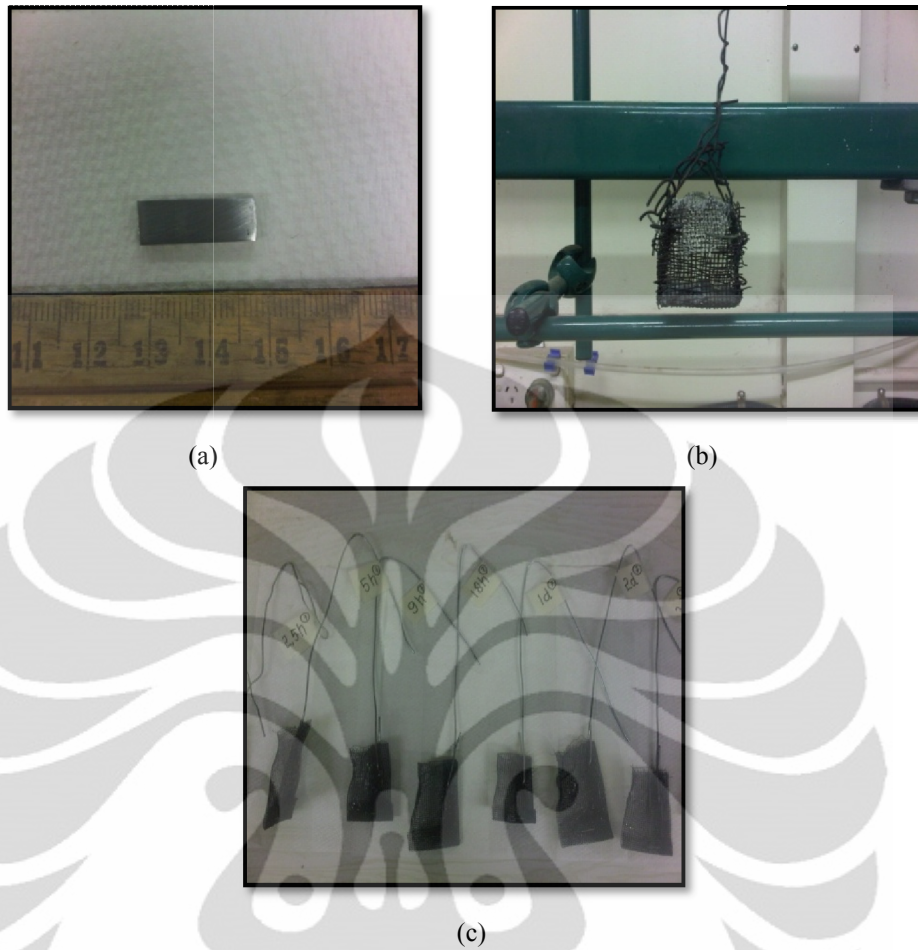
Gambar 3.8. Mesin *rolling* manual dan contoh sampel hasil canai panas.

Proses canai panas pada paduan Al-Cu-Mg dilakukan dengan alat *rolling* manual dengan menggunakan kekuatan tangan sebagai gaya pendorong putaran tuas. Sehingga, besar deformasi yang diberikan sulit untuk mencapai keseragaman pada setiap laluannya. Parameter alat *rolling* yang dapat diatur adalah celah atau *gap roll mill*. Satu putaran penuh tuas pengatur ketinggian *roll mill* bagian atas sama dengan 1.5 mm perubahan celah rol. Namun demikian, tetap sulit untuk mendapatkan nilai atau perhitungan pasti mengenai jumlah defomasi yang dilakukan pada setiap laluannya. Sehingga proses pengerolan dilakukan dengan jumlah laluan yang berbeda tergantung pada keadaan sampel hingga didapatkan pelat dengan ketebalan sekitar 2 mm.

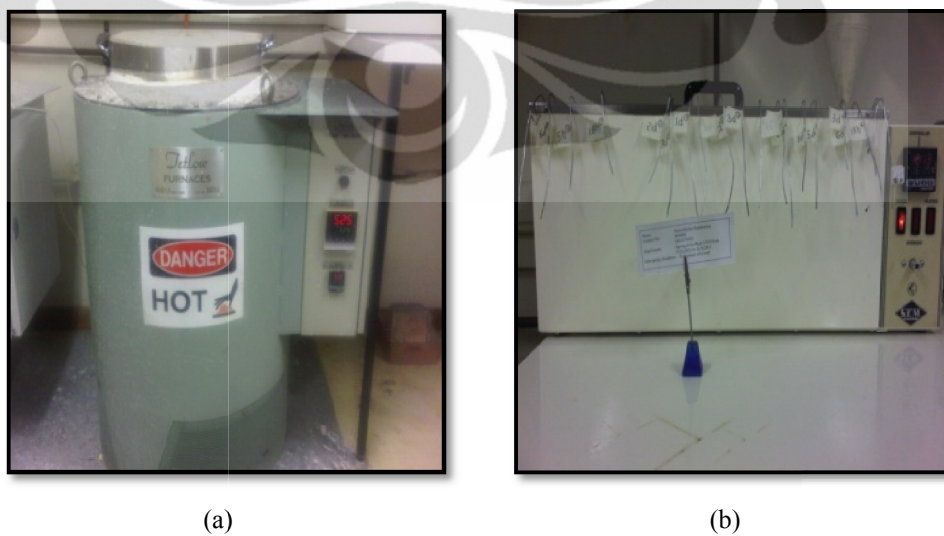
3.4 Proses Perlakuan Panas (*Heat-Treatment*)

Paduan Al-Cu-Mg dapat ditingkatkan sifat mekanisnya dengan melakukan proses perlakuan panas, yaitu dengan pemanasan dan pendinginan. Proses perlakuan panas pada paduan Al-Cu-Mg, yang biasa dikenal dengan istilah penuaan, terdiri dari beberapa tahapan proses, antara lain : *solution treatment*, *quenching*, dan penuaan.

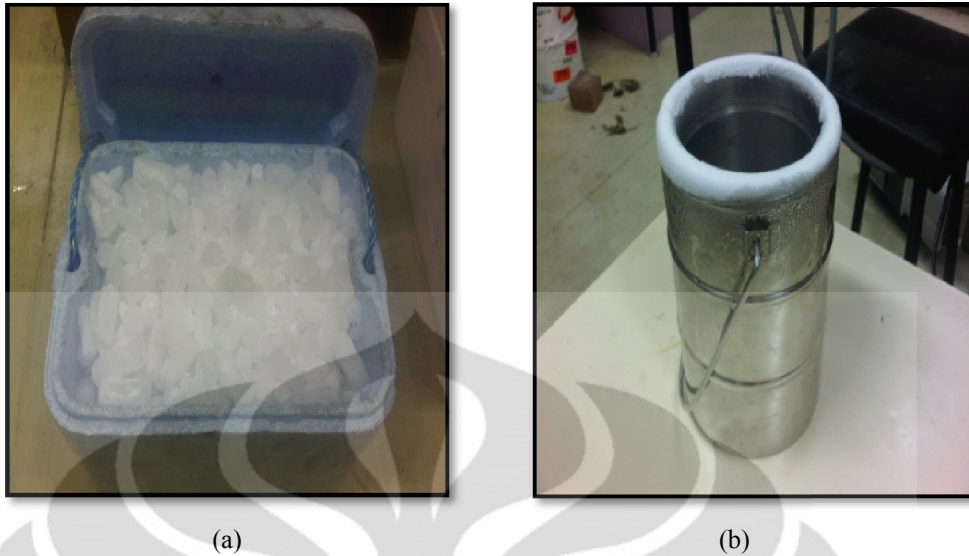
Spesimen untuk perlakuan panas yang langsung diikuti pengujian kekerasan, memiliki dimensi 6 x 20 x 2 mm (lebar x panjang x tebal) (Gambar 3.9). *Solution treatment* dilakukan pada temperatur 525 °C selama 1 jam untuk Al-1.1Cu-xMg dan Al-1.7Cu-xMg (*at.%*) dan 495 °C selama 1.5 jam untuk Al-2.4Cu-xMg and Al-3.0Cu-xMg (*at.%*) di dalam *salt bath* (Gambar 3.10 (a)). *Salt bath* berisi *temposal salt*, yang merupakan campuran kalium nitrat (KNO₃) dan natrium nitrat (NaNO₃). Selanjutnya, spesimen dilakukan *quenching* dari 525 °C atau 495 °C ke dalam air dingin yang memiliki temperatur sekitar 20 – 25 °C. Kemudian, secepat mungkin spesimen dimasukkan ke dalam *ageing bath* pada temperatur 170 °C. Sebelum dimasukkan ke dalam *oil bath* (Gambar 3.10 (b)), spesimen-spesimen uji diberikan *dry ice* atau nitrogen cair (Gambar 3.11) untuk mengurangi kemungkinan terjadinya *natural ageing*. Penuaan dilakukan di dalam *oil bath* yang berisi *silicon fluid AP150* yang temperaturnya dijaga konstan pada 170 ± 0.5 °C dan selalu dilakukan pengecekan tiap harinya dengan menggunakan *thermocouple*. Proses penuaan dilakukan dengan variasi waktu penuaan dengan tujuan untuk melihat keadaan *rapid hardening (under aged)*, *peak aged*, dan *over aged*. Variasi waktu penuaan adalah sebagai berikut : *as-queched*, 10 detik, 30 detik, 60 detik, 2.5 menit, 10 menit, 15 menit, 30 menit, 1 jam, 2.5 jam, 5 jam, 9 jam, 18 jam, 24 jam, 48 jam, 72 jam, 96 jam, 120 jam, 144 jam, dan 168 jam.



Gambar 3.9. (a) Dimensi spesimen uji untuk perlakuan panas dan keranjang tempat spesimen pada proses (b) *solution treatment* dan (c) penuaan.



Gambar 3.10. (a) *Salt Bath* dan (b) *Oil Bath* yang digunakan pada proses perlakuan panas paduan Al-Cu-Mg.



Gambar 3.11. (a) *Dry Ice* dan (b) nitrogen cair yang digunakan untuk mengurangi kemungkinan terjadinya *natural ageing*.

3.5 Pengujian

3.5.1 Pengujian Komposisi Kimia (ICP)

Pengujian ICP dilakukan bertujuan untuk mengetahui komposisi kimia dari paduan Al-Cu-Mg hasil proses *casting*. Pengujian ICP mengacu pada standar ASTM E 88-91 [64] yang menyatakan bahwa untuk merepresentasikan komposisi kimia dari seluruh bagian sampel, maka proses pengeboran harus dilakukan pada 5 titik dari atas sampai bawah dimana jarak antar titik menyesuaikan kondisi sampel. Pengeboran dilakukan untuk mendapatkan *debris*.

Sebelum dilakukan proses pengeboran (Gambar 3.12), sampel dilakukan preparasi berupa pembersihan permukaan, dimulai dari pengamplasan dan pencucian untuk menghilangkan kotoran ataupun minyak. *Debris* hasil pengeboran dikumpulkan hingga didapatkan berat sekitar 0.5 – 1.5 gram (Gambar 3.13). Selanjutnya, sampel dikirim ke UNSW (*University of New South Wales*) untuk dilakukan pengujian.



Gambar 3.12. Mesin pengeboran yang digunakan untuk menghasilkan *debris*.



Gambar 3.13. Hasil pengumpulan *debris* dari pengeboran yang siap untuk dilakukan pengujian komposisi kimia (ICP).

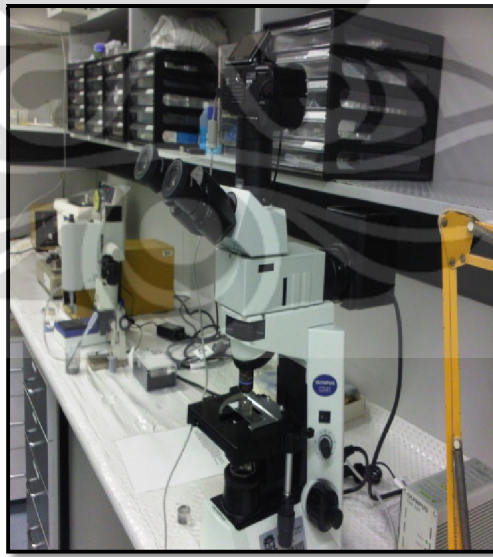
3.5.2 Pengujian Kekerasan (*Hardness Testing*)

Pengujian kekerasan bertujuan untuk melihat respons secara langsung terhadap *age hardening* yang dilakukan segera setelah proses *artificial ageing* berakhir. Pengujian kekerasan dilakukan dengan menggunakan *LECO Macro Vickers Hardness Tester LV700 AT* di bawah kondisi pembebanan 5 KgF dan *dwell time* 10 detik dengan indentor *diamond*. Pengujian kekerasan dengan metode Vickers mengacu pada standar ASTM E92-82 [65]. Dengan metode pengujian ini, nilai kekerasan dapat langsung dibaca pada *display* alat dalam skala VHN.

Sebelum dilakukan penjejakan, spesimen diberikan pengamplasan untuk menghilangkan kotoran yang ada di permukaan. Untuk mendapatkan keakuratan data, penjejakan dilakukan sebanyak 10 kali, dimana nilai maksimum dan minimum tidak dimasukkan ke dalam perhitungan rata-rata.

3.5.3 Pengamatan Mikroskop Optik

Pengamatan metalografi dengan menggunakan mikroskop optik bertujuan untuk melihat cacat hasil *casting*, seperti porositas dan *cracking*, serta mengetahui bentuk dan distribusi ukuran butir hasil *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg. Pengamatan untuk melihat cacat hasil pengecoran dilakukan di *University of Sydney* tanpa menggunakan poles dan etsa. Sementara, pengamatan untuk mengetahui bentuk dan distribusi ukuran butir hasil *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg dilakukan di Departemen Teknik Metalurgi dan Material FTUI dengan menggunakan etsa. Kedua pengamatan ini dilakukan di bawah mikroskop optik digital, seperti tampak pada Gambar 3.14.



Gambar 3.14. Mikroskop optik digital *Olympus CX41* yang digunakan dalam penelitian ini.

Preparasi sampel untuk pengamatan mikroskop optik dilakukan dengan berbagai tahap, antara lain :

a. Pemotongan (*cutting*)

Pengambilan sampel dari suatu bahan harus dilakukan secara teliti. Sampel yang dipotong merupakan bagian yang dianggap representatif dan mewakili semua sifat sampel, serta tidak dalam keadaan rusak. Pada penelitian ini, pemotongan sampel dilakukan dengan menggunakan gergaji tangan.

b. *Mounting*

Tahapan proses *mounting* bertujuan untuk menempatkan sampel pada suatu media yang nantinya berfungsi membantu pengamatan metalografi dan untuk memudahkan penanganan sampel yang berukuran kecil dan tidak beraturan tanpa merusak sampel. Jenis *mounting* yang digunakan dalam penelitian ini adalah *compression mounting* yang dilakukan di *University of Sydney* dan *castable resin* yang dilakukan di Laboratorium Metalografi Departemen Teknik Metalurgi dan Material FTUI.

Untuk *compression mounting*, sampel hanya perlu dimasukkan ke dalam cetakan mesin dimana parameter tekanan dan waktu diatur menyesuaikan dengan material *mounting*. Sementara, pada *castable resin*, proses dilakukan secara manual dan memerlukan *hardener* yang dicampurkan ke dalam resin. Mesin *compression mounting CitoPress-10* yang digunakan dalam penelitian ini dapat dilihat pada Gambar 3.15.



Gambar 3.15. Mesin *mounting CitoPress-10* yang digunakan dalam preparasi sampel metalografi.

c. Pengamplasan (*grinding*)

Proses pengamplasan bertujuan untuk mendapatkan kehalusan permukaan dan menghilangkan goresan-goresan kasar pada permukaan sampel. Pengamplasan dilakukan dengan menggunakan kertas amplas nomor grit #400, #600, #800, #1000, dan #1200 yang dilakukan secara bertahap dimulai dari nomor grit paling kecil (kasar) ke nomor grit yang besar (halus).

Pada pengamplasan (Gambar 3.16) diperlukan pengaliran air yang bertujuan untuk mengalirkan geram logam yang terkikis sehingga memperpanjang masa pemakaian kertas amplas. Hal lain yang harus diperhatikan adalah arah pengamplasan. Ketika ingin mengubah arah pengamplasan, maka arah yang baru adalah 45° atau 90° terhadap arah sebelumnya. Selain itu, tekanan yang diberikan pada sampel harus dikontrol, tekanan yang terlalu kecil tidak menimbulkan efek pengikisan, sementara jika tekanannya terlalu besar akan menimbulkan goresan yang besar.



Gambar 3.16. Mesin amplas *RotoPol-22* yang digunakan dalam preparasi sampel metalografi.

d. Pemolesan (*polishing*)

Setelah pengamplasan dirasa cukup, selanjutnya sampel dilakukan proses pemolesan dengan menggunakan serbuk alumina yang telah dicampur dengan air. Pemolesan (Gambar 3.17) bertujuan untuk memperoleh permukaan sampel yang halus, bebas goresan, dan mengkilap seperti cermin.



Gambar 3.17. Mesin poles *Tegrapol-25* yang digunakan dalam preparasi sampel metalografi.

e. Pengetsaan (*etching*)

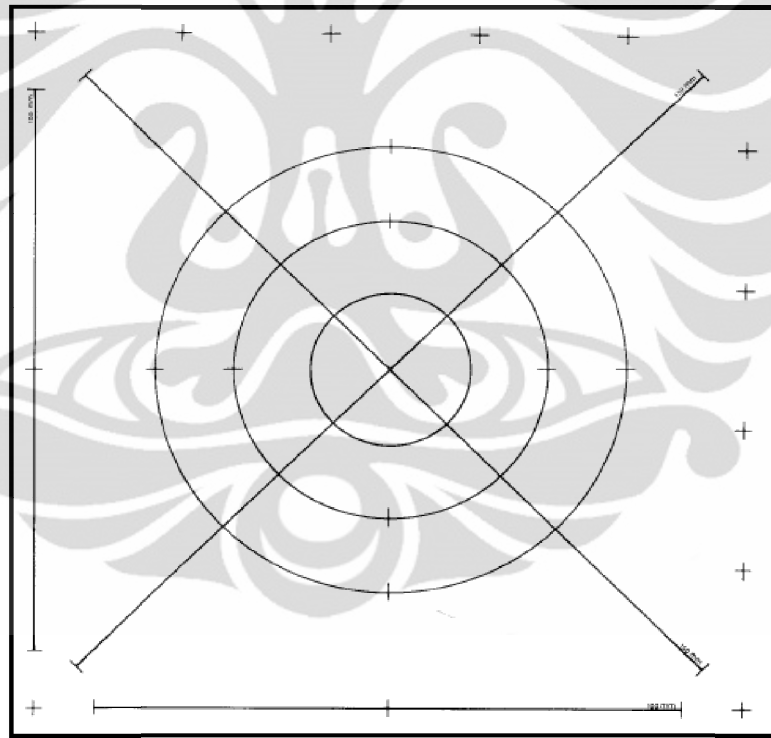
Etsa merupakan suatu proses penyerangan atau pengikisan batas butir secara selektif dan terkendali melalui proses pencelupan ke dalam larutan pengetsa sehingga detail struktur akan terlihat jelas dan tajam. Pemilihan zat etsa harus menyesuaikan dengan jenis material dan apa yang mau diamati, batas butir atau fasa.

Pada penelitian ini, digunakan zat etsa keller untuk melihat batas butir. Sampel yang telah dipoles dan dicuci bersih dengan alkohol, dicelupkan ke dalam larutan *keller* dengan komposisi HF 2 ml, HNO₃ 3.5 ml, HCL 4 ml, dan *aquadest* 95 ml selama 8-15 detik kemudian dibilas dengan air mengalir dan dikeringkan.

3.5.3.1 Pengukuran Besar Butir

Perhitungan ukuran butir dari material polikristalin merupakan suatu metode yang umum digunakan dalam pengamatan metalografi untuk mengetahui pengaruh besar butir terhadap sifat mekanis material. Dalam penelitian ini, pengukuran besar butir dilakukan pada paduan Al-Cu-Mg saat tercapainya kekerasan puncak bertujuan untuk mengetahui pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap besar butir dan pengaruhnya terhadap kekerasan yang dihasilkan.

Pengujian dan perhitungan besar butir dilakukan dengan menggunakan standar ASTM E112 “*Standard Test Method for Determining Average Grain Size*” [66]. Terdapat berbagai metode perhitungan besar butir yang dijelaskan di dalam ASTM E112, namun yang akan digunakan dalam penelitian ini adalah Metode *Intercept Heyn*. Prinsip perhitungan besar butir dengan Metode *Heyn* adalah dengan membuat tiga lingkaran masing-masing memiliki diameter sebesar 79.58 mm, 53.05 mm, dan 26.53 mm dimana ketiga lingkaran tersebut digabung menjadi satu dengan panjang total ketiga garis lingkaran tersebut 500 mm. Kemudian hasil perpotongan garis dari ketiga lingkaran dengan batas butir dijumlahkan untuk mendapatkan besar butir dari material tersebut.



Gambar 3.18. Lingkaran yang digunakan untuk penghitungan besar butir dengan Metode *Intercept Heyn* [66].

Setelah pemberian etsa dapat menampilkan batas butir, maka besar butir dihitung dengan menggunakan Metode *Intercept*, sesuai dengan standar perhitungan metalografi kuantitatif ASTM E112. Rumus yang digunakan yaitu :

$$\frac{N_L}{L} \quad (3.4)$$

Nilai N_L kemudian dimasukkan dalam persamaan:

$$G = (6.643856 \log N_L) - 3.288 \quad (3.5)$$

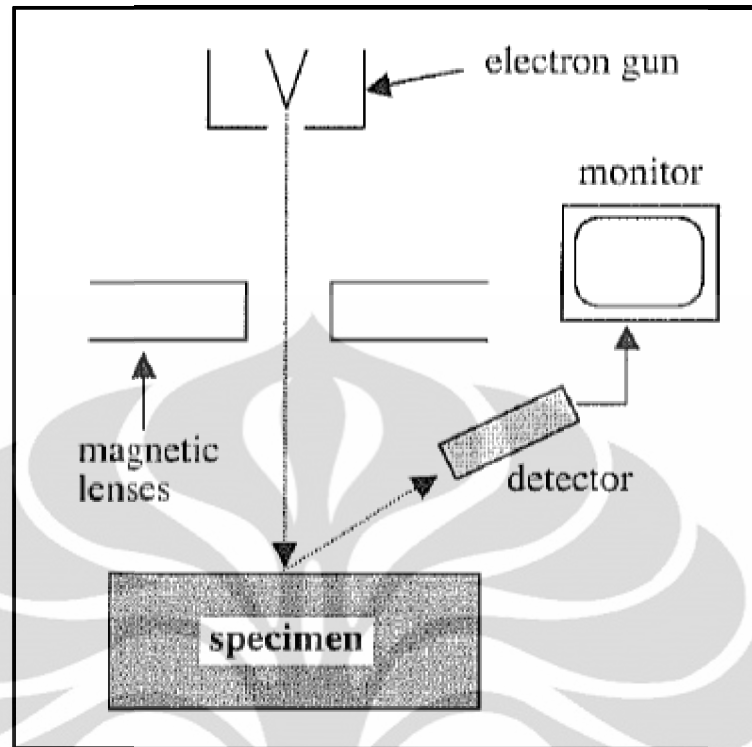
dimana :

- N_L = jumlah *intercept* per satuan panjang,
- N_i = jumlah *intercept* dari hasil penjumlahan,
- L = panjang garis total (500 mm),
- M = perbesaran yang digunakan, dan
- G = besar butir menurut ASTM.

Kemudian dari hasil perhitungan besar butir rata-rata diatas dikonversikan menjadi ukuran butir menurut standard ASTM E 112 mengenai *Grain Size Measurement*.

3.5.4 Pengamatan SEM/EDS (*Scanning Electron Microscopy/Energy Dispersive Spectroscopy*)

Gambar 3.19. memperlihatkan skematis sederhana dari sebuah SEM. *Electron beam* yang memiliki energi cukup kecil (1 – 30 kV) difokuskan ke permukaan spesimen uji dengan menggunakan lensa elektromagnetik. SEM biasa digunakan untuk melihat keadaan topografi permukaan spesimen (menggunakan gambar *secondary electron*) dan melihat fasa atau distribusi komposisi (menggunakan gambar *backscattered electron*).

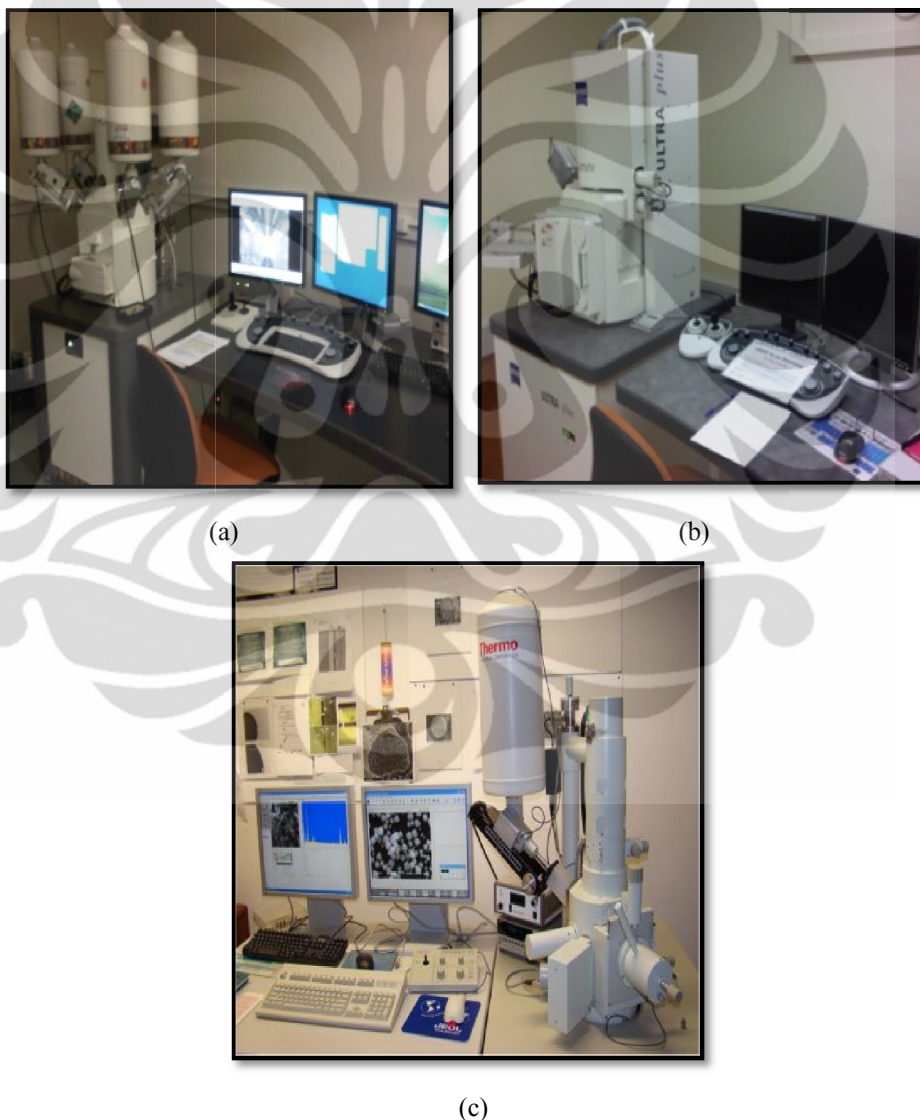


Gambar 3.19. Skematis sederhana dari SEM [67]

Karakterisasi terhadap mikrostruktur hasil perlakuan panas T6 paduan Al-Cu-Mg dilakukan dengan menggunakan *Scanning Electron Microscope* (SEM). Pengamatan ini dilakukan di *University of Sydney* dan PT. Astra Honda Motor, Sunter. Tujuan karakterisasi paduan Al-Cu-Mg dengan menggunakan metode SEM adalah untuk mengetahui bentuk dan distribusi partikel intermetalik .

Pengamatan SEM dilakukan pada sampel tipis berukuran sekitar 10 x 20 mm. Preparasi sampel, seperti *mounting*, pengamplasan, dan pemolesan, perlu dilakukan sebelum dilakukan pengamatan. Proses *mounting* menggunakan material resin yang dicampur dengan *hardener* dan sebagian lagi menggunakan *conductive mounting*. Selanjutnya, bagian permukaan atas tiap-tiap sampel dilakukan pengamplasan dan pemolesan dengan menggunakan kertas amplas silika mulai dari grit 400 sampai dengan 1200 diikuti dengan pemolesan dengan menggunakan alumina di atas kain beludru. Kemudian sampel dicuci dengan air dan *acetone* untuk menghilangkan sisa *debris* dan dilanjutkan dengan pemberian *ethanol* hingga akhirnya diperoleh sampel yang halus bebas goresan dan mengkilap seperti cermin.

Sampel yang telah dilakukan preparasi kemudian ditempelkan pada *stub* dan diberikan isolasi karbon untuk mendapatkan sifat konduktif. Zeiss Evo, Zeiss Ultra dan Jeol JSM-636 yang dilengkapi dengan *energy dispersive spectroscopy* (EDS) untuk analisis komposisi telah digunakan untuk pengamatan ini, seperti tampak pada Gambar 3.20. Pengujian EDS dilakukan bertujuan untuk mengetahui komposisi kimia dari matriks dan partikel endapan (intermetalik) yang terdapat pada sampel hasil proses penuaan pada paduan Al-Cu-Mg.



Gambar 3.20. Mesin SEM (a) Zeiss Evo, (b) Zeiss Ultra, dan (c) Jeol JSM-636 yang digunakan untuk karakterisasi partikel intermetalik pada paduan Al-Cu-Mg.

Tahapan proses karakterisasi mikrostruktur pada paduan Al-Cu-Mg dengan metode SEM (Zeiss Evo dan Ultra) adalah sebagai berikut:

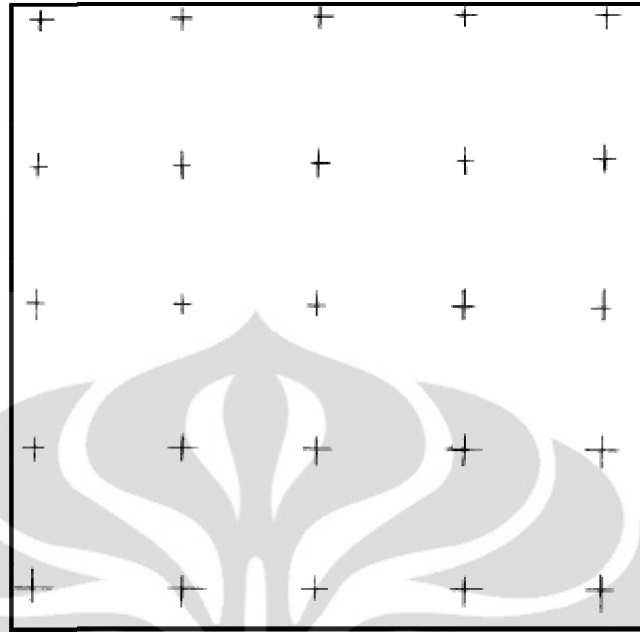
1. Menu *vacuum* ditekan yang dilanjutkan dengan meng-klik *vent* sebelum memulai proses yang berada pada pojok kanan bawah pada layar monitor.
2. Biarkan selama beberapa menit hingga *chamber* bisa dibuka.
3. Spesimen uji diletakkan ke dalam dalam *speciment chamber* SEM.
4. Kemudian *speciment chamber* SEM dikondisikan dalam keadaan vakum dengan meng-klik menu *pump*.
5. Selanjutnya dilakukan pengecekan melalui kamera, jangan sampai terjadi kontak antara spesimen uji dengan detektor.
6. Menu *stage* dipilih terus memilih *stage initialized* untuk kalibrasi letak.
7. Selanjutnya, proses dibiarkan selama beberapa saat untuk memastikan vakum selesai selama lebih kurang 2 - 3 menit.
8. Pengaturan parameter yang diinginkan yang disesuaikan dengan keadaan spesimen uji, misalnya ;
 EHT = 20 KV
 Spot size = 400 - 450
 Working distance = 10 - 12 mm
 Fill target = 2400 A
9. Dengan menggunakan kontrol komputer, selanjutnya dilakukan pencarian terhadap *spot* yang menarik, seperti *dust* untuk mengatur fokus, *wooble* (cek *aperture* di tengah atau tidak), *stigmation* (menjaga *aperture* agar tetap elips), *contrast* (kontras), dan *brightness* (tingkat kecerahan).
10. Pencarian gambar yang ingin dicari atau dilihat.
11. Untuk menyimpan gambar, sebelumnya tombol *frozen* ditekan.
12. Pengambilan gambar dilakukan pada beberapa titik untuk melihat kondisi secara keseluruhan.
13. Selain itu spesimen juga diuji kandungan unsur-unsur dengan menggunakan detektor *Energy Dispersed Spectroscopy* (EDS) yang sudah terpasang pada perangkat SEM. Dengan menggunakan EDS ini, kandungan unsur dan komposisi kimia yang terdapat di dalam spesimen dapat dikarakterisasi.
14. Detektor EDS diaktifkan terlebih dahulu.

15. Selanjutnya, diarahkan pada bagian spesimen yang ingin dikarakterisasi.
16. Kemudian dilakukan pencetakan grafik yang dihasilkan dari hasil karakterisasi EDS ini.
17. Jika pengambilan gambar dirasa sudah cukup, untuk mematikan sistem pilih menu *beam off* dan *vacuum*.
18. Spesimen dikeluarkan dari *speciment chamber*.
19. *Vacuum* dinyalakan kembali lagi.

3.5.4.1 Perhitungan Fraksi Volume Fasa Intermetalik

Dalam penelitian ini, perhitungan fraksi volume dari fasa intermetalik yang terdapat dalam mikrostruktur paduan bertujuan untuk mengetahui hubungan antara fraksi volume intermetalik dengan kekerasan material yang dihasilkan dari proses penuaan saat tercapainya kekerasan puncak.

Perhitungan fraksi volume fasa intermetalik dilakukan dengan menggunakan standar ASTM E 562-02 “*Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*” [68]. Dengan metode ini (*point count*), perhitungan fraksi volume intermetalik menggunakan bantuan *test grid* yang bisa berbentuk persegi ataupun berupa lingkaran. Dalam penelitian ini, perhitungan menggunakan *test grid* yang berbentuk persegi seperti tampak pada Gambar 3.21.



Gambar 3.21. Skematis *test grid* yang digunakan dalam perhitungan fraksi volume intermetalik [68].

Penentuan jumlah titik yang terdapat pada *test grid* tergantung pada estimasi fraksi volume secara visual, yang diberikan pada Tabel 3.2.

Tabel 3.2. Pemilihan ukuran grid berdasarkan estimasi fraksi volume [68]

Estimasi Fraksi Volume Secara Visual	Jumlah Titik dalam <i>Test Grid</i> (Ukuran <i>Grid</i>), P_T
< 2 %	400
2 – 5 %	100
5 – 10 %	49
10 – 20 %	25
>20 %	16

Perhitungan dengan metode *point count* menggunakan persamaan berikut ini.

$$P_p = \frac{P_i}{P_T} \times 100 \quad (3.6)$$

dimana :

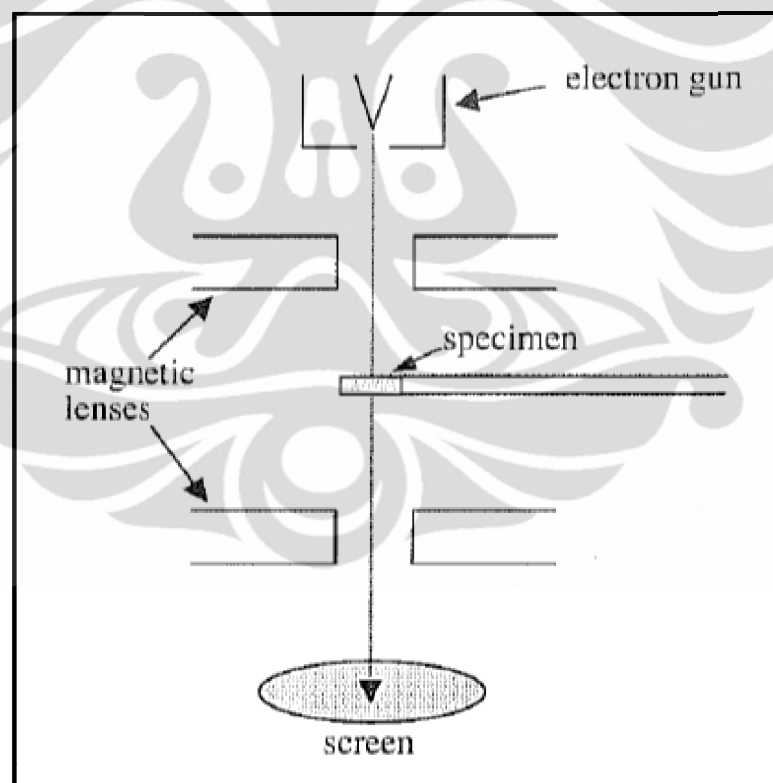
P_p = persentase fraksi volume intermetalik,

P_i = jumlah titik yang terhitung dalam *test grid*, dan

P_T = jumlah titik dalam *test grid*.

3.5.5 Pengamatan TEM (*Transmission Electron Microscopy*)

Gambar 3.22. memperlihatkan skematis sederhana dari TEM. Energi yang sangat besar (100-400 kV) dari *electron beam* dilewatkan pada spesimen uji yang berukuran sangat tipis. TEM biasanya digunakan untuk mempelajari kondisi mikrostruktur internal dari material. TEM juga dapat digunakan untuk mendapatkan gambar dari struktur atomik dan mempelajari distribusi komposisi dengan resolusi yang sangat tinggi (~ 1 nm). Dalam TEM, tahapan preparasi sampel merupakan tahapan terpenting dari keseluruhan eksperimen, tetapi sebagian besar kesalahan sering terjadi pada tahapan ini. Oleh karena itu proses preparasi harus dilakukan dengan sangat hati-hati untuk mendapatkan spesimen uji yang baik.

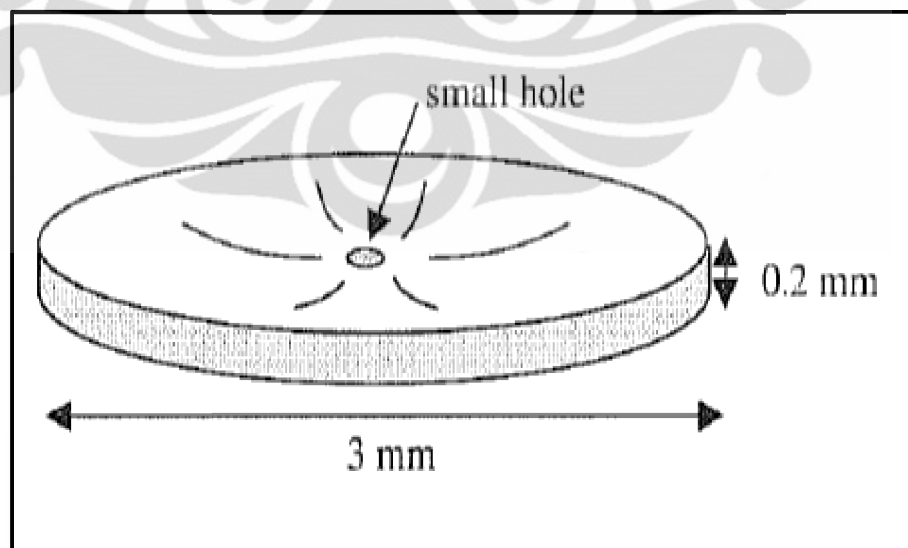


Gambar 3.22. Skematis sederhana dari sebuah TEM [67]

Dalam penelitian ini, pengamatan metalografi dengan menggunakan teknik TEM dilakukan bertujuan untuk memperlihatkan evolusi mikrostruktural yang terjadi selama proses penuaan pada paduan Al-Cu-Mg. Proses preparasi

sampel diawali dari pemotongan sampel dengan menggunakan *diamond saw* untuk mendapatkan spesimen uji yang berukuran sangat tipis $\sim 150 - 200 \mu\text{m}$. Selanjutnya dilakukan proses pengamplasan untuk mendapatkan sampel uji yang memiliki ketebalan $100 - 120 \mu\text{m}$. Kemudian spesimen uji dibentuk seperti lingkaran yang memiliki diameter 3 mm dengan menggunakan alat *punch* dari Gatan dan siap untuk dilakukan proses *electropolishing*.

Proses *electropolishing* dilakukan untuk membentuk lubang kecil dan meningkatkan kecerahan di bagian tengah dengan cara penipisan hingga mendapatkan ketebalan sekitar $100 - 500 \text{ nm}$ ($0.1 - 0.5 \mu\text{m}$) pada spesimen uji. Hal ini bertujuan untuk mendapatkan *electron transparency* yang nantinya merupakan suatu hal yang sangat penting dalam pengambilan gambar. Proses *electropolishing* menggunakan larutan elektrolit yang terdiri atas $33 \text{ vol.}\% \text{ HNO}_3$ (asam nitrat) dan $67 \text{ vol.}\% \text{ CH}_3\text{OH}$ (*methanol*) pada temperatur sekitar $\sim 30 \text{ }^\circ\text{C}$ dan menggunakan tegangan sekitar $15 - 18 \text{ V}$ ($60 - 90 \text{ mA}$). Proses *electropolishing* dilakukan pada alat *Struers Tenupol-5* yang menggunakan sensor cahaya. Gambaran skematis hasil proses *electropolishing* dapat dilihat pada Gambar 3.23.



Gambar 3.23. Skematis gambar spesimes hasil *electropolishing* untuk pengujian TEM [67]

Tahapan proses *electropolishing* dengan menggunakan *Tenupol-5* secara lebih rinci adalah sebagai berikut.

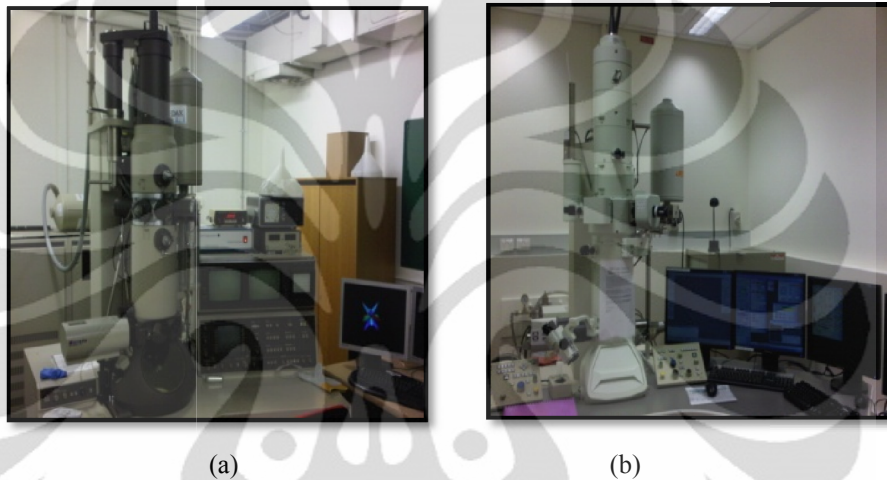
Tahapan *Electropolishing* :

- a. Perlengkapan keselamatan, seperti sarung tangan dan *goggle* harus dikenakan.
- b. Selanjutnya, larutan elektrolit dimasukkan ke dalam *chamber*.
- c. Kemudian, *freezer* dinyalakan.
- d. Temperatur diatur sekitar $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- e. Alat *Tenupol-5* dinyalakan dengan cara menekan tombol yang berada pada bagian belakang.
- f. Menu *manual usher* dipilih.
- g. Biarkan selama beberapa menit hingga temperatur aktual mencapai $+5\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- h. Selanjutnya tombol *pump* ditekan, naikan ke level 26.
- i. Setelah temperatur di *freezer* menunjukkan angka sekitar $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, tekan tombol *esc*.
- j. Proses *electropolishing* siap dimulai.

Tahapan setelah menggunakan *electropolishing* :

- a. Temperatur *freezer* dinaikkan hingga mencapai $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- b. Biarkan selama 40 menit hingga temperatur di atas tercapai.
- c. Kemudian elektrolit ditaruh kembali ke dalam tempatnya.
- d. *Chamber* dibersihkan dengan menggunakan *tissue*.
- e. Selanjutnya air bersih dimasukkan ke dalam *chamber*, kemudian tekan *pump* ke level sekitar 26. Biarkan selama 2 - 3 menit.
- f. Kegiatan di atas diulangi sampai 5 kali.
- g. Kemudian, *ethanol* dimasukkan ke dalam *chamber*, selanjutnya tekan *pump* ke level sekitar 26. Biarkan selama 2 - 3 menit.
- h. *Chamber* dibersihkan dengan menggunakan *tissue*.
- i. Kepala *chamber* ditempatkan kembali, tetapi sedikit terbuka agar terjadi evaporasi.

Pengamatan TEM dilakukan dengan menggunakan Phillips CM12 (Gambar 3.24 (a)) dengan filament LaB_6 yang mampu beroperasi pada keadaan 120 kV dan dilengkapi dengan kamera morada 11 megapixel. Spesimen uji diorientasikan dengan menggunakan zona axis 001. Selain itu, pengujian TEM juga dikaukan dengan menggunakan alat Jeol 1400F (Gambar 3.24 (b)) yang mampu beroperasi pada keadaan 140 kV.



Gambar 3.24. Mesin TEM (a) Phillips CM12 dan (b) Jeol 1400 yang digunakan untuk mengetahui evolusi mikrostruktur pada paduan Al-Cu-Mg.

BAB 4
HASIL DAN PEMBAHASAN

4.1 Karakterisasi Produk Cor Setelah Homogenisasi

Pada penelitian ini, proses peleburan dan pengecoran untuk mendapatkan paduan Al-Cu-Mg dilakukan dengan menggunakan *Vacuum Casting Machine*. Paduan Al-Cu-Mg yang dibangun berasal dari logam murni masing-masing penyusunnya. Oleh karena itu, parameter proses dalam peleburan dan pengecoran harus benar-benar diperhatikan agar *loss of material* yang biasa terjadi selama peleburan dapat diminimalisir.

Tabel 4.1. Hasil pengujian ICP pada keseluruhan paduan Al-Cu-Mg

Komposisi (at.%)	Cu	Mg	Fe	Si	Zn	Al
	%wt	%wt	%wt	%wt	%wt	%wt
Al-1.1Cu-1.7Mg	2.43	1.44	0.08	0.02	0.01	96.0
Al-1.1Cu-2.2Mg	2.37	1.82	0.08	0.02	0.00	95.5
Al-1.1Cu-2.7Mg	2.39	2.27	0.08	0.02	0.00	95.6
Al-1.1Cu-3.0Mg	2.34	2.49	0.07	0.02	0.00	95.7
Al-1.1Cu-3.5Mg	2.38	2.92	0.07	0.02	0.01	94.3
Al-1.7Cu-1.7Mg	3.60	1.34	0.07	0.02	0.01	94.0
Al-1.7Cu-2.2Mg	3.51	1.76	0.07	0.02	0.00	93.5
Al-1.7Cu-2.7Mg	3.45	2.14	0.07	0.02	0.00	92.2
Al-1.7Cu-3.0Mg	3.56	2.45	0.07	0.02	0.00	93.1
Al-1.7Cu-3.5Mg	3.55	2.85	0.07	0.02	0.00	94.0
Al-2.4Cu-1.7Mg	5.11	1.38	0.07	0.02	0.00	93.2
Al-2.4Cu-2.2Mg	5.03	1.74	0.07	0.02	0.00	93.0
Al-2.4Cu-2.7Mg	4.99	2.16	0.07	0.02	0.00	92.2
Al-2.4Cu-3.0Mg	5.01	2.40	0.07	0.02	0.00	91.3
Al-2.4Cu-3.5Mg	5.00	2.82	0.07	0.02	0.00	91.0
Al-3.0Cu-1.7Mg	6.95	1.40	0.07	0.02	0.00	92.2
Al-3.0Cu-2.2Mg	6.68	1.76	0.07	0.02	0.00	91.2
Al-3.0Cu-2.7Mg	6.72	2.18	0.07	0.02	0.00	90.7
Al-3.0Cu-3.0Mg	6.78	2.45	0.07	0.02	0.00	91.0
Al-3.0Cu-3.5Mg	6.73	2.84	0.07	0.02	0.00	91.6

Tabel 4.1 merupakan data hasil pengujian komposisi kimia dengan menggunakan ICP pada keseluruhan paduan Al-Cu-Mg yang berjumlah 20 buah. Unsur Fe, Si, dan Zn yang ditemukan pada data tersebut sebenarnya tidak diinginkan, tetapi sulit untuk dihindari karena merupakan logam pengotor yang terdapat pada logam murni masing-masing material penyusun. Hal ini disebabkan karena logam murni material penyusun tidak murni 100 %. Sertifikat logam murni Aluminium dapat dilihat pada Lampiran 1.

Pada proses peleburan dan pengecoran dengan menggunakan *Vacuum Casting Machine*, parameter proses yang digunakan telah menyesuaikan kondisi logam penyusun Cu dan Mg untuk dipadukan dengan logam aluminium. Temperatur peleburan yang digunakan yaitu ~ 750 °C dengan harapan pada temperatur ini, logam Al dan Mg larut sempurna tanpa kehilangan unsur Mg yang terlalu banyak, sementara untuk logam Cu diharapkan proses pelarutannya berlangsung secara cepat. Sedangkan, untuk *holding time* ketika temperatur peleburan tercapai yang digunakan berada pada rentang 6 – 9 menit. Penambahan *holding time* dilakukan untuk kompensasi dari peningkatan kadar Cu dalam paduan.

Gambar 4.1 menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada (a) paduan Al-1.1Cu- x Mg, (b) paduan Al-1.7Cu- x Mg, (c) paduan Al-2.4Cu- x Mg, dan (d) paduan Al-3.0Cu- x Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$ (at.%). Dari gambar tersebut tampak bahwa umumnya terjadi pengurangan komposisi Cu dari hasil yang diinginkan setelah mengalami proses pengecoran pada keseluruhan paduan Al-Cu-Mg. Data komposisi target dan hasil yang diperoleh dari uji ICP dari seluruh paduan dapat dilihat pada Lampiran 2.

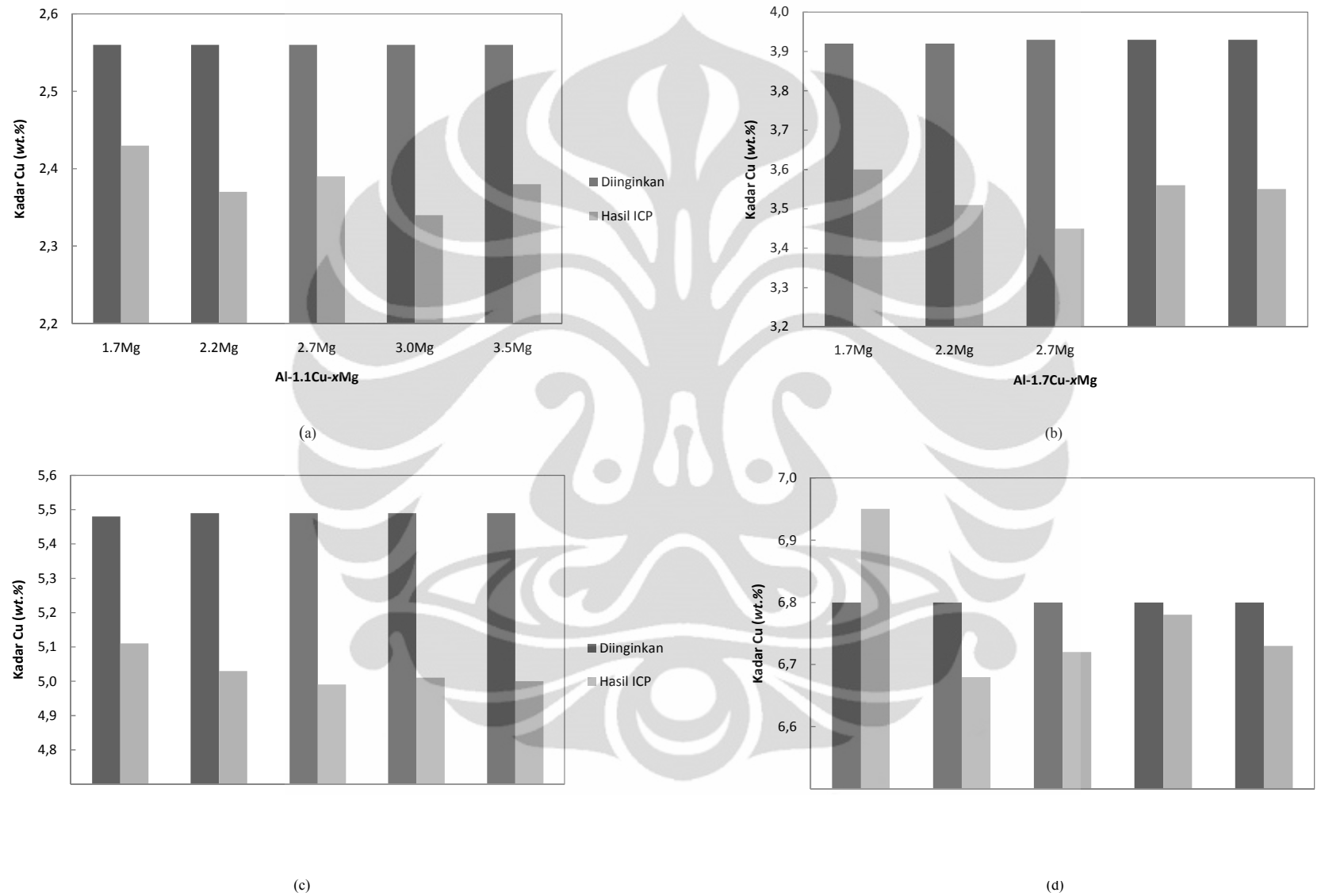
Gambar 4.1 (a) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-1.1Cu- x Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Gambar tersebut memberikan hasil yang konsisten bahwa terjadi pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari hasil yang diharapkan, dimana besar pengurangannya menunjukkan hasil yang bervariasi pada paduan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.13

wt.% (Al-1.1Cu-1.7Mg), 0.19 *wt.%* (Al-1.1Cu-2.2Mg), 0.17 *wt.%* (Al-1.1Cu-2.7Mg), 0.22 *wt.%* (Al-1.1Cu-3.0Mg), dan 0.18 *wt.%* (Al-1.1Cu-3.5Mg).

Gambar 4.1 (b) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-1.7Cu-*x*Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Gambar tersebut memberikan hasil yang sama seperti Gambar 4.1 (a) dimana terjadi pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari yang diharapkan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.31 *wt.%* (Al-1.7Cu-1.7Mg), 0.41 *wt.%* (Al-1.7Cu-2.2Mg), 0.48 *wt.%* (Al-1.7Cu-2.7Mg), 0.37 *wt.%* (Al-1.7Cu-3.0Mg), dan 0.38 *wt.%* (Al-1.7Cu-3.5Mg).

Gambar 4.1 (c) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-2.4Cu-*x*Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Mirip dengan Gambar 4.1 (a) dan 4.1 (b), hasil pengujian memberikan data yang sama dimana terjadi pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari yang diharapkan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.37 *wt.%* (Al-2.4Cu-1.7Mg), 0.46 *wt.%* (Al-2.4Cu-2.2Mg), 0.50 *wt.%* (Al-2.4Cu-2.7Mg), 0.48 *wt.%* (Al-2.4Cu-3.0Mg), dan 0.49 *wt.%* (Al-2.4Cu-3.5Mg).

Gambar 4.1 (d) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-3.0Cu-*x*Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Secara umum, hasil pengujian menunjukkan terjadinya pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari yang diharapkan. Berbeda dari paduan-paduan lain, pada paduan Al-3.0Cu-1.7Mg menunjukkan hasil yang berbeda dimana terjadi peningkatan komposisi Cu sebesar 0.2 *wt.%*. Sementara itu, pada paduan Al-3.0Cu-3.0Mg memberikan hasil yang sangat baik, dimana hasil pengujian ICP menunjukkan hasil yang sama dengan komposisi Cu yang diharapkan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.10 *wt.%* (Al-3.0Cu-2.2Mg), 0.10 *wt.%* (Al-3.0Cu-2.7Mg), dan 0.20 *wt.%* (Al-3.0Cu-3.5Mg).



Gambar 4.1. Grafik perbandingan komposisi Cu hasil pengujian komposisi kimia (ICP) dan yang diinginkan pada (a) paduan Al-1.1Cu-xMg, (b) paduan Al-1.7Cu-xMg, (c) paduan Al-2.4Cu-xMg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-xMg.

Kehilangan atau pengurangan komposisi Cu pada hasil coran dari hasil yang diharapkan disebabkan oleh pada saat proses peleburan berlangsung, padatan logam Cu tidak sepenuhnya larut ke dalam paduan selama temperatur lebur dan *holding time* yang telah digunakan ($T_m \text{ Cu} = 1085 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_m \text{ Al} = 660.4 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_m \text{ Mg} = 649 \text{ }^\circ\text{C}$) [62]. Selain itu, posisi kepingan logam Cu dalam proses peleburan juga berpengaruh terhadap pengurangan komposisi Cu. Seharusnya, lempengan logam Cu berada pada posisi atas untuk mencegah kecenderungan logam Cu untuk jatuh ke bawah krusibel dikarenakan densitasnya yang paling besar dibanding logam Al dan Mg ($\text{Cu} = 8.94 \text{ g/cm}^3$, $\text{Al} = 2.71 \text{ g/cm}^3$, dan $\text{Mg} = 1.74 \text{ g/cm}^3$) [62]. Pada proses peleburan dan pengecoran yang telah dilakukan, posisi lempengan logam Cu diletakkan pada bagian pertengahan, sehingga kehilangan komposisi Cu terjadi. Oleh karena proses pengadukan hanya mengharapkan pada *magnetic stirrer*, maka seharusnya *holding time* yang digunakan diperlama agar logam Cu larut secara sempurna.

Bervariasinya pengurangan komposisi Cu dari tiap-tiap paduan disebabkan oleh temperatur tuang dan *holding time* yang digunakan. Semakin tinggi temperatur tuang yang digunakan, maka pengurangan komposisi Cu lebih sedikit. Sementara itu, untuk meminimalisir kehilangan komposisi Cu pada paduan selama proses peleburan, maka *holding time* yang digunakan seharusnya diperlama. Fenomena ini dapat dilihat pada paduan Al-1.1Cu-2.2Mg dan Al-1.1Cu-3.0Mg. Dari hasil pengujian ICP didapatkan bahwa pengurangan komposisi Cu pada paduan Al-1.1Cu-2.2Mg (0.19 wt.%) lebih sedikit dibandingkan pada paduan Al-1.1Cu-3.0Mg (0.22 wt.%). Perbedaan ini disebabkan oleh *holding time* yang digunakan dalam proses peleburan berbeda. Paduan Al-1.1Cu-2.2Mg menggunakan *holding time* 7 menit, sementara paduan Al-1.1Cu-3.0Mg menggunakan *holding time* 6 menit. Sehingga pengurangan komposisi Cu pada paduan Al-1.1Cu-2.2Mg lebih sedikit dibandingkan paduan Al-1.1Cu-3.0Mg.

Pada penelitian ini, proses peleburan dan pengecoran untuk mendapatkan paduan Al-Cu-Mg dibagi ke dalam dua periode, yaitu periode pertama yang mendapatkan 15 buah paduan Al-Cu-Mg yang terdiri dari paduan nomor 1 – nomor 15 (Al-1.1Cu-1.7Mg – Al-2.4Cu-3.5Mg (at.%)) dan 5 buah paduan sisanya

berada dalam periode kedua (Al-3.0Cu-1.7Cu – Al-3.0Cu-3.5Mg (at.%)). Perbedaan periode ini disebabkan oleh periode waktu pembuatan. Pada periode kedua, proses persiapan peleburan dan pengecoran dilakukan dengan lebih cermat berdasarkan analisis hasil pengujian komposisi kimia (ICP) sehingga kehilangan komposisi Cu dapat diminimalisir, seperti tampak pada Gambar 4.1. Pada periode kedua ini, keseluruhan paduan (5 paduan sisa) diberi tambahan komposisi Cu sebesar 5 wt.% yang bertujuan untuk mengkompensasi kehilangan komposisi Cu. Hasil komposisi kimia dengan menggunakan ICP menunjukkan bahwa terjadi peningkatan komposisi Cu pada paduan Al-3.0Cu-1.7Mg sebesar 0.2 wt.% dari yang diharapkan. Peningkatan komposisi disebabkan oleh proses *re-melting* yang dilakukan pada paduan sehingga proses pelarutan logam Cu dalam paduan menjadi lebih sempurna dan terdistribusi lebih merata.

Gambar 4.2 menunjukkan perbandingan komposisi kimia Mg dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada (a) paduan Al-1.1Cu-xMg, (b) paduan Al-1.7Cu-xMg, (c) paduan Al-2.4Cu-xMg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Dari gambar tersebut tampak bahwa terjadi pengurangan komposisi Mg dari hasil yang diinginkan setelah mengalami proses pengecoran, walaupun dalam jumlah yang kecil pada keseluruhan paduan Al-Cu-Mg.

Gambar 4.2 (a) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Mg dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-1.1Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Gambar tersebut memberikan hasil yang sangat konsisten bahwa terjadi pengurangan komposisi Mg setelah proses pengecoran, dimana besar pengurangannya meningkat seiring meningkatnya kadar Mg dalam paduan. Pengurangan komposisi kimia Mg pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.07 wt.% (Al-1.1Cu-1.7Mg), 0.14 wt.% (Al-1.1Cu-2.2Mg), 0.13 wt.% (Al-1.1Cu-2.7Mg), 0.18 wt.% (Al-1.1Cu-3.0Mg), dan 0.20 wt.% (Al-1.1Cu-3.5Mg).

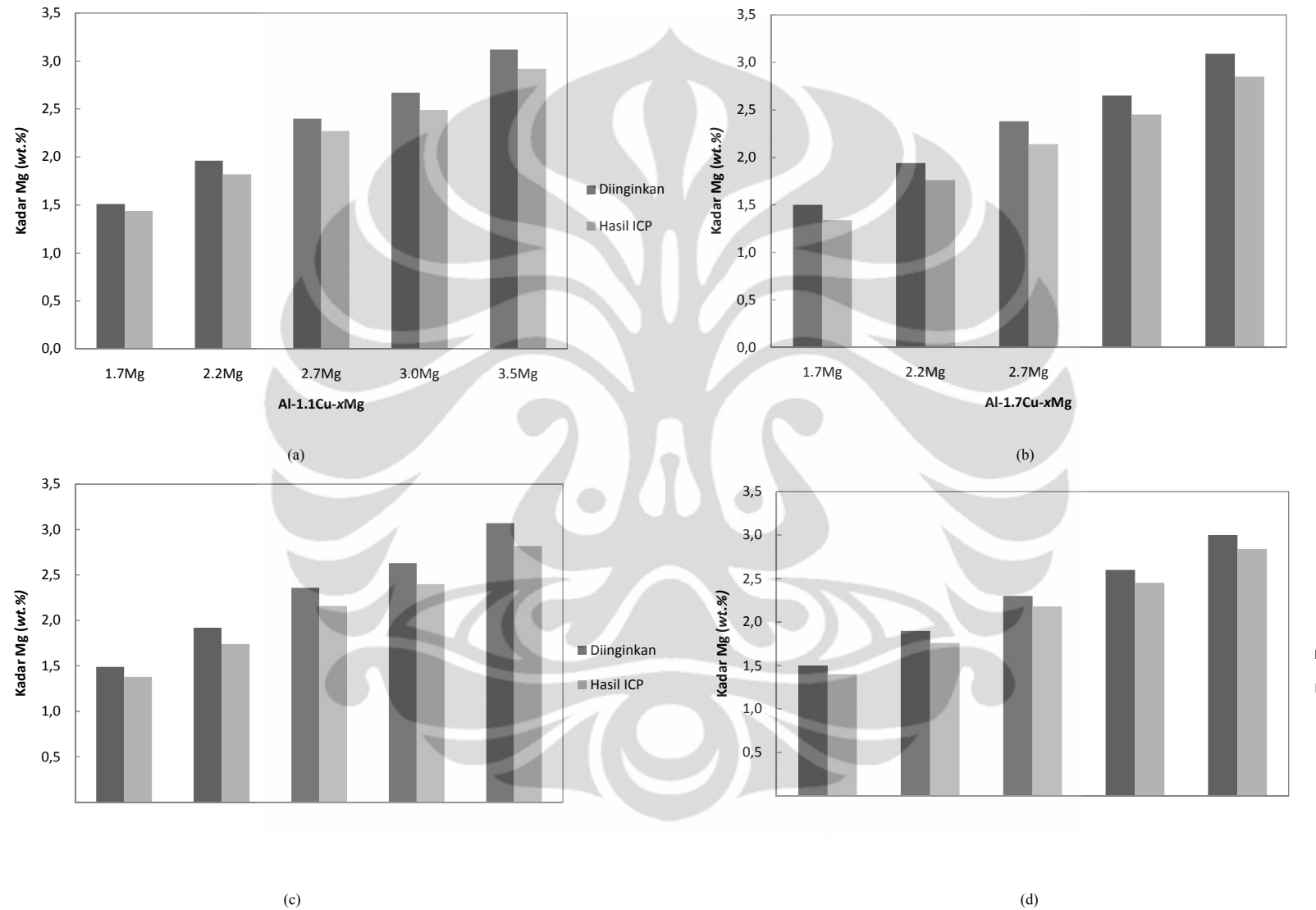
Gambar 4.2 (b) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-1.7Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Gambar tersebut

memberikan hasil yang sama seperti Gambar 4.2 (a) dimana terjadi pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari yang diharapkan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.16 wt.% (Al-1.7Cu-1.7Mg), 0.18 wt.% (Al-1.7Cu-2.2Mg), 0.24 wt.% (Al-1.7Cu-2.7Mg), 0.20 wt.% (Al-1.7Cu-3.0Mg), dan 0.24 wt.% (Al-1.7Cu-3.5Mg).

Gambar 4.2 (c) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-2.4Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Mirip dengan Gambar 4.2 (a) dan 4.2 (b), hasil pengujian memberikan data yang sama dimana terjadi pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari yang diharapkan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.11 wt.% (Al-2.4Cu-1.7Mg), 0.18 wt.% (Al-2.4Cu-2.2Mg), 0.20 wt.% (Al-2.4Cu-2.7Mg), 0.23 wt.% (Al-2.4Cu-3.0Mg), dan 0.25 wt.% (Al-2.4Cu-3.5Mg).

Gambar 4.2 (d) menunjukkan perbandingan komposisi kimia Cu dari komposisi yang diinginkan dengan hasil dari pengujian dengan menggunakan ICP pada paduan Al-3.0Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$. Gambar tersebut memberikan hasil yang sama seperti Gambar 4.2 (a), (b) dan (c) dimana terjadi pengurangan komposisi kimia Cu setelah proses pengecoran dari yang diharapkan. Pengurangan komposisi kimia Cu pada paduan secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.10 wt.% (Al-3.0Cu-1.7Mg), 0.14 wt.% (Al-3.0Cu-2.2Mg), 0.12 wt.% (Al-3.0Cu-2.7Mg), 0.15 wt.% (Al-3.0Cu-3.0Mg), dan 0.16 wt.% (Al-3.0Cu-3.5Mg).

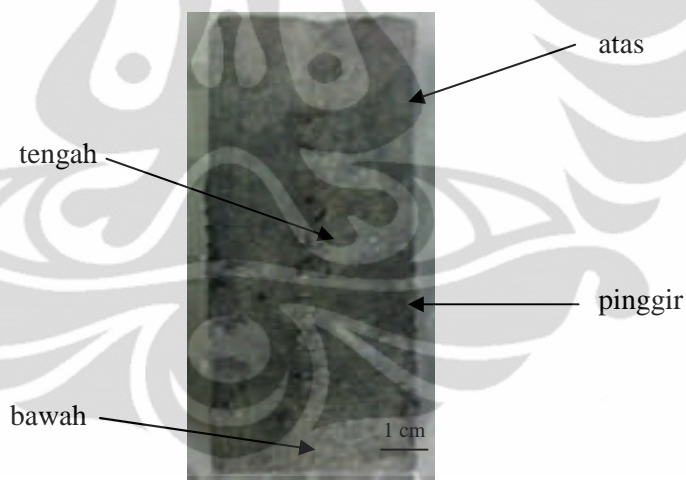
Kehilangan unsur Mg pada hasil coran disebabkan oleh logam tersebut mengalami penguapan pada kondisi temperatur peleburan ($\sim 750\text{ }^{\circ}\text{C}$) [59]. Sebenarnya pada penelitian ini, pencegahan terhadap proses penguapan logam Mg telah dilakukan dengan cara pelapisan *aluminium foil* pada permukaan logam Mg. Namun, proses penguapan logam Mg tetap terjadi. Pada Gambar 4.2 tampak bahwa terjadi peningkatan penguapan logam Mg seiring dengan bertambahnya kadar Mg pada paduan. Peningkatan ini terkait dengan luas permukaan logam.



Gambar 4.2. Grafik perbandingan komposisi Mg hasil pengujian komposisi kimia (ICP) dan yang diinginkan pada (a) paduan $Al-1.1Cu-xMg$, (b) paduan $Al-1.7Cu-xMg$, (c) paduan $Al-2.4Cu-xMg$, dan (d) paduan $Al-3.0Cu-xMg$

Peningkatan kadar Mg pastinya akan menyebabkan bertambahnya massa logam Mg. Peningkatan massa berbanding lurus dengan meningkatnya luas permukaan. Oleh sebab itu, penambahan kadar Mg mampu meningkatkan luas permukaan logam Mg. Semakin besar luas permukaan logam, maka semakin besar pula penguapan yang terjadi.

Pengamatan dengan mikroskop optik dilakukan bertujuan untuk melihat cacat hasil pengecoran, seperti porositas pada paduan Al-Cu-Mg. Pengamatan dilakukan pada salah satu sampel yang dipilih secara acak dari 20 paduan Al-Cu-Mg yang tersedia. Pengamatan dilakukan pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*) dengan harapan mewakili keseluruhan dari paduan Al-Cu-Mg yang telah dibuat. Gambar 4.3 menunjukkan skematis pengambilan sampel untuk pengamatan cacat hasil pengecoran pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg pada bagian atas, tengah, pinggir, dan bawah.

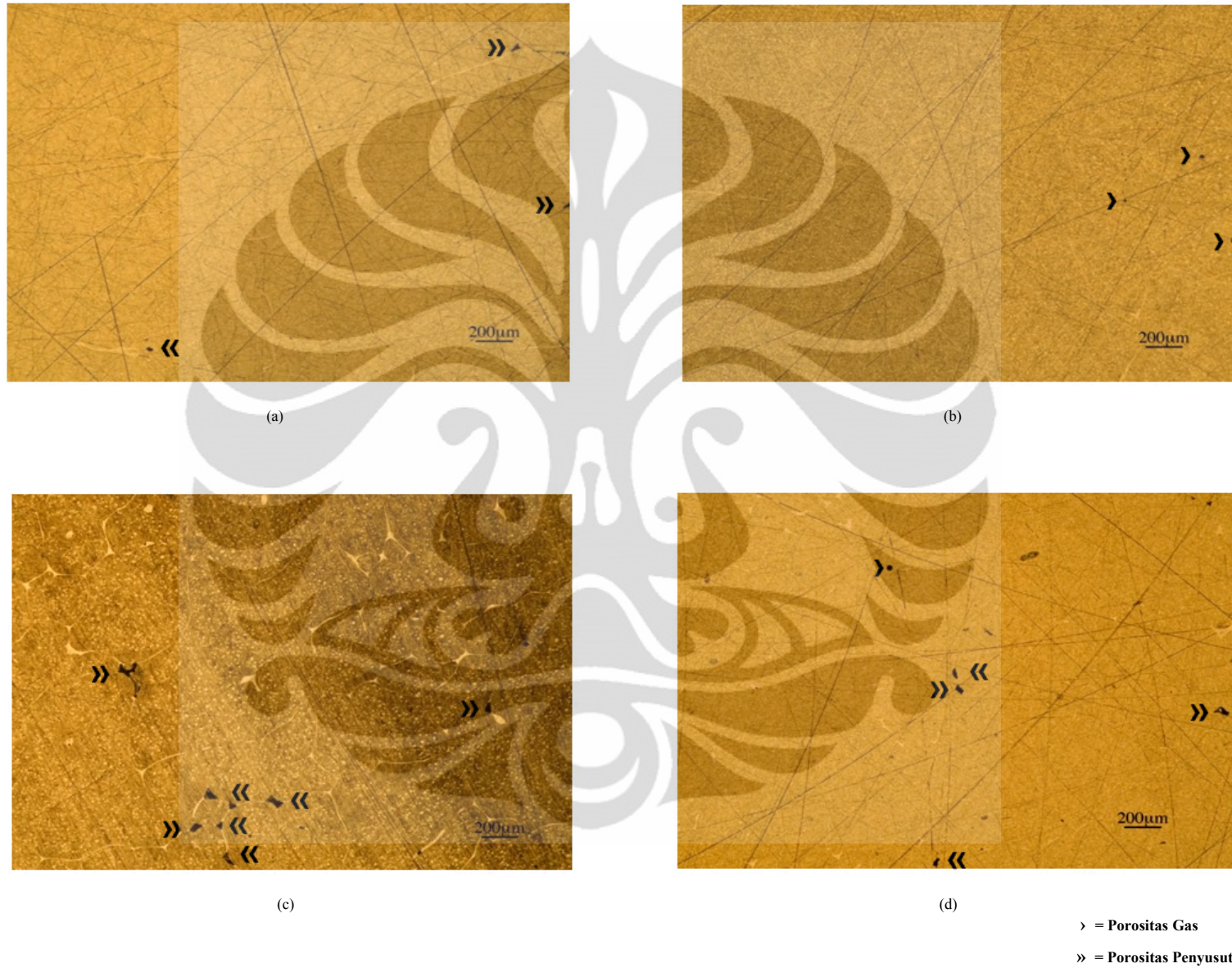


Gambar 4.3. Skematis pengambilan sampel untuk pengamatan cacat hasil pengecoran pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*)

Pada Gambar 4.4 terlihat secara umum terdapat dua jenis cacat porositas pada mikrostruktur paduan Al-2.4Cu-3.5Mg, yaitu porositas gas dan porositas penyusutan. Porositas gas dapat dengan mudah ditentukan dengan melihat bentuk mikrostrukturnya dimana porositas gas berbentuk lingkaran. Pada gambar tersebut tampak bahwa cacat porositas gas, berdiameter 5 - 20 μm , ditemukan pada bagian

tengah dan bawah paduan Al-2.4Cu-3.5Mg. Sementara itu, adanya porositas penyusutan diketahui dari bentuknya yang mengikuti pola dendritik yang terdapat pada mikrostruktur paduan. Pada gambar tampak bahwa cacat porositas penyusutan ditemukan pada seluruh bagian paduan Al-2.4Cu-3.5Mg, baik itu bagian atas, tengah, pinggir, dan bawah. Dilihat dari jumlah dan persebarannya, dapat diketahui bahwa porositas penyusutan merupakan cacat yang paling dominan terjadi pada produk coran dibanding porositas gas. Porositas gas yang ditemukan sangat sedikit dan tidak pada keseluruhan bagian paduan mengindikasikan bahwa penggunaan teknik *vacuum* mampu mengurangi pembentukan porositas gas [69].

Porositas gas terjadi diakibatkan oleh pembentukan gelembung udara, khususnya hidrogen, pada proses pengecoran pada saat didinginkan. Hal ini terjadi dikarenakan kebanyakan logam cair dapat menyimpan gas terlarut dalam jumlah besar, tetapi ketika dalam bentuk padatan logam tidak bisa menyimpan banyak gas terlarut, maka gelembung gas akan terperangkap di dalam logam hasil pengecoran. Hidrogen biasanya muncul akibat reaksi ingot logam pada lingkungan yang memiliki tingkat kelembaban yang tinggi, atau cetakan yang lembab. Pemanasan logam dan cetakan sebelum proses pengecoran diperlukan untuk meminimalisir adanya gas hidrogen pada logam dan cetakan. Sementara itu, cacat porositas penyusutan terjadi jika logam cair yang dituang, tidak mampu mengkompensasi penyusutan yang terjadi pada logam ketika metal mengalami proses solidifikasi. Porositas penyusutan terjadi karena perbedaan densitas antara fasa padatan dan fasa cairan, hal ini menyebabkan produk cor mengalami penyusutan pada bagian yang paling lama membeku (*hotspot*) [70].



Gambar 4.4. Mikrostruktur paduan Al-5.5Cu-3.0Mg pada bagian (a) atas, (b) tengah, (c) pinggir, dan (d) bawah, sesuai keterangan pada Gambar 4.3.

4.2 Analisa Hasil Canai Panas pada Keretakan Sampel

Proses canai panas pada paduan Al-Cu-Mg bertujuan untuk mengurangi terjadinya cacat pengecoran, seperti struktur dendritik dan porositas. Paduan Al-Cu-Mg yang dibedakan dalam variasi komposisi Cu dan Mg dilakukan proses canai panas dengan menggunakan alat *rolling* manual pada temperatur ~ 430 °C.

Tabel 4.2 merupakan data hasil proses canai panas pada keseluruhan sampel Al-Cu-Mg. Dari Tabel 4.2 tampak bahwa sebagian besar sampel hasil proses canai panas terdapat retak pada permukaannya. Komposisi material penyusun Cu dan Mg yang terlalu besar (1.1 – 3.0 *at.%* untuk Cu dan 1.7 - 3.5 *at.%* untuk Mg) ditengarai sebagai penyebab hal ini terjadi. Pada sampel-sampel awal (1.1 *at.%* untuk Cu dan 1.7 - 2.7 *at.%* untuk Mg), proses canai panas berlangsung dengan baik dimana retak yang ditemukan hanya sedikit. Namun, seiring meningkatnya komposisi Cu dan Mg, proses untuk menghasilkan sampel tanpa retak menjadi lebih sulit. Hal ini disebabkan oleh unsur Cu dan Mg dapat mengurangi ketahanan paduan terhadap retak [71].

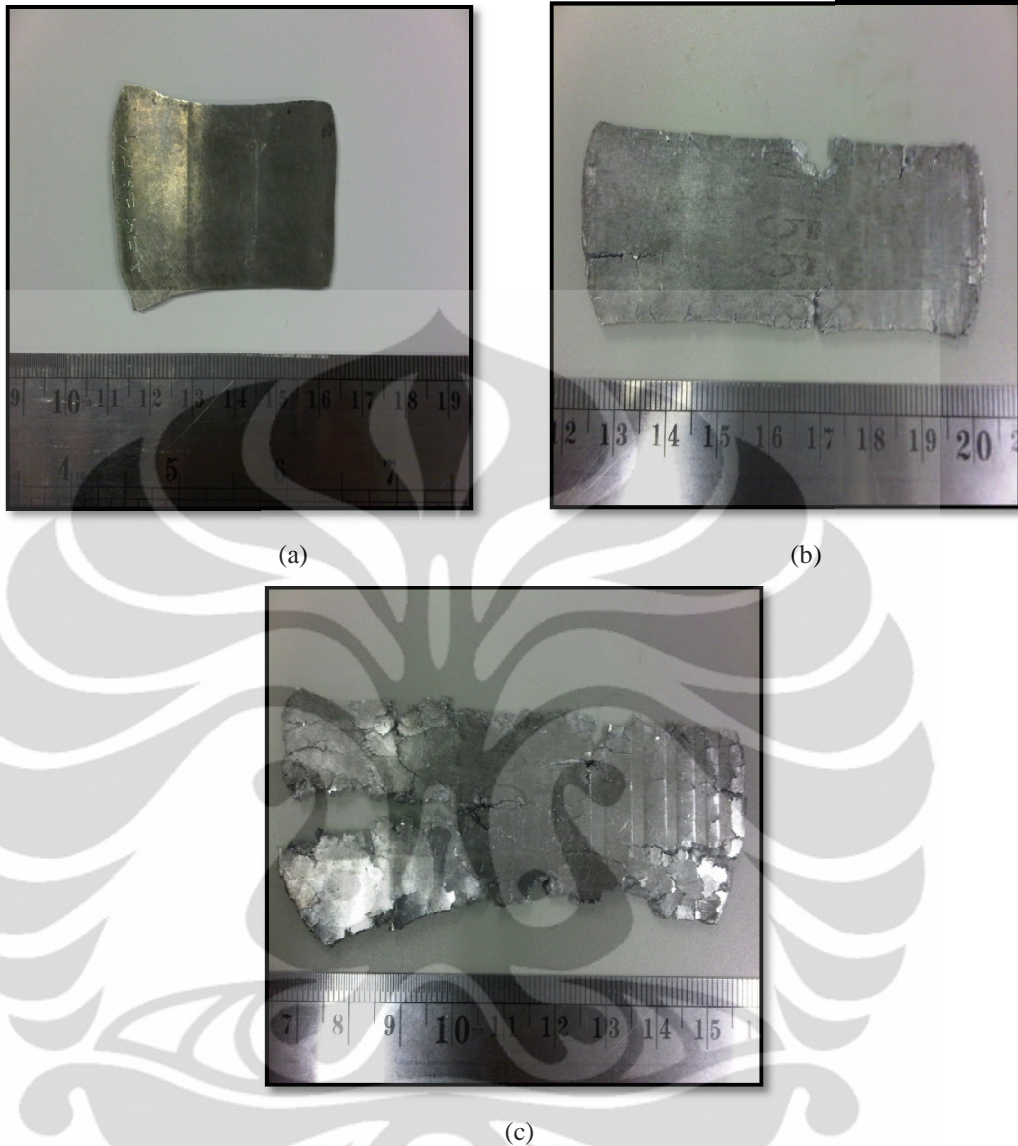
Dari hasil penelitian, pengaruh temperatur terhadap keretakan pada proses canai panas tidak terlalu terlihat. Upaya penurunan temperatur untuk mendapatkan sampel yang bebas retak tidak berhasil. Selanjutnya, upaya untuk mendapatkan sampel yang baik difokuskan pada proses *rolling*. Pada *pass* pertama hingga ketiga, proses reduksi dilakukan sedikit demi sedikit dan dilaksanakan dengan sangat hati-hati. Kemudian pada *pass* berikutnya dilakukan proses reduksi yang cukup besar. Ternyata dengan cara ini, hasil canai panas tampak lebih bagus.

Gambar 4.5 menunjukkan tampilan permukaan hasil proses canai panas pada paduan Al-Cu-Mg. Tampilan permukaan tersebut terbagi ke dalam tiga jenis : pertama, tampilan permukaan yang baik yang diindikasikan dengan tampilan permukaan tanpa retak; kedua, tampilan permukaan yang cukup baik yang diindikasikan dengan adanya retak pada permukaan dan masih bisa digunakan; dan ketiga, tampilan permukaan yang penuh akan retak sehingga tidak bisa digunakan.

Tabel 4.2. Data hasil proses canai panas pada paduan Al-Cu-Mg

No	Kode	Ketebalan		Ketebalan		% Reduksi		Temp. (°C)	Tampilan*
		Awal (mm)		Akhir (mm)					
		1	2	1	2	1	2		
1	Al-1.1Cu-1.7Mg	4.70	5.60	1.90	2.14	59.57	61.79	430	baik
2	Al-1.1Cu-2.2Mg	6.10	6.42	2.03	2.00	66.72	68.85	410	baik
3	Al-1.1Cu-2.7Mg	6.60	6.20	1.88	1.86	71.52	70.00	410	cukup baik
4	Al-1.1Cu-3.0Mg	6.20	6.20	1.65	1.66	73.39	73.23	390	retak
5	Al-1.1Cu-3.5Mg	6.80	6.75	1.48	1.57	77.51	76.74	390	retak
6	Al-1.7Cu-1.7Mg	6.50	6.40	1.94	1.68	70.38	73.75	410	retak
7	Al-1.7Cu-2.2Mg	6.50	6.47	2.02	1.97	69.62	69.55	410	retak
8	Al-1.7Cu-2.7Mg	5.60	6.00	1.62	1.89	72.82	68.50	410	retak
9	Al-1.7Cu-3.0Mg	6.13	6.15	2.00	2.10	67.37	65.85	410	retak
10	Al-1.7Cu-3.5Mg	6.47	6.30	1.75	1.64	72.95	73.97	410	cukup baik
11	Al-2.4Cu-1.7Mg	6.70	6.62	1.96	2.04	70.75	69.18	410	retak
12	Al-2.4Cu-2.2Mg	6.35	6.44	1.97	1.99	68.98	69.10	410	retak
13	Al-2.4Cu-2.7Mg	6.28	6.50	1.83	1.90	70.86	70.77	410	retak
14	Al-2.4Cu-3.0Mg	6.33	6.69	2.17	2.02	65.72	69.81	410	retak
15	Al-2.4Cu-3.5Mg	6.42	6.25	2.18	1.95	66.04	68.80	410	baik
16	Al-3.0Cu-1.7Mg	6.07	6.09	2.02	1.95	66.72	67.98	410	cukup baik
17	Al-3.0Cu-2.2Mg	6.00	6.34	1.77	1.76	70.50	72.24	410	retak
18	Al-3.0Cu-2.7Mg	6.11	6.58	1.83	1.92	70.05	70.82	410	retak
19	Al-3.0Cu-3.0Mg	6.70	6.95	2.05	2.00	69.40	71.22	410	retak
20	Al-3.0Cu-3.5Mg	6.52	6.66	2.22	2.19	65.95	67.12	410	baik

*⁾ Definisi baik, cukup baik, dan mengalami retak dapat dilihat pada Gambar 4.5.



Gambar 4.5. Tampilan permukaan hasil proses canai panas. (a) tampak baik tanpa retak, (b) terdapat cukup banyak retak, tetapi masih cukup baik untuk bisa digunakan, (c) terdapat banyak sekali retak sehingga tidak bisa digunakan untuk proses selanjutnya.

4.3 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg terhadap Penuaan pada Temperatur 170 °C

4.3.1 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg terhadap Respons Pengerasan Penuaan

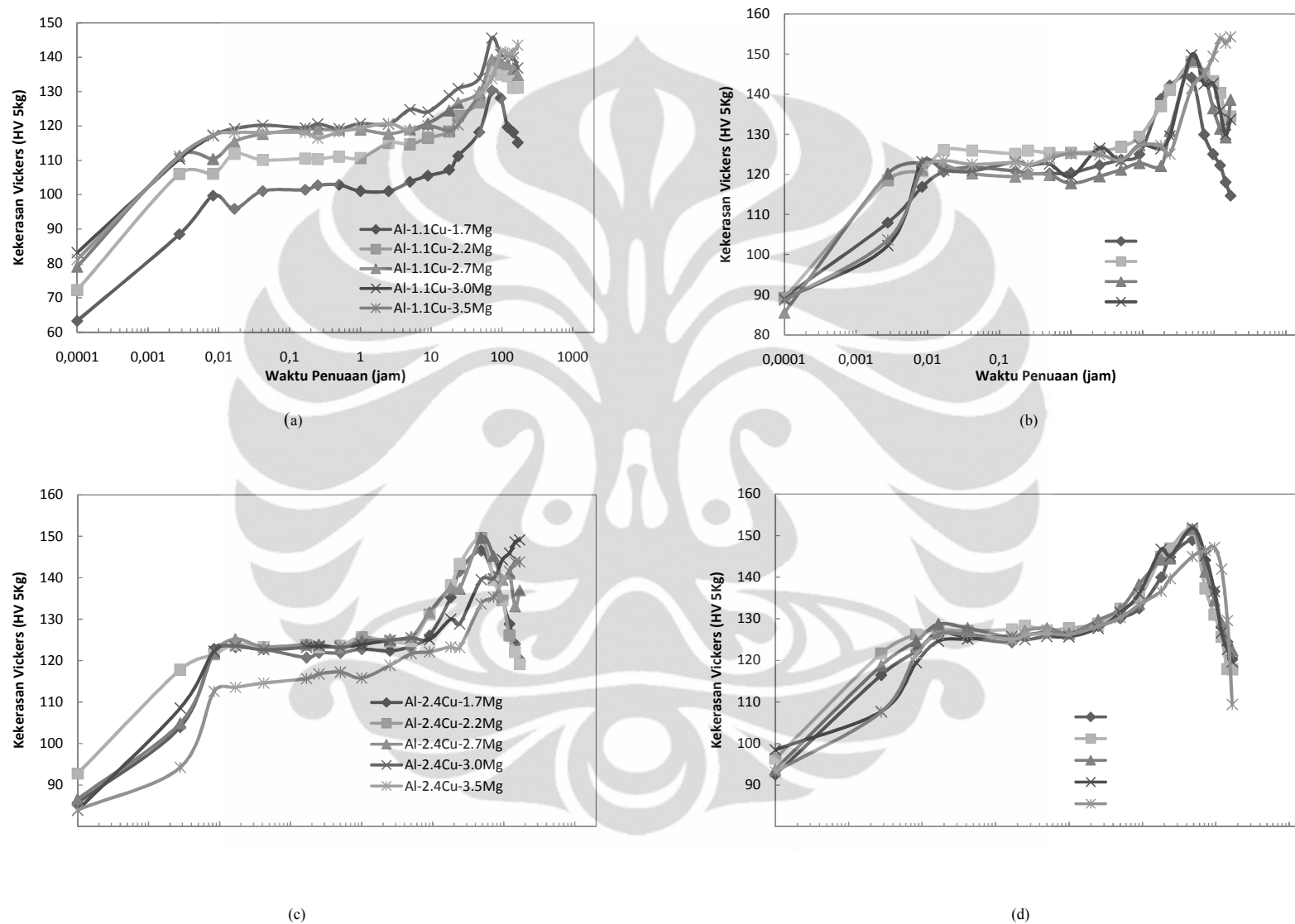
Gambar 4.6 menunjukkan respons pengerasan dari paduan Al-1.1Cu-xMg, Al-1.7Cu-xMg, Al-2.4Cu-xMg, dan Al-3.0Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0,$ dan 3.5 (at.%) selama penuaan pada temperatur 170 °C. Dari gambar tersebut tampak bahwa untuk rentang komposisi Cu (1.1 – 3.0 at.%) dan Mg (1.7 – 3.5 at.%) paduan memperlihatkan dua tahapan *age hardening* yang dipisahkan oleh daerah *plateau*. Untuk semua jenis paduan, tahapan pertama dari pengerasan terjadi sangat cepat, yaitu dimulai ketika waktu penuaan baru berjalan selama 10 detik dan terus meningkat hingga waktu penuaan mencapai 60 detik. Fenomena inilah yang dikenal dengan istilah fenomena *rapid hardening* (RH) [5,17,24]. Kemudian proses pengerasan dilanjutkan dengan pencapaian daerah datar (*plateau*) yang berlangsung selama ~ 10 jam. Selanjutnya kurva memperlihatkan peningkatan kekerasan kembali hingga mencapai kekerasan puncak dan kemudian turun (*over ageing*). Kekerasan puncak dicapai ketika waktu penuaan berlangsung selama 48 – 72 jam tergantung pada komposisi paduan. Data kekerasan untuk seluruh paduan dapat dilihat pada Lampiran 3.

Gambar 4.6 (a) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-1.1Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0,$ dan 3.5 (at.%). Dari gambar tersebut tampak jelas bahwa terjadi peningkatan respons pengerasan seiring dengan peningkatan kadar magnesium (Mg). Peningkatan kekerasan berlangsung dengan sangat konsisten dimulai dari ketika *as-quenched*, *plateau*, dan ketika mencapai kekerasan puncak, kecuali apa yang ditunjukkan pada paduan Al-1.1Cu-3.5Mg. Kurva pada paduan Al-1.1Cu-3.5Mg memperlihatkan hal yang berbeda dari paduan jenis lainnya dimana kecenderungan nilai kekerasan pada kurva terus naik seiring berjalannya waktu penuaan hingga mencapai waktu penuaan maksimal, yaitu 168 jam. Hal ini mengindikasikan bahwa untuk waktu penuaan 168 jam, paduan Al-1.1Cu-3.5Mg belum mencapai kekerasan puncak. Hal ini disebabkan oleh pengaruh kadar magnesium (Mg) yang besar pada paduan ini. Peningkatan kadar Mg akan meningkatkan jumlah vakansi yang terbentuk pada kisi kristal. Hal

ini disebabkan ukuran atom Mg yang lebih besar dibandingkan atom Cu dan Al (radius atom Mg = 0.160 nm, Cu = 0.128 nm, Al = 0.143 nm) [62]. Telah dijelaskan pada bab sebelumnya bahwa vakansi berperan penting dalam presipitasi. Semakin banyak vakansi yang terbentuk, maka akan semakin banyak pula presipitat yang dihasilkan. Oleh karena itu, dibutuhkan waktu yang lebih lama untuk membentuk semua presipitat. Secara umum, kekerasan puncak dicapai paduan ketika waktu penuaan berlangsung selama 72 hari.

Gambar 4.6 (b) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-1.7Cu- x Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$ (at.%). Dari gambar tampak bahwa kurva *age hardening* dari tiap paduan menunjukkan tampilan yang berfluktuatif. Perbedaan yang cukup jelas hanya bisa dilihat ketika kurva mencapai kekerasan puncak dimana nilai kekerasan meningkat seiring meningkatnya kadar magnesium (Mg). Fenomena yang sedikit berbeda dibandingkan pada Gambar 4.6 (a) diperlihatkan pada Gambar 4.6 (b) dimana kekerasan puncak dicapai paduan ketika waktu penuaan hanya berlangsung selama 48 jam. Hal ini mengindikasikan bahwa peningkatan kadar tembaga (Cu) mampu mengurangi waktu yang diperlukan untuk mencapai kekerasan puncak pada perilaku *age hardening* pada paduan Al-Cu-Mg [23]. Paduan Al-1.7Cu-3.5Mg memperlihatkan fenomena yang mirip dengan apa yang terjadi pada paduan Al-1.1Cu-3.5Mg dimana nilai kekerasan pada kurva terus naik seiring berjalannya waktu penuaan hingga mencapai waktu penuaan maksimal, yaitu 168 jam.

Gambar 4.6 (c) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-2.4Cu- x Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0, \text{ dan } 3.5$ (at.%). Dari gambar tampak bahwa peningkatan kadar magnesium (Mg) untuk komposisi 2.4Cu pada paduan Al-Cu-Mg tidak memiliki pengaruh yang signifikan terhadap respons pengerasan yang ditimbulkan. Hal ini mengindikasikan bahwa untuk komposisi 2.4Cu, penambahan kadar magnesium (1.7 – 3.5 at.%) tidak efektif untuk meningkatkan kekerasan paduan Al-Cu-Mg. Paduan Al-2.4Cu-3.0Mg dan Al-2.4Cu-3.5Mg memperlihatkan fenomena yang mirip dengan apa yang terjadi pada paduan Al-1.1Cu-3.5Mg dimana nilai kekerasan pada kurva terus naik seiring berjalannya waktu penuaan hingga mencapai waktu penuaan maksimal, yaitu 168 jam.



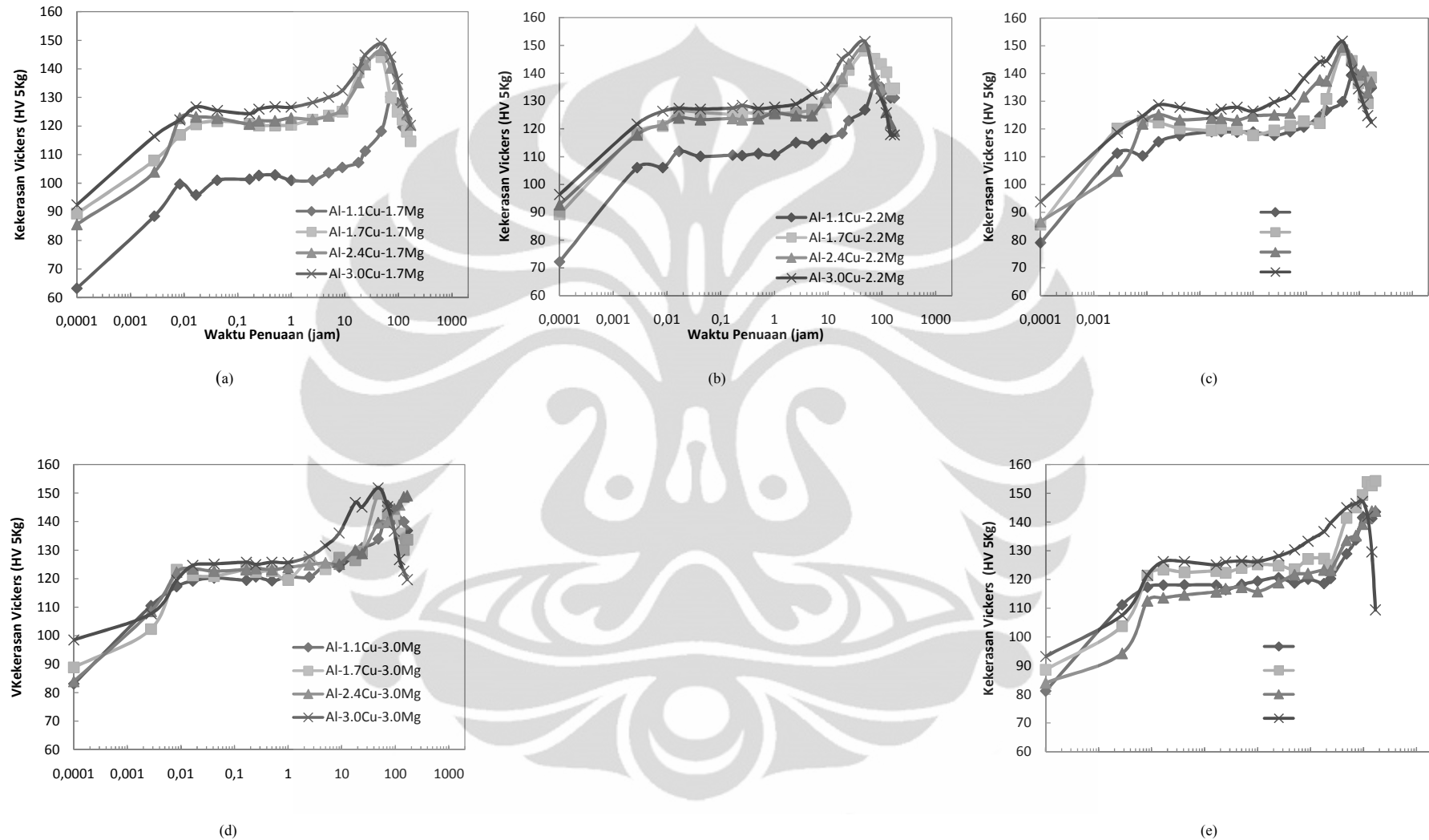
Gambar 4.6. Kurva *age hardening* pada (a) paduan Al-1.1Cu-xMg, (b) paduan Al-1.7Cu-xMg, (c) paduan Al-2.4Cu-xMg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-xMg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0,$ dan 3.5 pada temperatur $170\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Gambar 4.6 (d) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-3.0Cu- x Mg, dimana $x = 1.7, 2.2, 2.7, 3.0,$ dan 3.5 (at.%). Dari gambar tampak bahwa peningkatan kadar magnesium (Mg) untuk komposisi 3.0Cu pada paduan Al-Cu-Mg tidak memiliki pengaruh yang signifikan terhadap respons pengerasan. Hal ini disebabkan oleh pengaruh komposisi Cu yang terlalu tinggi, melebihi batas kelarutan dalam Al, pada paduan Al-Cu-Mg sehingga menjadi tidak efektif lagi dalam respons pengerasan.

Gambar 4.7 menunjukkan respons pengerasan dari paduan Al- x Cu-1.7Mg, Al- x Cu-2.2Mg, Al- x Cu-2.7Mg, Al- x Cu-3.0Mg, dan Al- x Cu-3.5Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.4,$ dan 3.0 (at.%) selama penuaan pada temperatur 170°C . Dari gambar tersebut tampak lebih jelas respons paduan Al-Cu-Mg terhadap fenomena *age hardening* dibandingkan pada Gambar 4.1. Hal ini mengindikasikan bahwa peningkatan kadar tembaga (Cu) mampu meningkatkan respons terhadap *age hardening* dengan cukup signifikan.

Gambar 4.7 (a) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al- x Cu-1.7Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.4,$ dan 3.0 (at.%). Dari gambar tersebut tampak lebih jelas bahwa terjadi peningkatan respons pengerasan seiring dengan peningkatan kadar tembaga (Cu). Peningkatan kekerasan berlangsung dengan sangat konsisten dimulai dari ketika *as-quenched*, *plateau*, dan ketika mencapai kekerasan puncak. Selain itu, peningkatan kadar Cu juga mampu mempengaruhi waktu yang dibutuhkan untuk mencapai kekerasan puncak. Paduan Al-1.1Cu-1.7Mg membutuhkan waktu penuaan selama 72 jam untuk mencapai kekerasan puncak, sementara paduan Al-1.7Cu-1.7Mg, Al-2.4Cu-1.7Mg, dan Al-3.0Cu-1.7Mg yang memiliki komposisi Cu yang lebih tinggi hanya membutuhkan waktu penuaan 48 jam untuk mencapai kekerasan puncak.

Gambar 4.7 (b) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al- x Cu-2.2Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.4,$ dan 3.0 (at.%). Dari kurva-kurva yang diberikan tampak dengan jelas bahwa terjadi peningkatan respons pengerasan seiring dengan peningkatan kadar tembaga (Cu). Peningkatan kekerasan berlangsung dengan sangat konsisten dimulai dari ketika *as-quenched*, *plateau*, dan ketika mencapai kekerasan puncak. Hasil yang ditunjukkan pada Gambar 4.7 (b) memiliki kemiripan dengan Gambar 4.7 (a).



Gambar 4.7. Kurva *age hardening* pada (a) paduan Al-xCu-1.7Mg, (b) paduan Al-xCu-2.2Mg, (c) paduan Al-xCu-2.7Mg, (d) paduan Al-xCu-3.0Mg, dan (e) paduan Al-xCu-3.5Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.2,$ dan 3.0 pada temperatur $170\text{ }^{\circ}\text{C}$ selama 168 jam.

Gambar 4.7 (c) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-xCu-2.7Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.4,$ dan 3.0 (at.%). Dari kurva-kurva yang diberikan masih tampak dengan jelas bahwa terjadi peningkatan respons pengerasan seiring dengan peningkatan kadar tembaga (Cu). Peningkatan kekerasan berlangsung dengan sangat konsisten dimulai dari ketika *as-quenched*, *plateau*, dan ketika mencapai kekerasan puncak.

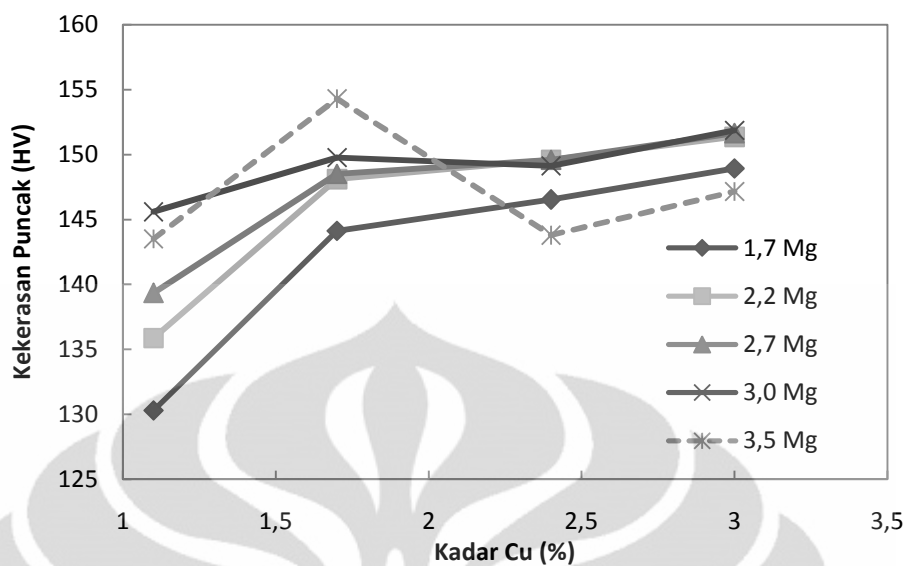
Gambar 4.7 (d) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-xCu-3.0Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.4,$ dan 3.0 (at.%). Dari gambar tampak bahwa kurva *age hardening* dari tiap paduan menunjukkan tampilan yang berfluktuatif.

Gambar 4.7 (e) menunjukkan kurva *age hardening* pada paduan Al-xCu-3.5Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.4,$ dan 3.0 (at.%). Dari gambar tampak bahwa kurva *age hardening* dari tiap paduan menunjukkan tampilan yang berfluktuatif.

Peningkatan kekerasan yang terjadi pada fenomena *rapid hardening* (penuaan 60 detik) disebabkan oleh terbentuknya *clusters* atom Cu dan Mg yang sangat halus dan terdistribusi merata yang mampu menghalangi pergerakan dislokasi [5,24]. Penghalangan terhadap pergerakan dislokasi inilah yang mampu meningkatkan kekerasan paduan. Sementara, kekerasan puncak yang ditunjukkan pada gambar terjadi disebabkan oleh terbentuknya presipitat fasa S [38-48].

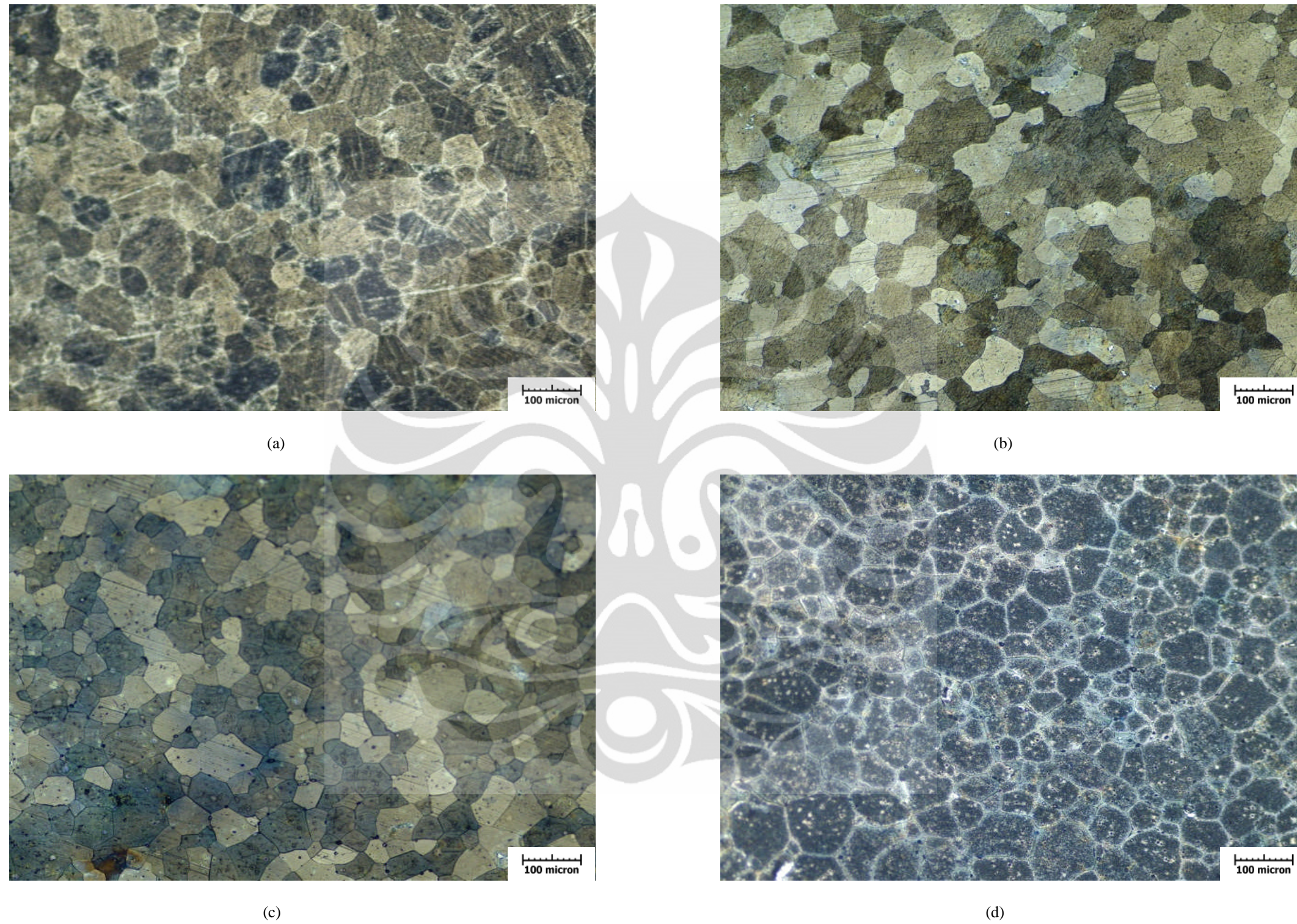
4.3.2 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg pada Nilai Kekerasan Puncak

Gambar 4.8. memperlihatkan pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap nilai kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg ketika penuaan pada temperatur 170 °C. Secara umum, dapat dikatakan bahwa peningkatan komposisi Cu dan Mg dapat meningkatkan nilai kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg. Perbedaan tren yang diperlihatkan oleh paduan Al-xCu-3.5Mg, dimana $x = 1.1, 1.7, 2.2,$ dan 3.0 disebabkan oleh waktu yang diperlukan untuk mencapai kekerasan puncak (168 jam) belum tercapai. Hal ini ditunjukkan oleh garis putus-putus pada Gambar 4.8. Data nilai kekerasan puncak dari keseluruhan paduan Al-Cu-Mg dapat dilihat pada Lampiran 5.

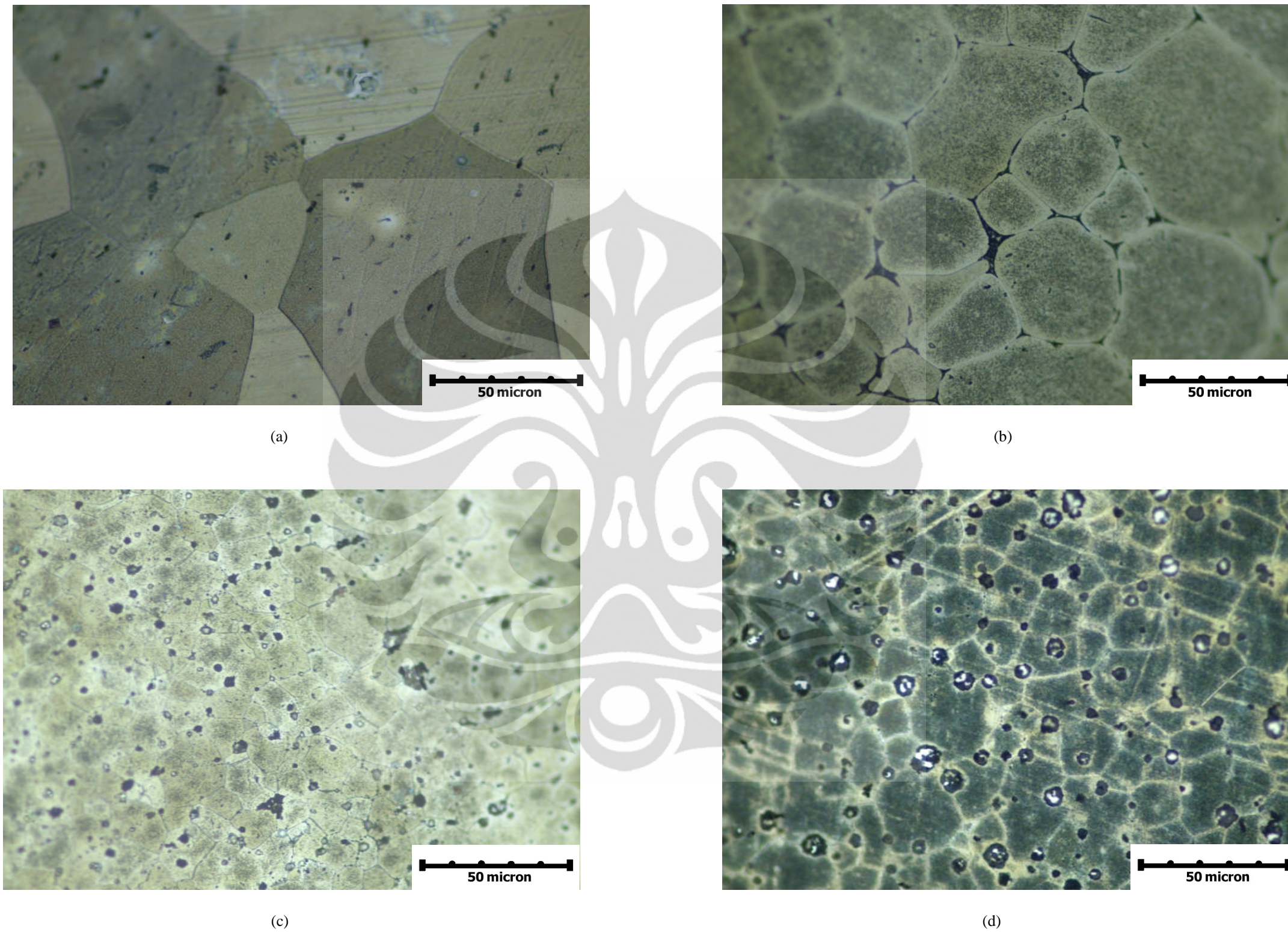


Gambar 4.8. Pengaruh komposisi Cu dan Mg pada nilai kekerasan puncak.

Pengamatan dengan menggunakan mikroskop optik, seperti tampak pada Gambar 4.9 dan Gambar 4.10. bertujuan untuk mengetahui pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap besar butir yang terbentuk selama penuaan pada temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg saat tercapainya kekerasan puncak. Gambar 4.9 menunjukkan pengaruh kadar Mg terhadap besar butir yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-1.7Mg, (b) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (c) paduan Al-1.1Cu-3.0Mg, dan (d) paduan Al-1.1Cu-3.5Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak. Dari gambar tersebut tampak bahwa peningkatan kadar Mg tidak memiliki pengaruh yang signifikan terhadap besar butir yang terbentuk. Hasil yang berbeda ditampilkan oleh Gambar 4.10. Gambar 4.10 menunjukkan pengaruh kadar Cu terhadap besar butir yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (b) paduan Al-1.7Cu-2.7Mg, (c) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-2.7Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak. Dari gambar tersebut tampak bahwa peningkatan kadar Cu mampu memperkecil besar butir yang terbentuk [69]. Data ukuran butir untuk paduan Al-Cu-Mg saat tercapainya kekerasan puncak dapat dilihat pada Lampiran 4.

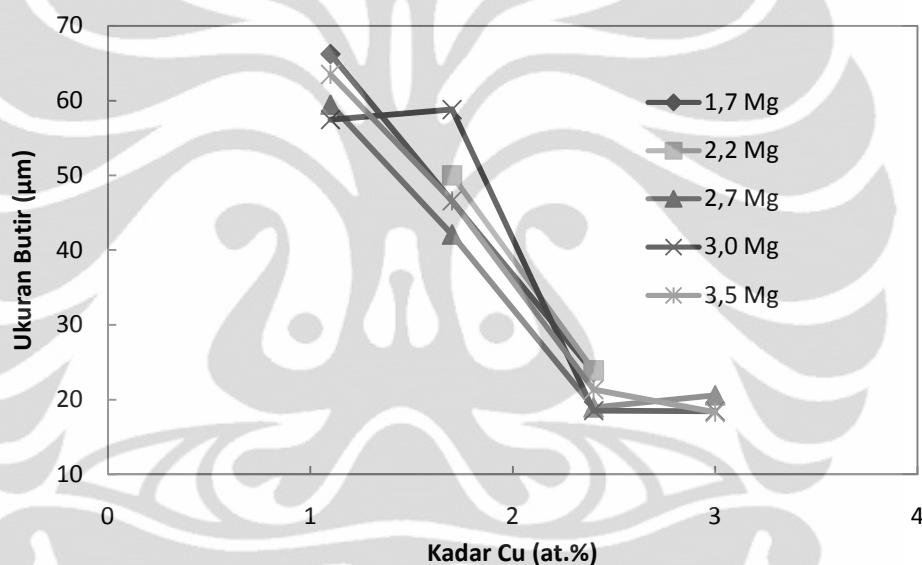


Gambar 4.9. Pengaruh kadar Mg terhadap besar butir yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-1.7Mg, (b) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (c) paduan Al-1.1Cu-3.0Mg, dan (d) paduan Al-1.1Cu-3.5Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak.



Gambar 4.10. Pengaruh kadar Cu terhadap besar butir yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (b) paduan Al-1.7Cu-2.7Mg, (b) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-2.7Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak.

Gambar 4.11 menunjukkan pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap ukuran butir paduan Al-Cu-Mg setelah penuaan 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak dengan lebih jelas. Dari gambar tampak dengan jelas bahwa kadar Cu memiliki pengaruh yang lebih signifikan dibanding kadar Mg terhadap ukuran butir yang terbentuk setelah penuaan. Peningkatan kadar Cu mampu memperkecil ukuran butir setelah penuaan 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Ukuran butir yang terbentuk pada paduan Al-xCu-2.7Mg secara berurutan adalah sebagai berikut : 59.46 μm (1.1Cu), 42.06 μm (1.7Cu), 18.96 μm (2.4Cu), dan 20.56 μm (3.0Cu).



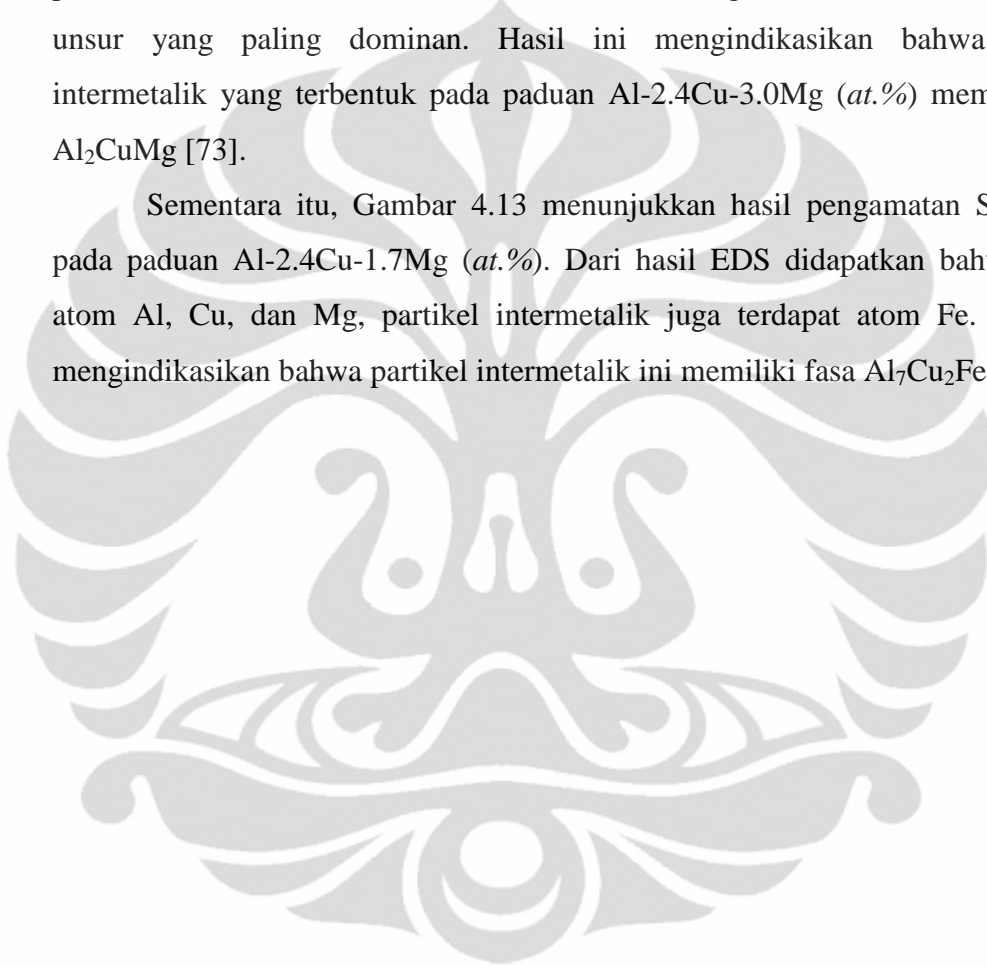
Gambar 4.11. Pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap ukuran butir mikrostruktur paduan Al-Cu-Mg saat tercapainya kekerasan puncak.

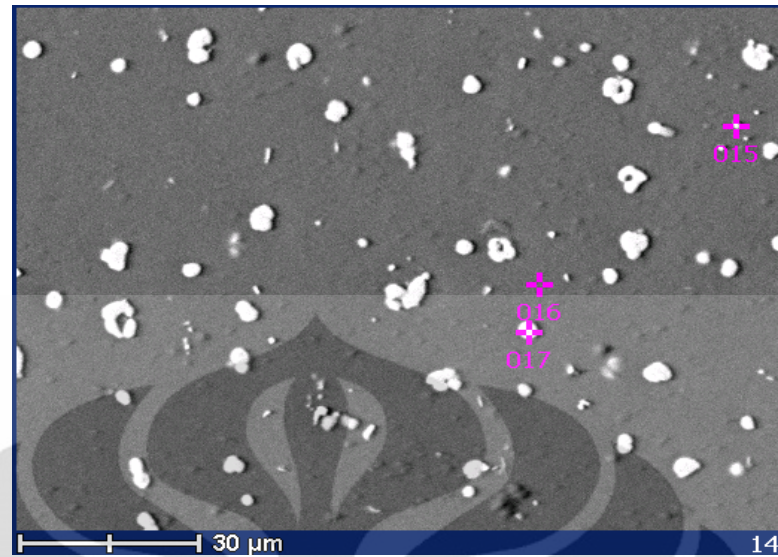
Pengamatan dengan menggunakan SEM (Gambar 4.12 dan Gambar 4.13) menunjukkan suatu penampakan yang sangat jelas antara partikel yang berwarna putih terang dengan matriks yang berwarna gelap yang didapat dari signal *backscattered electron* (BSE). Partikel yang berwarna putih terang diindikasikan sebagai partikel intermetalik yang mengandung atom Al, Cu, Mg, dan ada beberapa yang mengandung atom Fe (berdasarkan hasil pengujian EDS). Dari hasil pengamatan dengan menggunakan variasi pembesaran 500 x, 1000 x dan 2000 x menunjukkan persebaran partikel intermetalik yang terdistribusi merata

secara acak. Partikel intermetalik ini umumnya berbentuk bulat padat dan berdiameter sekitar 1 – 7 μm , tergantung pada komposisi paduan.

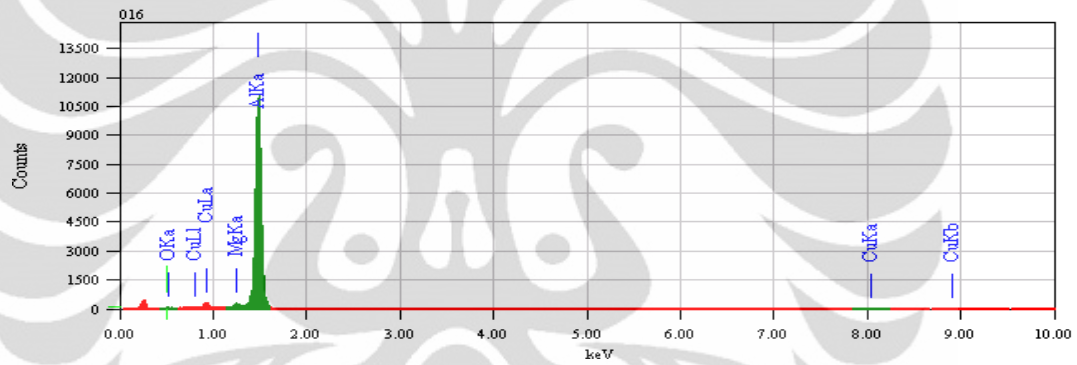
Gambar 4.12 menunjukkan hasil pengamatan SEM/EDS pada paduan Al-2.4Cu-3.0Mg (*at.%*). Dari gambar tersebut tampak bahwa persebaran partikel intermetalik tersebar secara merata. Dari hasil EDS didapatkan bahwa matriks dan partikel intermetalik terdiri atas atom Al, Cu, dan Mg dimana atom Al merupakan unsur yang paling dominan. Hasil ini mengindikasikan bahwa partikel intermetalik yang terbentuk pada paduan Al-2.4Cu-3.0Mg (*at.%*) memiliki fasa Al_2CuMg [73].

Sementara itu, Gambar 4.13 menunjukkan hasil pengamatan SEM/EDS pada paduan Al-2.4Cu-1.7Mg (*at.%*). Dari hasil EDS didapatkan bahwa selain atom Al, Cu, dan Mg, partikel intermetalik juga terdapat atom Fe. Hasil ini mengindikasikan bahwa partikel intermetalik ini memiliki fasa $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ [73].

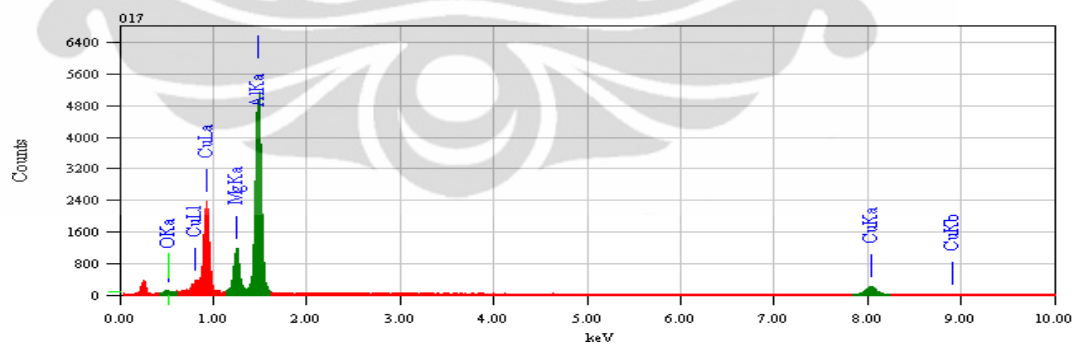




(a)

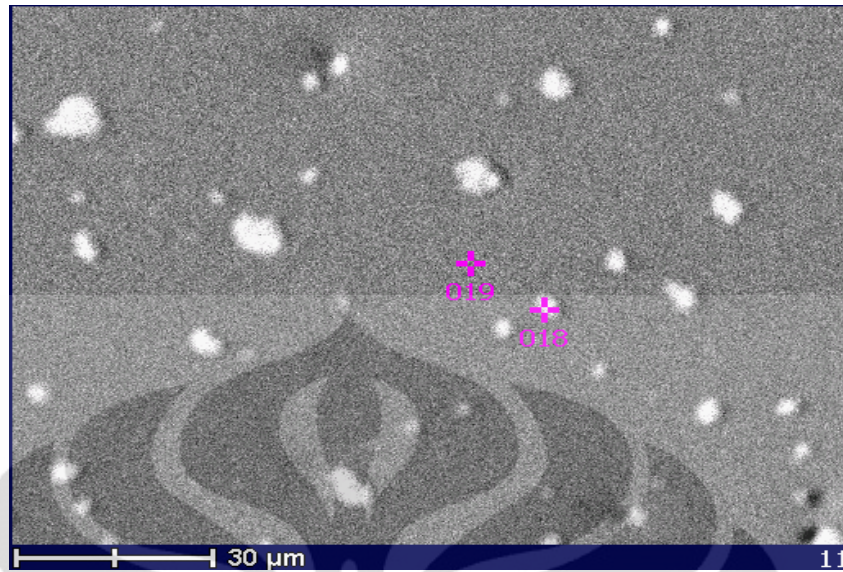


(b)

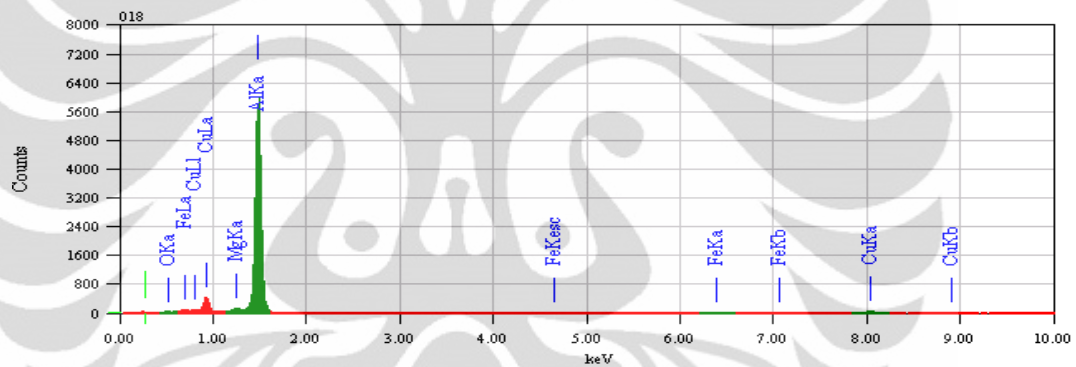


(c)

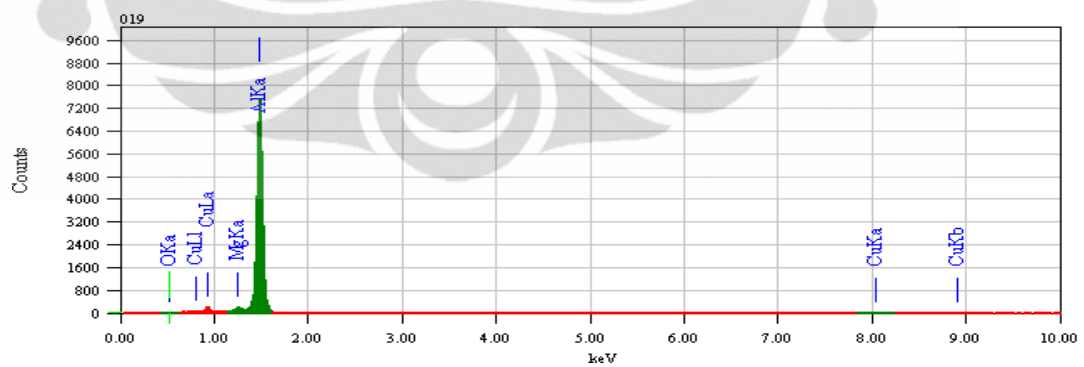
Gambar 4.12. Hasil pengamatan SEM/EDS pada paduan Al-2.4Cu-3.0Mg (*at.%*) yang menunjukkan adanya unsur Al, Cu, dan Mg pada (b) matriks dan (c) partikel intermetalik.



(a)

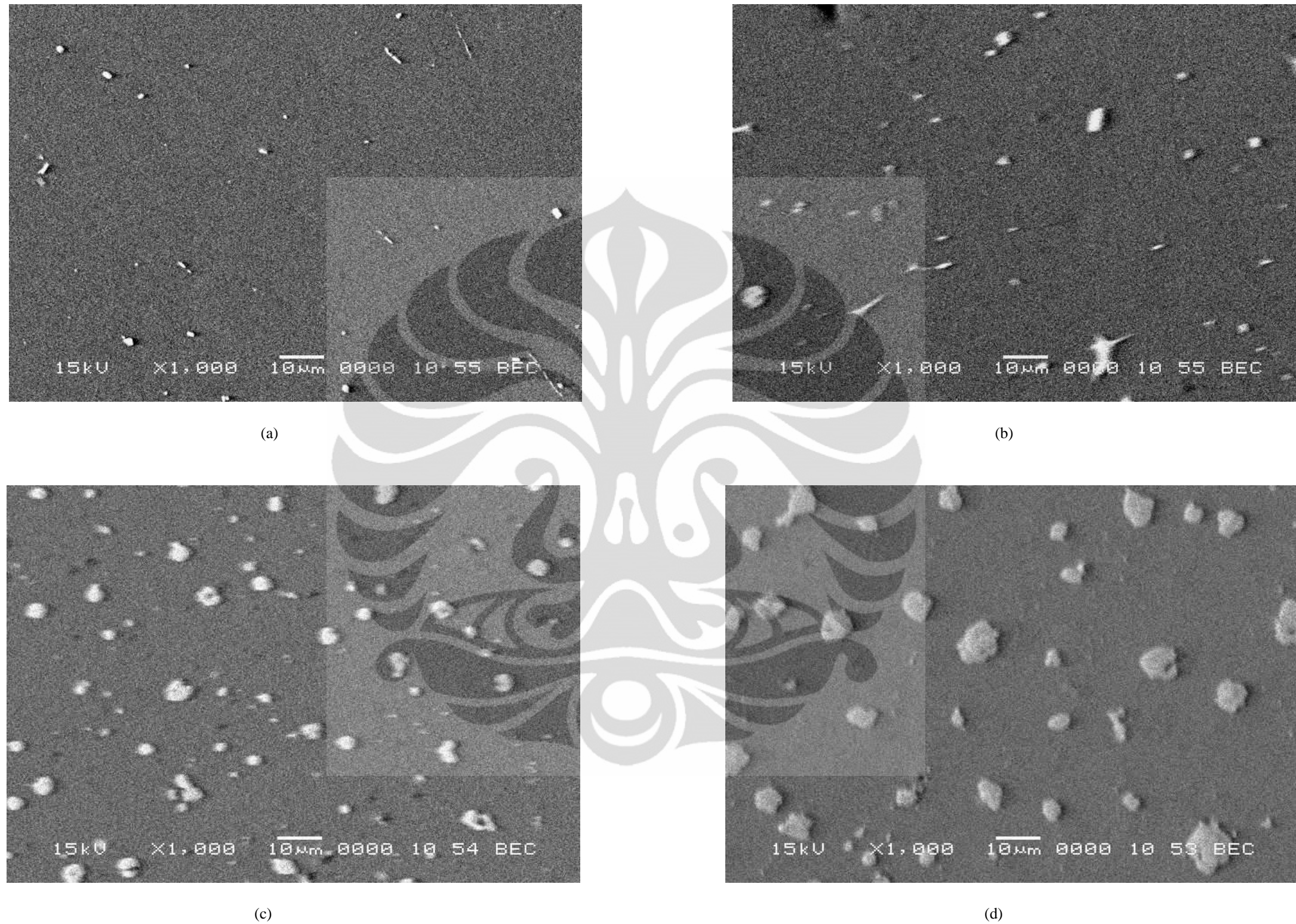


(b)



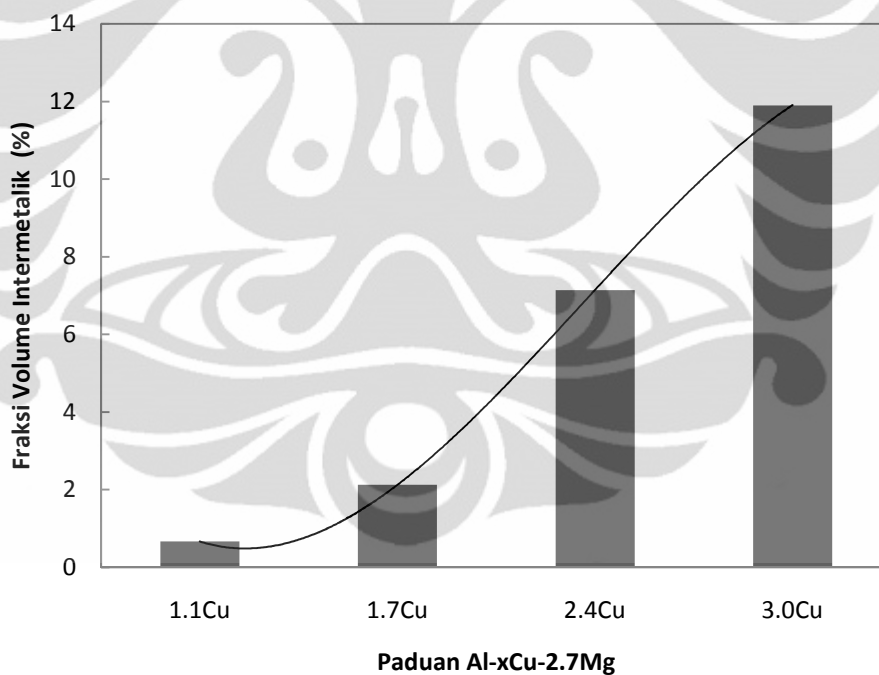
(c)

Gambar 4.13. Hasil pengamatan SEM/EDS pada paduan Al-2.4Cu-1.7Mg (*at.%*) yang menunjukkan (b) adanya unsur Al, Cu, Mg, dan Fe pada partikel intermetalik.

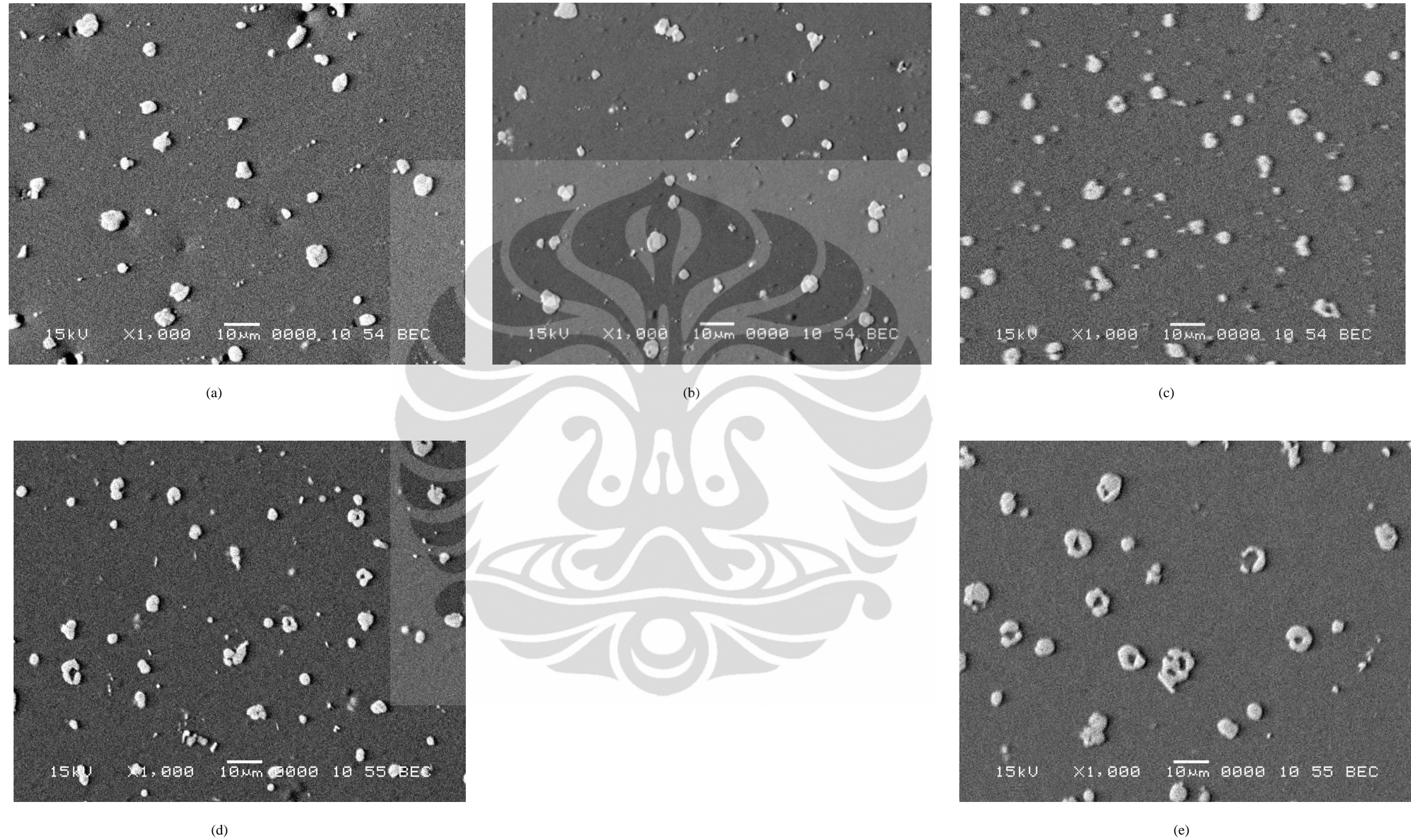


Gambar 4.14. Pengaruh kadar Cu terhadap kuantitas intermetalik yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.1Cu-2.7Mg, (b) paduan Al-1.7Cu-2.7Mg, (c) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, dan (d) paduan Al-3.0Cu-2.7Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan

Gambar 4.14 menunjukkan pengaruh kadar Cu terhadap kuantitas partikel intermetalik yang terbentuk pada paduan (a) Al-1.1Cu-2.7Mg, (b) Al-1.7Cu-2.7Mg, (c) Al-2.4Cu-2.7Mg, dan Al-3.0Cu-2.7Mg setelah penuaan mencapai kekerasan puncak pada temperatur 170 °C. Dari gambar-gambar yang diberikan tampak jelas bahwa peningkatan kadar Cu mampu meningkatkan kuantitas dari partikel intermetalik yang terbentuk [69]. Semakin tinggi kadar Cu dalam paduan Al-Cu-Mg, maka semakin besar pula ukuran partikel intermetalik yang terbentuk, seperti yang ditunjukkan pada paduan Al-3.0Cu-2.7Mg (Gambar 4.14 (d)). Untuk hasil yang lebih jelas, Gambar 4.15 memberikan kuantitas pengaruh kadar Cu terhadap fraksi volume partikel intermetalik pada paduan Al-xCu-2.7Mg. Data perhitungan fraksi volume partikel intermetalik dapat dilihat pada Lampiran 6.

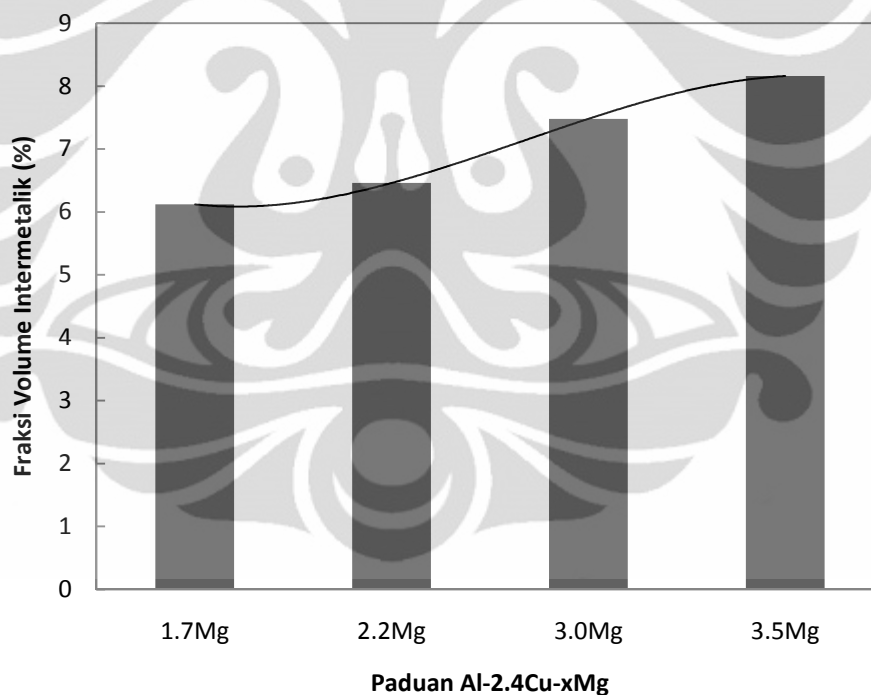


Gambar 4.15. Pengaruh Kadar Cu terhadap fraksi volume partikel intermetalik pada paduan Al-xCu-2.7Mg.



Gambar 4.16. Pengaruh kadar Mg terhadap kuantitas intermetalik yang terbentuk pada (a) paduan Al-2.4Cu-1.7Mg, (b) paduan Al-2.4Cu-2.2Mg, (c) paduan Al-2.4Cu-2.7Mg, (d) paduan Al-2.4Cu-3.0Mg, dan (e) paduan Al-2.4Cu-3.5Mg setelah penuaan pada temperatur 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak.

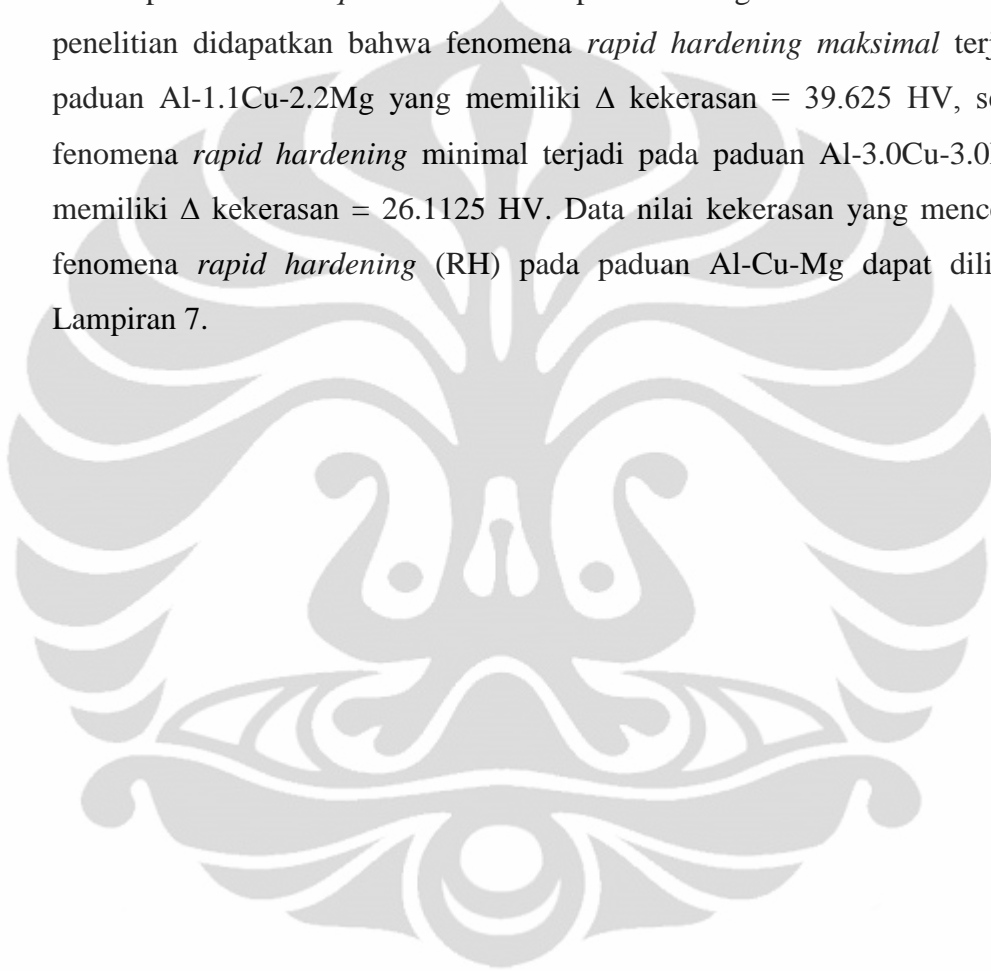
Gambar 4.16 menunjukkan pengaruh kadar Mg terhadap kuantitas partikel intermetalik yang terbentuk pada paduan (a) Al-2.4Cu-1.7Mg, (b) Al-2.4Cu-2.2Mg, (c) Al-2.4Cu-2.7Mg, (d) Al-2.4Cu-3.0Mg dan (e) Al-2.4Cu-3.5Mg setelah penuaan mencapai kekerasan puncak pada temperatur 170 °C. Dari gambar-gambar yang diberikan tampak bahwa peningkatan kadar Mg mampu meningkatkan kuantitas dari partikel intermetalik yang terbentuk, walaupun tidak terlalu signifikan [69]. Perbedaan yang cukup jelas hanya terlihat pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg yang memiliki partikel intermetalik berukuran lebih besar dibandingkan pada paduan lainnya. Untuk hasil yang lebih jelas, Gambar 4.17 memberikan kuantitas pengaruh kadar Mg terhadap fraksi volume partikel intermetalik pada paduan Al-2.4Cu-xMg.

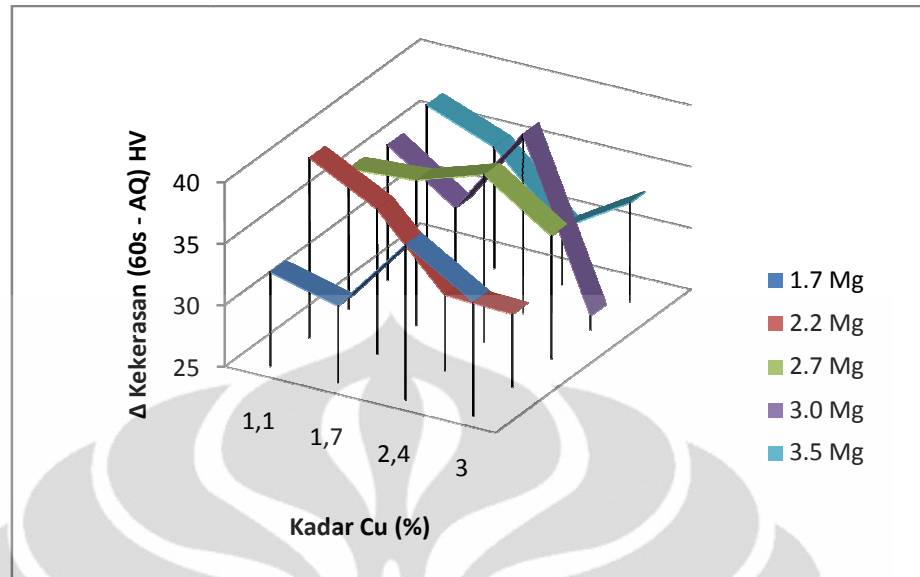


Gambar 4.17. Pengaruh Kadar Mg terhadap fraksi volume partikel intermetalik pada paduan Al-2.4Cu-xMg.

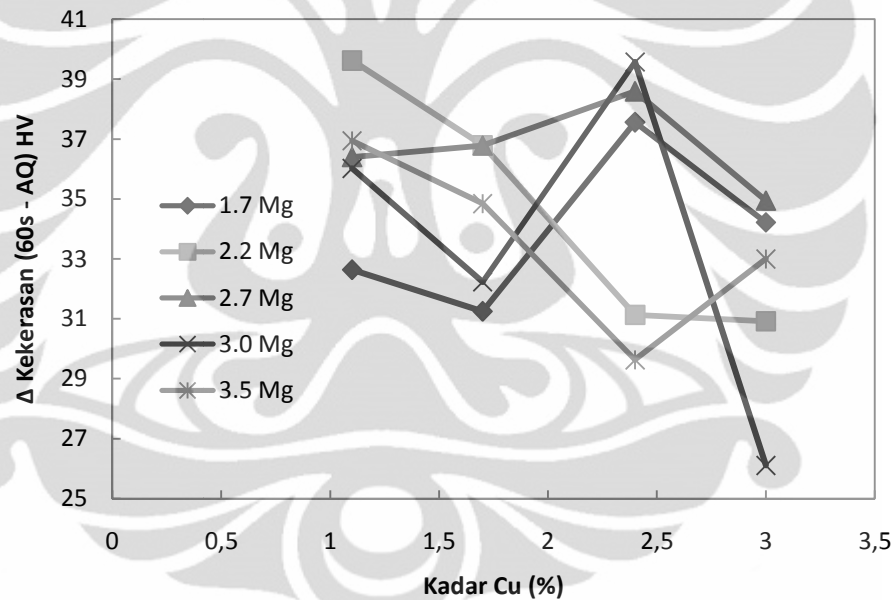
4.4 Pengaruh Komposisi Cu dan Mg Terhadap Fenomena *Rapid Hardening*

Gambar 4.18. memperlihatkan pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg ketika penuaan pada temperatur 170 °C selama 168 jam. Gambar tersebut menunjukkan hasil yang berfluktuatif dimana nilai peningkatan kekerasan pada saat *rapid hardening* terhadap kondisi *as-quenched* berada pada rentang 25 – 40 HV. Dari hasil penelitian didapatkan bahwa fenomena *rapid hardening maksimal* terjadi pada paduan Al-1.1Cu-2.2Mg yang memiliki Δ kekerasan = 39.625 HV, sedangkan fenomena *rapid hardening minimal* terjadi pada paduan Al-3.0Cu-3.0Mg yang memiliki Δ kekerasan = 26.1125 HV. Data nilai kekerasan yang mencerminkan fenomena *rapid hardening* (RH) pada paduan Al-Cu-Mg dapat dilihat pada Lampiran 7.



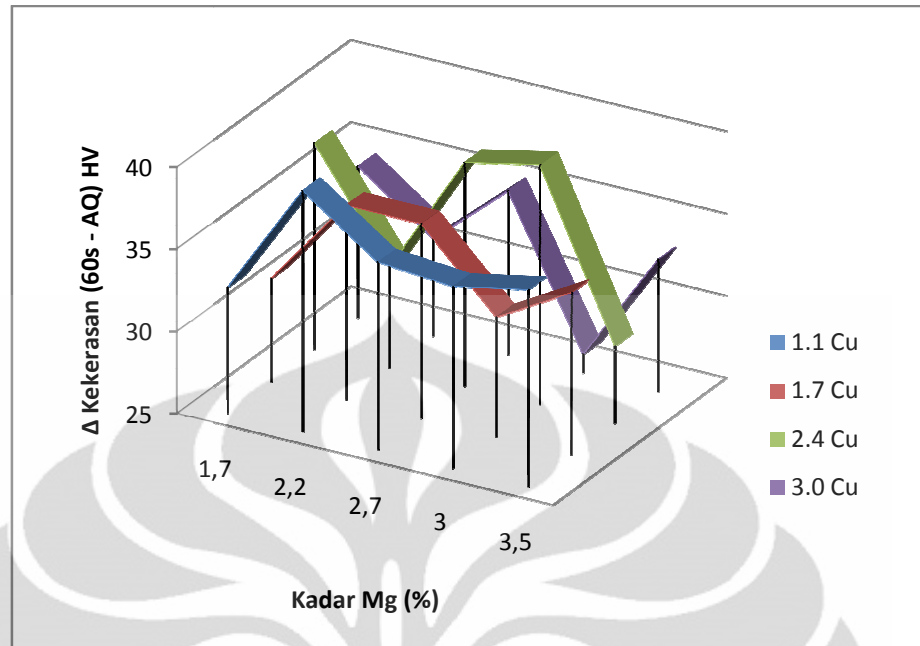


(a)

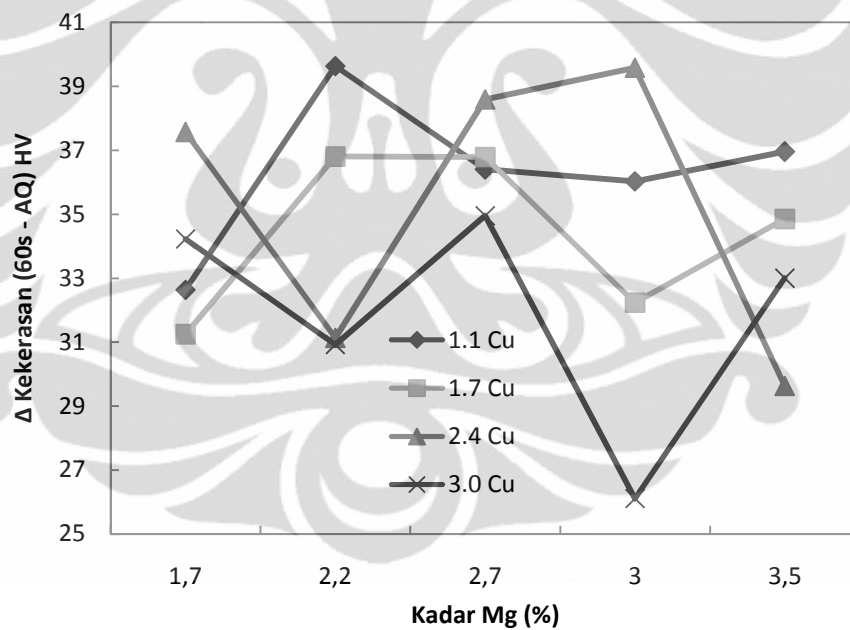


(b)

Gambar 4.18. Pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg dengan orientasi Cu dalam (a) versi 3-dimensi dan (b) versi 2-dimensi dan Mg dalam (c) versi 3-dimensi dan (d) versi 2-dimensi.

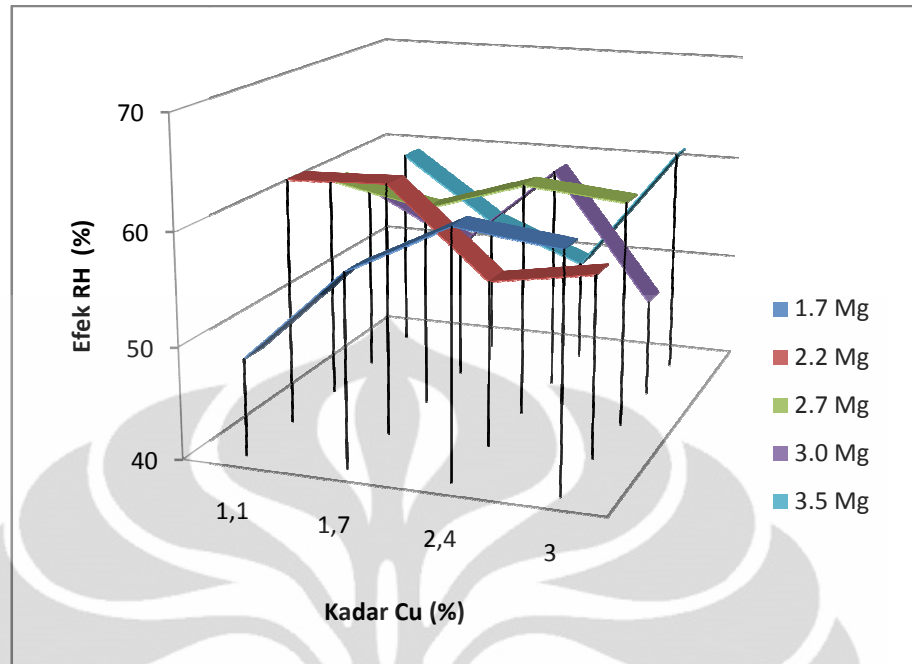


(c)

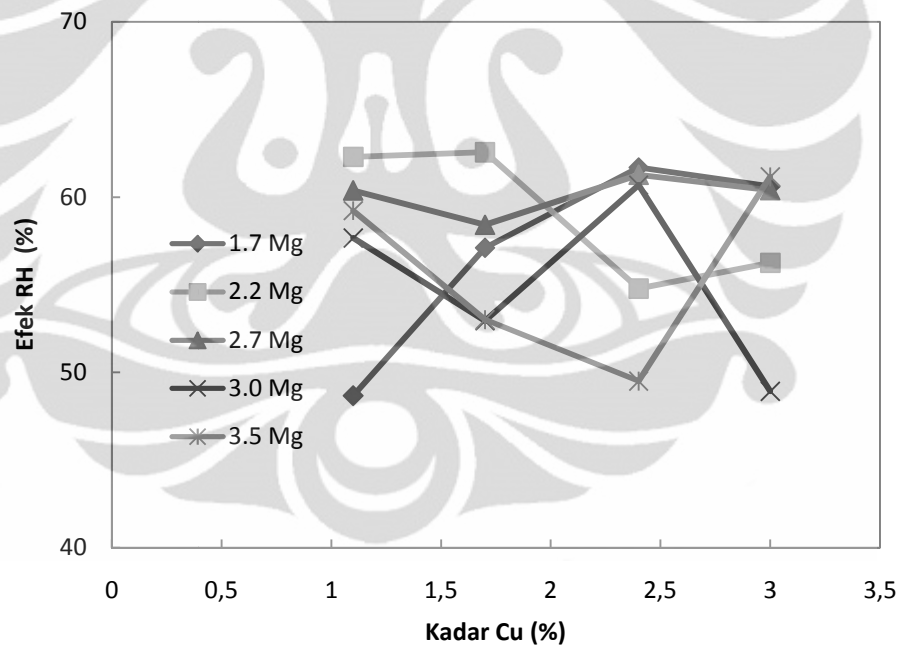


(d)

Gambar 4.18 (lanjutan). Pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap fenomena *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg dengan orientasi Cu dalam (a) versi 3-dimensi dan (b) versi 2-dimensi dan Mg dalam (c) versi 3-dimensi dan (d) versi 2-dimensi.

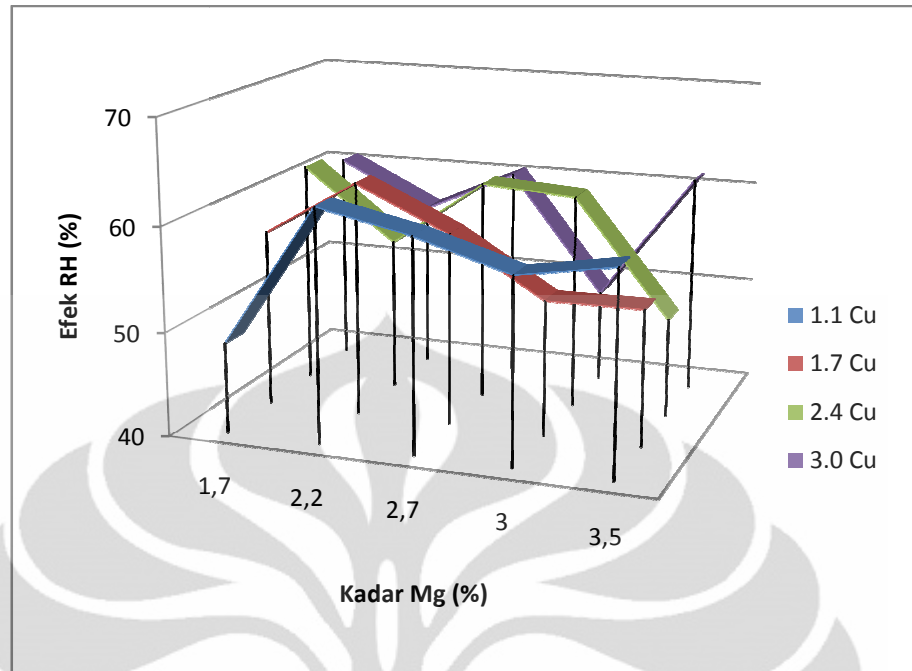


(a)

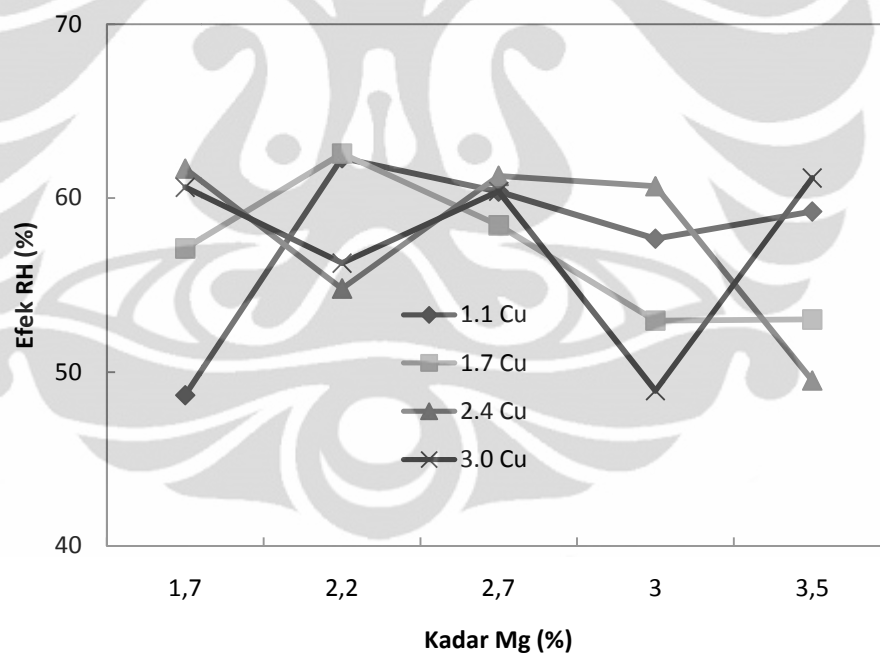


(b)

Gambar 4.19. Pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap efek *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg dengan orientasi Cu dalam (a) versi 3-dimensi dan (b) versi 2-dimensi dan Mg dalam (c) versi 3-dimensi dan (d) versi 2-dimensi.



(c)

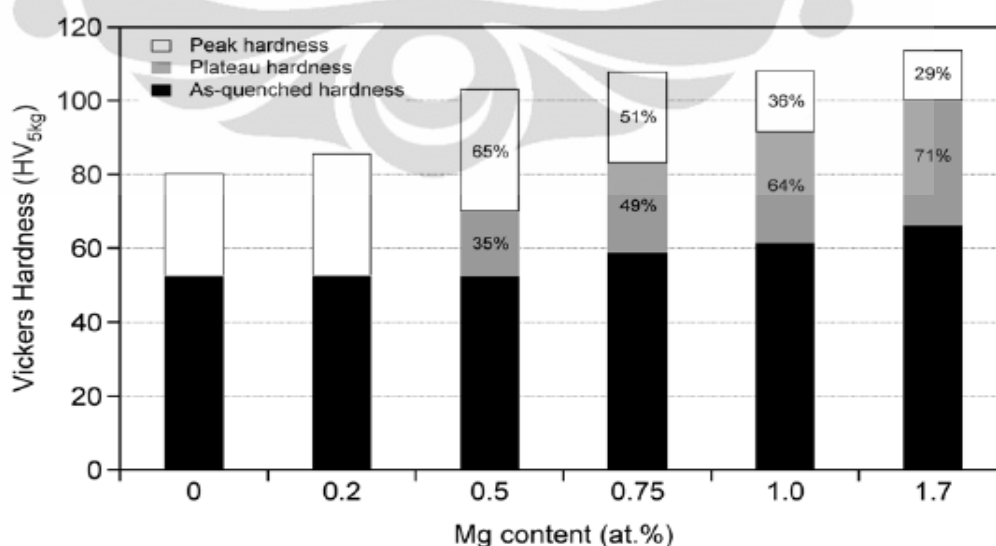


(d)

Gambar 4.19 (lanjutan). Pengaruh kadar Cu dan Mg terhadap efek *rapid hardening* pada paduan Al-Cu-Mg dengan orientasi Cu dalam (a) versi 3-dimensi dan (b) versi 2-dimensi dan Mg dalam (c) versi 3-dimensi dan (d) versi 2-dimensi.

Sementara itu, pengaruh komposisi Cu dan Mg terhadap persentase efek *rapid hardening* terhadap nilai kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg dapat dilihat pada Gambar 4.19. Gambar juga menunjukkan hasil yang berfluktuatif seperti yang diperlihatkan pada Gambar 4.18. Persentase peningkatan kekerasan pada saat *rapid hardening* terhadap nilai kekerasan puncak berada pada rentang 45 – 65 %. Dari hasil penelitian didapatkan bahwa persentase *rapid hardening* terhadap kekerasan puncak maksimal terjadi pada paduan Al-1.7Cu-2.2Mg yang memiliki persentase RH = 62.56 %, sedangkan persentase *rapid hardening* terhadap kekerasan puncak minimal terjadi pada paduan Al-1.1Cu-1.7Mg yang memiliki persentase RH = 48.67 %. Data nilai kekerasan yang mencerminkan kontribusi *rapid hardening* (RH) terhadap *peak hardness* (PH) pada paduan Al-Cu-Mg dapat dilihat pada Lampiran 8.

Dari penelitian sebelumnya yang dilakukan Marceau, *et.al* kontribusi *rapid hardening* terhadap peningkatan kekerasan total untuk paduan Al-1.1Cu-xMg (*at.%*) dengan variasi 0.5Mg, 0.75Mg, 1.0Mg, dan 1.5Mg secara berurutan sdalah sebagai berikut : 35, 50, 65, dan 70 %, seperti tampak pada Gambar 4.20 [63]. Hasil ini menunjukkan bahwa peningkatan kadar Mg mampu meningkatkan kontribusi *rapid hardening* terhadap peningkatan kekerasan puncak untuk paduan Al-Cu-Mg yang memiliki konsentasi Cu kecil (1.1 *at.%*).



Gambar 4.20. Pengaruh Cu dan Mg dalam kontribusi *rapid hardening* terhadap peningkatan kekerasan puncak pada paduan Al-1.1Cu-xMg, dimana $x = 0, 0.2, 0.5, 1.0, \text{ dan } 1.7$ (*at.%*).

4.5 Evolusi Mikrostruktur Selama Penuaan pada Temperatur 170 °C

4.5.1 Pengamatan SEM

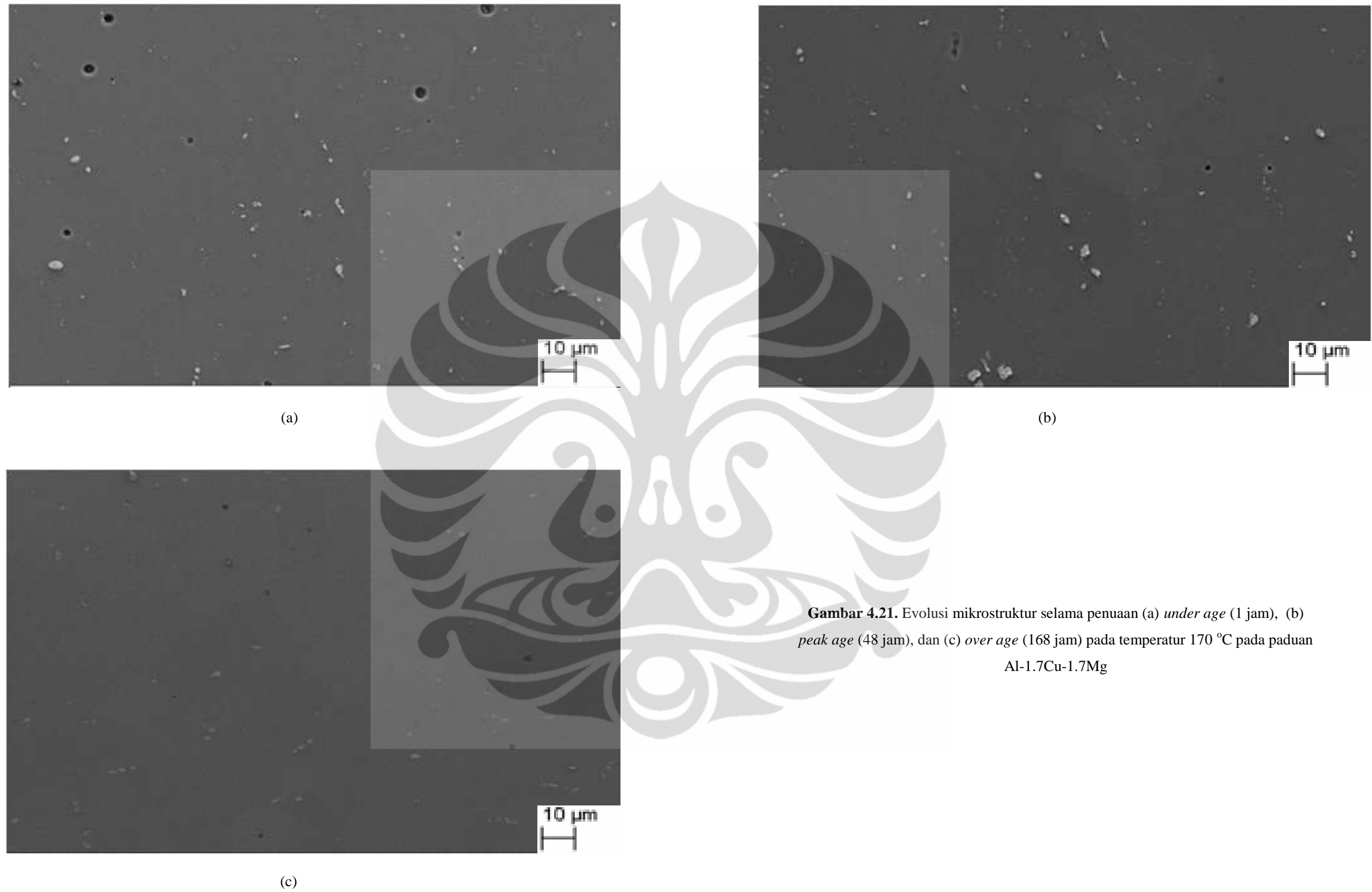
Gambar 4.21 memperlihatkan evolusi mikrostruktur selama penuaan *under aged* (1 jam), *peak aged* (48 jam), dan *over aged* (168 jam) pada temperatur 170 °C paduan Al-1.7Cu-1.7Mg yang diambil dengan menggunakan SEM. Pada gambar tersebut tampak kuantitas, bentuk, ukuran, dan distribusi partikel intermetalik dari masing-masing waktu penuaan. Secara umum, pengaruh waktu penuaan terhadap partikel intermetalik yang terbentuk tidak tampak dengan jelas.

Kaufman dan Rooy dalam bukunya yang berjudul *Aluminium Alloy Casting* menjelaskan bahwa partikel intermetalik terbentuk pada saat proses solidifikasi [69]. Sehingga faktor-faktor seperti konsentrasi unsur penyusun dan laju solidifikasi memiliki pengaruh yang lebih dominan dalam pembentukan partikel intermetalik. Oleh karena paduan berasal dari sampel yang sama dalam pengecoran dan yang dibedakan hanyalah waktu penuaan, maka perbedaan yang tampak pada partikel intermetalik yang terbentuk selama penuaan menjadi tidak signifikan.

Gambar 4.21 (c) yang menggambarkan kondisi paduan Al-1.7Cu-1.7Mg ketika *over aged* memberikan rekaman gambar yang kurang jelas. Hal ini disebabkan oleh preparasi sampel pengujian SEM yang kurang baik (sampel kurang konduktif).

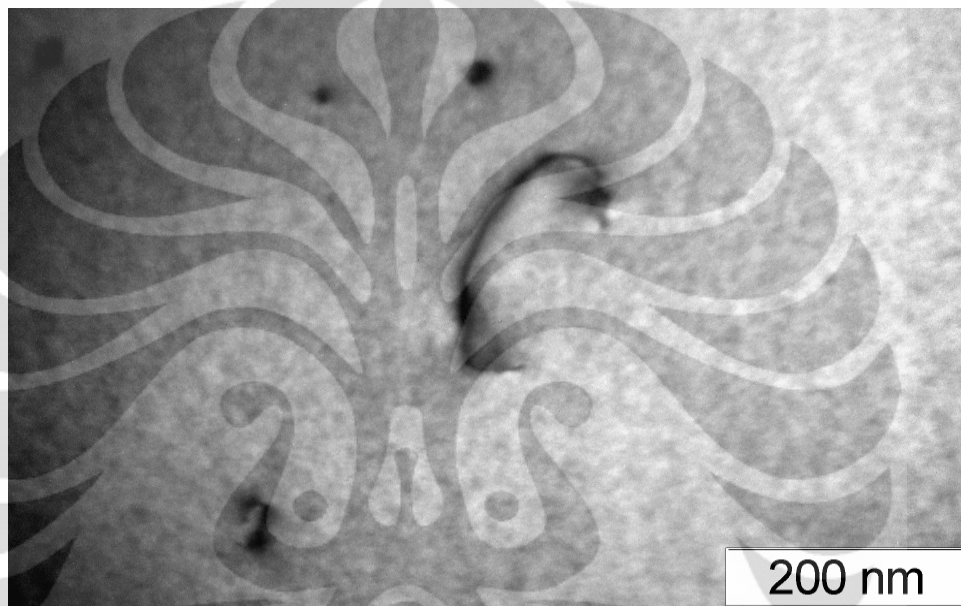
4.5.2 Pengamatan TEM

Pengamatan struktural dengan menggunakan *bright field* (BF) TEM, seperti tampak pada Gambar 4.22 dan 4.23 bertujuan untuk memperlihatkan evolusi mikrostruktur yang terjadi selama penuaan pada temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Evolusi mikrostruktur yang diamati dengan menggunakan TEM dilakukan pada dua jenis paduan, yaitu Al-1.7Cu-2.2Mg dan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*) ketika berada pada kondisi penuaan 60 detik (*rapid hardening*) dan 48 jam (kekerasan puncak).

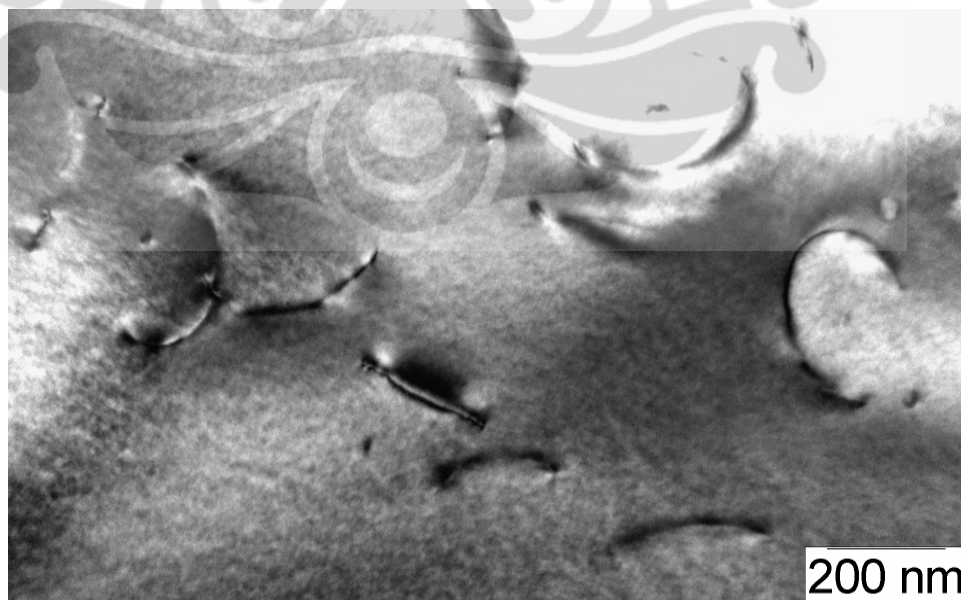


Gambar 4.21. Evolusi mikrostruktur selama penuaan (a) *under age* (1 jam), (b) *peak age* (48 jam), dan (c) *over age* (168 jam) pada temperatur 170 °C pada paduan Al-1.7Cu-1.7Mg

Gambar 4.22 memperlihatkan mikrostruktur yang terbentuk selama penuaan 60 detik pada temperatur 170 °C paduan Al-1.7Cu-2.2Mg dan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*). Pada kondisi penuaan 60 detik, tidak ditemukan adanya presipitat yang terbentuk, melainkan hanya terdapat loop dislokasi yang merupakan satu-satunya mikrostruktur yang ditemukan pada kedua jenis paduan. Loop dislokasi ini terbentuk selama atau segera setelah proses *quenching* akibat tumpukan vakansi [17].



(a)



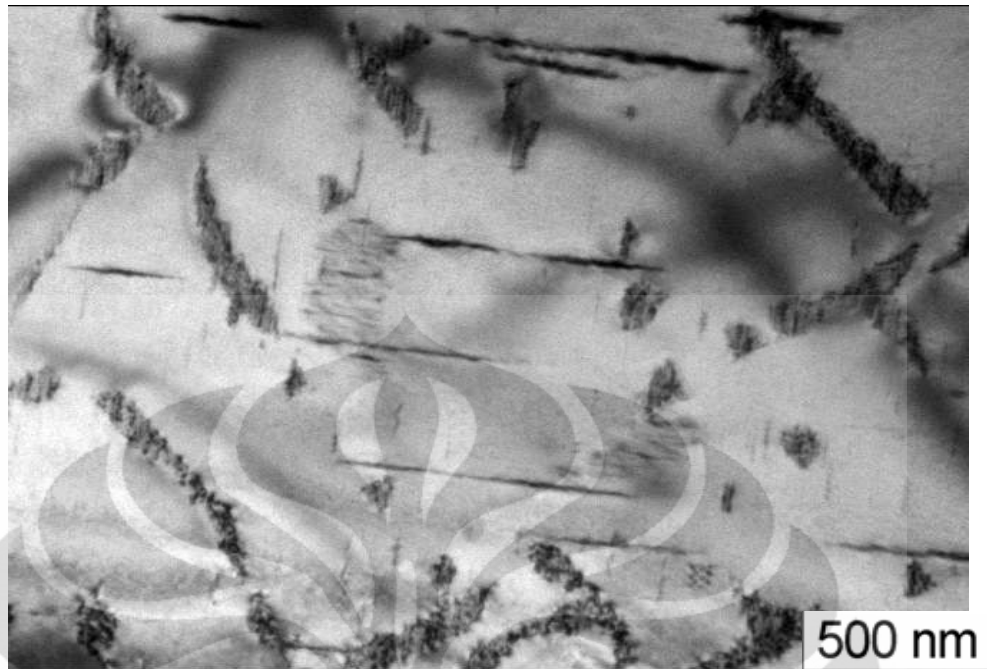
(b)

Gambar 4.22. Loops dislokasi yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.7Cu-2.2Mg dan (b) paduan Al-2.4Cu-3.5Mg selama penuaan 60 detik (*rapid hardening*) pada temperatur 170 °C

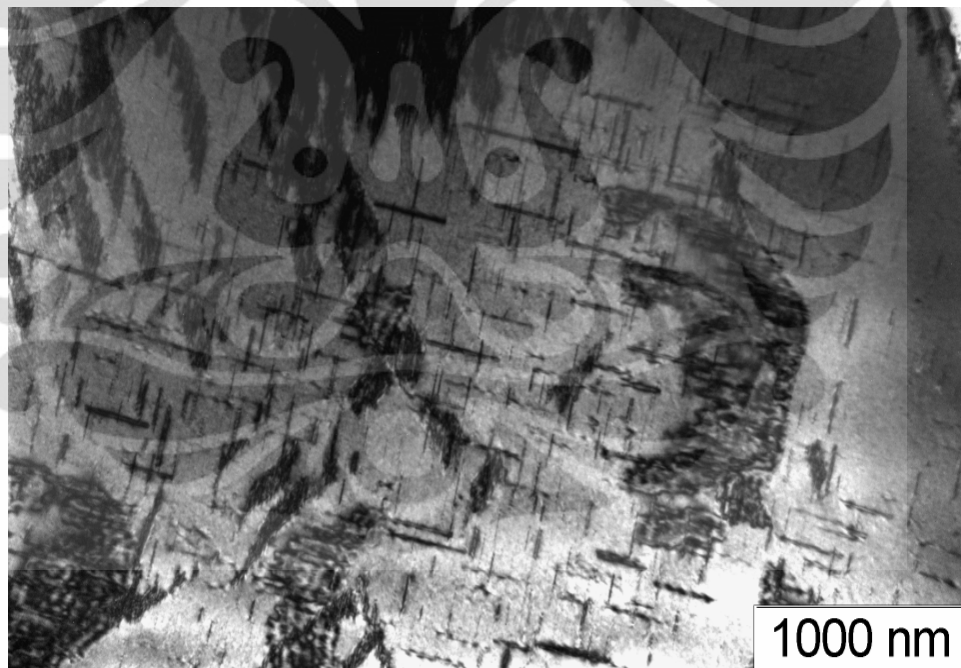
Gambar 4.22 (a) menampilkan kumpulan loop dislokasi yang terbentuk selama penuaan 60 detik pada temperatur 170 °C pada paduan Al-1.7Cu-2.2Mg. Loop dislokasi yang terbentuk tersebar secara merata dan berdiameter ~ 200 nm. Loop dislokasi juga ditemukan pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg. Pada paduan ini loop dislokasi yang terbentuk juga berdiameter ~ 200 nm dan tampak memiliki densitas yang lebih besar dibandingkan pada paduan Al-1.7Cu-2.2Mg. Perbedaan densitas ini disebabkan oleh perbedaan kadar Mg dalam paduan. Peningkatan kadar Mg mampu meningkatkan jumlah vakansi yang terbentuk [23].

Gambar 6.23 menunjukkan mikrostruktur yang terbentuk selama penuaan 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak (waktu penuaan 48 jam) pada paduan paduan Al-1.7Cu-2.2Mg dan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*). Pada kondisi ini, ditemukan adanya presipitat fasa *S* (cmcm; $a = 0.400$ nm, $b = 0.923$ nm, $c = 0.712$ nm [72]) yang tersebar merata pada matriks dan dislokasi. Presipitat inilah yang bertanggung jawab terhadap tercapainya kekerasan puncak paduan.

Proses difusi vakansi dan atom terlarut di sepanjang garis dislokasi lebih mudah dibanding pada matriks, dan juga kisi atom Al di sekitar dislokasi selalu memiliki distorsi yang tinggi dan cenderung memiliki energi regangan elastis yang besar sehingga dislokasi menjadi tempat yang lebih disukai untuk tempat nukleasi dan pertumbuhan presipitat baru [51].



(a)



(b)

Gambar 4.23. Presipitat *S* yang terbentuk pada (a) paduan Al-1.7Cu-2.2Mg dan (b) paduan Al-2.4Cu-3.5Mg selama penuaan 48 jam (kekerasan puncak) pada temperatur 170 °C

BAB 5 KESIMPULAN DAN SARAN

5.1 Kesimpulan

Berdasarkan pada penelitian, pengamatan, dan analisis terhadap data yang diperoleh dari pengujian yang dilakukan, maka didapatkan kesimpulan sebagai berikut :

- I. Kesimpulan terkait proses pengecoran dan canai panas pada paduan Al-Cu-Mg :
 - a) Pengontrolan terhadap parameter proses pengecoran, seperti temperatur peleburan yang dijaga pada $\sim 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ dan *holding time* yang berada pada rentang 6 - 9 menit, sangat penting dilakukan untuk meminimalisir kehilangan elemen Cu dan Mg pada paduan Al-Cu-Mg.
 - b) Selama pengecoran, penambahan massa Cu sebesar 5 *wt.%* diberikan untuk mengkompensasi kehilangan elemen Cu selama proses, sedangkan pada logam Mg perlu dilakukan pelapisan dengan menggunakan *aluminium foil* untuk mencegah penguapan Mg yang berlebihan.
 - c) Dua jenis cacat porositas, yaitu porositas gas dan porositas penyusutan yang terbentuk selama pengecoran, ditemukan pada mikrostruktur paduan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*).
 - d) Penggunaan *Vacuum Casting Machine* dalam pembuatan paduan Al-Cu-Mg mampu mengurangi porositas gas, berdiameter 5 - 20 μm , yang terbentuk selama proses pengecoran.
 - e) Peningkatan konsentrasi Cu dan Mg mengurangi ketahanan terhadap retak selama proses canai panas pada paduan Al-Cu-Mg.
- II. Respons penuaan paduan Al-Cu-Mg dengan variasi komposisi Cu dan Mg pada temperatur $170\text{ }^{\circ}\text{C}$:
 - a) Paduan Al-Cu-Mg yang berada pada rentang komposisi (1.1 – 3.0 *at.%* Cu dan 1.7 – 3.5 *at.%* Mg) memperlihatkan dua tahapan *age*

hardening yang dipisahkan oleh daerah *plateau* setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.

- b) Tahapan pertama dari pengerasan berlangsung dengan sangat cepat, yaitu ketika waktu penuaan mencapai 60 detik, yang dikenal dengan fenomena *rapid hardening* (RH). Kemudian dilanjutkan dengan pencapaian daerah datar (*plateau*) yang berlangsung selama ~ 10 jam. Selanjutnya terjadi peningkatan kekerasan kedua hingga mencapai kekerasan puncak (*peak hardness*) yang dicapai ketika waktu penuaan berlangsung selama 48 – 72 jam, tergantung pada komposisi paduan.
- c) Pada saat kekerasan puncak tercapai, ditemukan presipitat fasa *S* yang tersebar di dalam matriks paduan Al-Cu-Mg.
- d) Peningkatan konsentrasi Cu dan Mg meningkatkan nilai kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg. Peningkatan kekerasan disebabkan oleh bertambahnya presipitat halus fasa *S* (Al₂CuMg) yang berbentuk *lath* dan tersebar merata di dalam matriks. Nilai kekerasan puncak tertinggi terjadi pada paduan Al-2.4Cu-3.5Mg (*at.%*) dengan 149.5875 HV, sementara kekerasan puncak terendah terjadi pada paduan Al-1.1Cu-1.7Mg (*at.%*) dengan 95.8625 HV.
- e) Peningkatan konsentrasi Cu mempercepat waktu penuaan untuk mencapai kekerasan puncak dari 72 jam pada paduan Al-1.1Cu-xMg (*at.%*) menjadi 48 jam yang terjadi pada paduan Al-1.7Cu-xMg, Al-2.4Cu-xMg, dan Al-3.0Cu-xMg (*at.%*).
- f) Pada konsentrasi Mg yang tinggi (3.5 *at.%*), nilai kekerasan menunjukkan kecenderungan yang terus meningkat hingga mencapai waktu penuaan maksimal 168 jam tanpa ditemukannya penurunan nilai kekerasan (*over aged*). Hal ini disebabkan oleh tingginya konsentrasi Mg yang mampu memperbanyak jumlah vakansi yang terbentuk. Semakin banyak vakansi yang terbentuk, semakin banyak pula presipitat yang dihasilkan. Sehingga, dibutuhkan waktu yang lebih lama untuk membentuk semua presipitat.
- g) Peningkatan konsentrasi Cu memperkecil besar butir yang terbentuk secara signifikan dari 59.46 μm (paduan Al-1.1Cu-2.7Mg (*at.%*))

menjadi 18.96 μm (paduan Al-2.4Cu-2.7Mg (*at.%*)), sementara peningkatan konsentrasi Cu yang lebih tinggi (paduan Al-3.0Cu-2.7Mg (*at.%*)) tidak terlalu berpengaruh terhadap besar butir setelah perlakuan penuaan saat tercapainya kekerasan puncak temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.

- h) Peningkatan konsentrasi Mg tidak memiliki pengaruh yang signifikan terhadap besar butir yang terbentuk setelah perlakuan penuaan saat tercapainya kekerasan puncak temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Ukuran butir yang terbentuk pada paduan Al-2.4Cu-xMg (*at.%*) secara berurutan adalah sebagai berikut : 23.66 μm (1.7Mg), 23.94 μm (2.2Mg), 18.96 μm (2.7Mg), 18.54 μm (3.0Mg), dan 21.34 μm (3.5Mg).
- i) Partikel berwarna putih terang yang berbentuk bulat dan berdiameter 1 – 7 μm , serta terdistribusi merata secara acak ditemukan pada mikrostruktur paduan Al-Cu-Mg diindikasikan sebagai partikel intermetalik Al_2CuMg atau $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (jika terdapat unsur Fe).
- j) Peningkatan konsentrasi Cu meningkatkan fraksi volume partikel intermetalik yang terbentuk setelah perlakuan penuaan saat tercapainya kekerasan puncak temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Peningkatan fraksi volume partikel intermetalik yang terbentuk pada paduan Al-xCu-2.7Mg (*at.%*) secara berurutan adalah sebagai berikut : 0.67 % (1.1Cu), 2.12 % (1.7Cu), 7.14 % (2.4Cu), dan 11.90 % (3.0Cu).
- k) Peningkatan konsentrasi Mg meningkatkan fraksi volume partikel intermetalik yang terbentuk, tetapi tidak terlalu signifikan jika dibandingkan dengan pengaruh konsentrasi Cu setelah perlakuan penuaan saat tercapainya kekerasan puncak temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Peningkatan fraksi volume partikel intermetalik yang terbentuk pada paduan Al-2.4Cu-xMg (*at.%*) secara berurutan adalah sebagai berikut : 6.12 % (1.7Mg), 6.46 % (2.2Mg), 7.14 % (2.7Mg), 7.48 % (3.0Mg), dan 8.16 % (3.5Mg).

- l) Pengaruh waktu penuaan terhadap partikel intermetalik yang terbentuk tidak tampak dengan jelas setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.

III. Fenomena *Rapid Hardening* (RH) pada paduan Al-Cu-Mg :

- a) Pada rentang komposisi yang lebar (1.1 – 3.0Cu dan 1.7 - 3.5Mg (*at.%*)), belum ditemukan batas dari fenomena *rapid hardening* setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C terhadap paduan Al-Cu-Mg.
- b) Peningkatan konsentrasi Cu dan Mg menunjukkan hasil yang berfluktuatif terhadap fenomena *rapid hardening* (Δ kekerasan (60s – *as-quenched*)) yang berada pada rentang 25 – 40 HV setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Fenomena RH maksimal terjadi pada paduan Al-1.1Cu-2.2Mg (*at.%*) yang memiliki Δ kekerasan 39.625 HV, sementara fenomena RH minimal terjadi pada paduan Al-3.0Cu-3.0Mg (*at.%*) yang memiliki Δ kekerasan 26.112 HV.
- c) Peningkatan konsentrasi Cu dan Mg menunjukkan hasil yang berfluktuatif terhadap kontribusi RH pada kekerasan puncak (Δ kekerasan (60s – *as-quenched*) \times 100 % / (kekerasan puncak - *as-quenched*)) yang berada pada rentang 45 – 65 % setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Persentase kontribusi RH terhadap kekerasan puncak maksimal terjadi pada paduan Al-1.7Cu-2.2Mg (*at.%*) yang memiliki persentase RH 62.56 %, sementara kontribusi RH minimal terjadi pada paduan Al-3.0Cu-3.0Mg (*at.%*) yang memiliki persentase RH 48.67 %.
- d) Pada saat *rapid hardening* (waktu penuaan 60 detik), loop dislokasi merupakan satu-satunya mikrostruktur yang ditemukan setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.
- e) Peningkatan konsentrasi Mg meningkatkan densitas loop dislokasi yang terbentuk selama *rapid hardening* setelah perlakuan penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg.

5.2 Saran

Parameter-parameter proses pengecoran, seperti temperatur peleburan dan *holding time*, harus diperhitungkan dengan cermat untuk mendapatkan paduan Al-Cu-Mg dengan komposisi kimia yang diinginkan. Selain itu juga, hal teknis seperti peletakan logam muni dalam krusibel selama proses peleburan harus benar-benar diperhatikan untuk menghindari kehilangan elemen Cu yang banyak selama proses pengecoran pada paduan.

Untuk penelitian berikutnya, penggunaan *Atom Probe Tomography* (APT) diperlukan untuk membuktikan terbentuknya *solute clustering* selama penuaan temperatur 170 °C pada paduan Al-Cu-Mg. Dari hasil penelitian, didapatkan data bahwa untuk konsentrasi 3.5 *at.%* Mg terdapat fenomena yang cukup menarik dimana konsentrasi 3.5 *at.%* Mg mampu memperlambat paduan untuk mencapai kekerasan puncak. Oleh karena itu, perlu dilakukan penelitian lebih jauh terhadap keadaan mikrostruktur yang menyebabkan fenomena ini terjadi.

REFERENSI

- [1] Dorward RC, Pritchett TR. *Advanced Aluminium Alloys for Aircraft and Aerospace Applications*. Mat & Design 1988;9:63.
- [2] Starke EA, Staley JT. *Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft*. Prog Aerospace Scie 1996;32:131-172.
- [3] Polmear I. *Atomic Processes Involved in Precipitate Nucleation in Aged Aluminium Alloys*. Mater Sci Forum 2001;363-365:1.
- [4] Sofyan BT, Raviprasad K, Ringer SP. *Effect of Microalloying Cd and Ag on Al-Cu-Mg Alloys*. Micron 2001;32:851-856.
- [5] Ringer SP, Hutchinson CR, Hono K, Polmear IJ, Sakurai T. *Clustering and Precipitation Process in Microalloyed Aluminium Alloys*. Sci Rep RITU 1997;44:241-251.
- [6] Vietz JT, Polmear IJ. *The Influence of Small Additions of Silver on the Ageing of Aluminium Alloys*. J Inst Metals 1966;94:410.
- [7] Xiao DH, Wang JN, Ding DY, Chen SP. *Effect Cu Content on The Mechanical Properties of An Al-Cu-Mg-Ag Alloy*. Jou Alloys and Compounds 2002;343:77-81.
- [8] Hutchinson CR, Fan X, Pennycook SJ, Shiflet GJ. *On The Origin of The High Coarsening Resistance of Ω Plates in Al-Cu-Mg-Ag Alloys*. Acta Mater 2001;49:2827.
- [9] Hono K, Sano N, Babu SS, Okano R, Sakurai T. *Atom Probe Study of The Precipitation Process in Al-Cu-Mg-Ag Alloys*. Acta Metal Mater 1993;41:829-838.
- [10] Reich L, Murayama M, Hono K. *Evolution of A Phase in An Al-Cu-Mg-Ag Alloy - A Three-Dimensional Atom Probe Study*. Acta Mater 1998;46:6053-6062.
- [11] Sano N, Hono K, Sakurai T, Hirano K. *Atom-Probe Analysis of Ω and θ' Phases in An Al-Cu-Mg-Ag Alloy*. Scripta Mater 1991;25:491-496.
- [12] Ringer SP, Yeung W, Muddle BC, Polmear IJ. *Precipitate Stability in Al-Cu-Mg-Ag Alloys Aged at High Temperatures*. Acta Metall Mater 1994;42:1715-1725.

- [13] Teleshov VV, Andreev DA, Golovleva AP. *Effect of Chemical Composition on The Strength of Alloys of The Al-Cu-Mg-Ag System After Heating 180-210 °C*. Metal Science and Heat Treatment 2006;48:9-17.
- [14] Wolverton C. *Crystal Structure and Stability of Complex Precipitate Phases in Al-Cu-Mg-(Si) and Al-Zn-Mg Alloys*. Acta Mater 2001;49:3129-3142.
- [15] Hutchinson CR, Ringer SP. *Precipitation Process in Al-Cu-Mg Alloys Microalloyed with Si*. Met and Mat Transactions 2000;31A:2721.
- [16] Parel TS, Wang SC, Starink MJ. *Hardening of An Al-Cu-Mg Alloy Containing Types I and II Phase Precipitates*. Material and Design 2010;31:S2-S5.
- [17] Ringer SP, Hono K, Polmear IJ, Sakurai T. *Precipitation Process During The Early Stages of Ageing*. App Surf Science 1996;94/95:253-260.
- [18] Mukhopadhyay AK. *Microstructure and Properties of High Strength Aluminium Alloys for Structural Application*. Trans Ind Inst Metals April 2009;62:113-122.
- [19] Bray GH, Glazov M, Rioja RJ, Li D, Gangloff RP. *Effect of Artificial Aging on The Fatigue Crack Propagation Resistance of 2000 Series Aluminum Alloys*. Int Jour of Fatigue 2001;23:265-276.
- [20] Ralston KD, Birbilis N, Weyland M, Hutchinson CR. *The Effect of Precipitate Size on The Yield Strength-Pitting Corrosion Correlation in Al-Cu-Mg Alloys*. Acta Mater 2010;58:5941-5948.
- [21] Song M, He Y, Xiao D, Huang B. *Effect of Thermomechanical Treatment on The Mechanical Properties of An Al-Cu-Mg Alloy*. Materials and Design 2009;30:857-861.
- [22] Kamp N, Gao N, Starink MJ, Sinclair I. *Influence of Grain Structure and Slip Planarity on Fatigue Crack Growth in Low Alloying Artificially Aged 2xxx Al Alloys*. Intl Jour of Fatigue 2007;29:869-878.
- [23] Hardy HK. *The Ageing Characteristics of Some Ternary Aluminium-Copper-Magnesium Alloys With Copper : Magnesium Weight Ratios of 7 : 1 and 2.2 : 1*. J Inst Metals 1954-55;83:17.
- [24] Ringer SP, Hono K, Sakurai T, Polmear IJ. *Cluster Hardening in Al-Cu-Mg Alloys*. Scripta Mater 1997;36:517-521.

- [25] Marceau RKW, Sha G, Ferragut R, Dupasquier A, Ringer SP. *Solute Clustering in Al-Cu-Mg Alloys During The Early Stages of Elevated Temperature Ageing*. Acta Mater 2010;58:4923-4939.
- [26] Marceau RKW, Sha G, Lurnley RN, Ringer SP. *Evolution of Solute Clustering in Al-Cu-Mg Alloys During Secondary Ageing*. Acta Mater 2010;58:1795-1805.
- [27] Ringer SP, Sakurai T, Polmear IJ. *Origins of Hardening in Aged Al-Cu-Mg-(Ag) Alloys*. Acta Mater 1997;45:3731-3744.
- [28] Sha G, Marceau RKW, Gao X, Muddle BC, Ringer SP. *Nanostructure of Aluminium alloy 2024 : Segregation, Clustering, and Precipitation Process*. Acta Mater 2011;59:1659-1670.
- [29] Ringer SP, Hono K, Polmear IJ, Sakurai T. *Nucleation of Precipitates in Ages Al-Cu-Mg-(Ag) Alloys With High Cu-Mg Ratios*. Acta Mater 1996;44:1883-1898.
- [30] Ringer SP, Quan GC, Sakurai T. *Solute clustering, Segregation and Microstructure in High Strength Low Alloy Al-Cu-Mg Alloys*. Mat Scie and Eng A 1998;250:120-126.
- [31] Ringer SP, Hono K. *Microstructural Evolution and Age Hardening in Aluminium Alloys*. Material Characterization 2000;44:101-131.
- [32] Lu H, Kadohkar P, Nakazawa K, Ando T, Blue CA. *Precipitation Behavior of AA2618*. Met and Mat Transactions 2007;38A:2379.
- [33] Khan IN, Starink MJ, Yan JL. *A Model for Precipitation Kinetics and Strengthening in Al-Cu-Mg Alloys*. Mat Scie ang Eng A 2008;472:66-74.
- [34] Stephenson LT, Moody MP, Liddicoat PV, Ringer SP. *New Technique for The Analysis of Fine Scaled Clustering Phenomena within APT*. Microsc Microanal 2007;13:448-463.
- [35] Starink MJ, Wang SC. *Thermodynamics of and Strengthening due to Co-Cluster*. Acta Mater 2009;57:2376-2389.
- [36] Murayama M, Hono K. *Three Dimensional Atom Probe Analysis of Pre-Precipitate Clustering in An Al-Cu-Mg-Ag Alloy*. Scripta Mater 1998;38:1315-1319.
- [37] Peralta ON, Gonzalez G, Rodriguez GA. *Characterization of Precipitation in Al-Mg-Cu Alloys by X-Ray Diffraction Peak Broadening Analysis*. Materials Characterization 2008;59:773-780.

- [38] Wang SC, Starink MJ, Gao N. *Precipitation Hardening in Al-Cu-Mg Alloys Revisited*. Scripta Materialia 2006;54:287-291.
- [39] Han CS, New JH, Huang JC. *Precipitation Behaviors in Al-Cu-Mg and 2024 Aluminum Alloys*. Met and Mat Transactions 1996;27A:2479.
- [40] Kim HS, Ringer SP. *On The Crustal Structure of The S Phase Precipitate*. Microsc Microanal 2005;11:1688.
- [41] Kovarik L, Gouma PI, Kisielowski C, Court SA, Mills MJ. *A HRTEM Study of Metastable Phase Formation in Al-Mg-Cu Alloys During Artificial Aging*. Acta Mater 2004;52:2509-2520.
- [42] Kovarik L, Gouma PI, Kisielowski C, Court SA, Mills MJ. *Decomposition of An Al-Mg-Cu Alloy- A High Resolution Transmission Electron Microscopy Investigation*. Mat Scie and Eng A 2004 ;387-389:326-330.
- [43] Kovarik L, Miller MK, Court SA, Mills MJ. *Origin of The Modified Orientation Relationship for S(S)-Phase in Al-Mg-Cu Alloys*. Acta Mater 2006;54:1731-1740.
- [44] Starink MJ, Wang SC. *Comments on Modelling Differential Calorimetry Curves of Precipitation in Al-Cu-Mg*. Scripta Mater 2010;62:720-723.
- [45] Ratchev P, Verlinden B, Houtte PV. *S' Phase Precipitation in Al-4wt.% Mg-1wt.% Cu Alloy*. Scripta Metallurgical 1994;30:599-604.
- [46] Wang SC, Starink MJ. *The Assessment of GPB2/S'' Structures in Al-Cu-Mg Alloys*. Mat Scie and Eng A 2004;386:156-163.
- [47] Jimenez CM, Hidalgo P, Carsi M, Ruano OA, Carreno F. *Microstructural Characterization by Electron Backscatter Diffraction of a Hot Worked Al-Cu-Mg Alloy*. Mat Scie and Eng A 2011;xxx:xxx.
- [48] Wang SC, Starink MJ. *Two Types of S Phase Precipitates in Al-Cu-Mg alloys*. Acta Mater 2007;55:933-941.
- [49] Silcock JM. *The Structural Ageing Characteristics of Al-Cu-Mg Alloys with Copper : Magnesium Weight Ratio of 7 : 1 and 2.2 : 1*. J Inst Metals 1960-61;69:203.
- [50] Charai A, Walther T, Alfonso C, Zahra AM, Zahra CY. *Coexistence of Cluster, GPB zones, S, S' and S Phase in An Al-0.9 Cu-1.4 Mg Alloys*. Acta Mater 2000;48:2751-2764.

- [51] Feng Z, Yang Y, Huang B, Han M, Luo X, Ru J. *Precipitation Process Along Dislocations in Al-Cu-Mg Alloy During Artificial Aging*. *Mat Scie ang Eng A* 2010;528:706-714.
- [52] Gouma PI, Lloyd DJ, Mills MJ. *Precipitation Processes in Al-Mg-Cu Alloys*. *Mat Scie and Eng A* 2001;319-321:439-442.
- [53] Zahra AM, Zahra CY, Alfonso C, Charai A. *Comments on Cluster Hardening in An Aged Al-Cu-Mg Alloy*. *Scripta Materialia* 1998;39:1553-1558
- [54] Nagai Y, Murayama M, Tang Z, Nonaka T, Hono K, Hasegawa M. *Role of Vacancy-Solute Complex in The Initial Rapid Age Hardening in An Al-Cu-Mg*. *Acta Mater* 2001;49:913-920.
- [55] Gao N, Davin L, Wang S, Cerezo A, Starink MJ. *Precipitation in Stretched Al-Cu-Mg Alloys*. *Mat Scie Forum* 2002;396-402:923-928.
- [56] Kovarik L, Court SA, Fraser HL, Mills MJ. *GPB Zones and Composite GPB/GPBII Zones in Al-Cu-Mg Alloys*. *Acta Mater* 2008;56:4804-4815.
- [57] Woodward, Roy. *Aluminum and Aluminum Alloys – Designations*. Desember 2008. <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=310>
- [58] Smallman RE, Bishop RJ. *Metallurgi Fisik Modern dan Rekayasa Material*. Penerjemah Ir. Sriati Djaprie, M.Met. Penerbit Erlangga.
- [59] Polmear IJ. *Light Alloys : Metallurgy of The Light Metals*. Edward Arnold 1981.
- [60] ASM Handbook. *Casting (Volume 15)*. ASM International 2004.
- [61] Muchtar, Myrna A. *Bahan Mata Kuliah Heat Surface Treatment*. 2007.
- [62] Callister, WD. *Materials Science and Engineering : An Introduction*. 2004.
- [63] Marceau, RKW. *Ph.D. thesis*. The University of Sydney. 2008.
- [64] ASTM E 88 – 91. *Standard Practice for Sampling Nonferrous Metals and Alloys in Cast Form for Determination of Chemical Composition*. (Reapproved 2001).
- [65] ASTM E 92 – 82. *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*. (Reapproved 2003).
- [66] ASTM E 112 – 96. *Standard Test Method for Determining Average Grain Size*. (Reapproved 2004).
- [67] *Material Specimen Preparation TEM and SEM*. The University of Sydney.

[68] ASTM E 562 – 02. *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*.

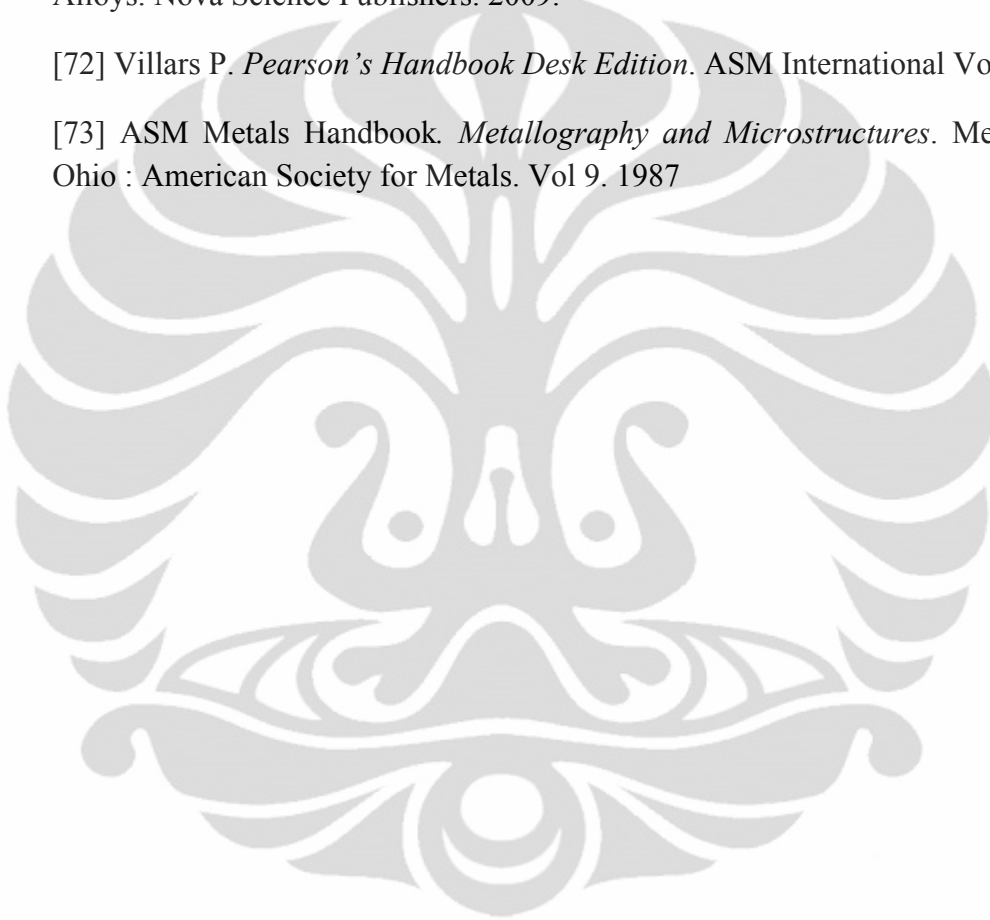
[69] Kaufman JG, Rooy EL. *Aluminum Alloy Castings*. ASM International. 2005.

[70] Degarmo, E. Paul; Black, J T.; Kohser, Ronald A., *Materials and Processes in Manufacturing* (9th ed.), Wiley, 2003.

[71] Muster TH, Hughes AE, Thompson GE. *Copper Distributions in Aluminium Alloys*. Nova Science Publishers. 2009.

[72] Villars P. *Pearson's Handbook Desk Edition*. ASM International Vol.1.

[73] ASM Metals Handbook. *Metallography and Microstructures*. Metals Park Ohio : American Society for Metals. Vol 9. 1987





RIO TINTO

ALUMINIUM

Delivery Note No.: 800056931

7/10/2009

Company Name: RIO TINTO ALUMINIUM (BELL BAY) LIMITED

Sales Order Number: 10019243

Sales Order Item: 010

Customer: HAYES METAL REFINERIES LTD. PO Box 7116 WETHERHILL PARK

Consignee: HAYES METAL REFINERIES LTD 1/25 HOBART STREET RIVERSTONE

Alloy Code: BA170.3

Note: Chemical Composition WT. %

CERTIFICATE OF ANALYSIS

Cast B32541 B32914

Aluminium 99.88 99.87

Silicon 0.03 0.03

Iron 0.08 0.09

Copper 0.002 0.001

Manganese 0.001 0.001

Magnesium <0.001 <0.001

Chromium 0.001 <0.001

Zinc 0.001 0.002

Titanium <0.001 0.001

Vanadium 0.001 0.001

Gallium 0.014 0.014

Nickel 0.005 0.004

Others Each

Lead 0.001 0.001

Sodium 0.001

Boron 0.006 0.003

Others Total 0.007 0.005

Lampiran 2

Komposisi Kimia dari Paduan Al-Cu-Mg dalam wt. %

No	Kode	Al		Cu		Mg		Loss of Elements		Loss of Elements (%)		Kondisi Pengecoran		
		ICP	Target	ICP	Target	ICP	Target	Cu	Mg	Cu	Mg	T maks (°C)	Holding Time	T tuang (°C)
1	Al-1.1Cu-1.7Mg	96	95,9	2,4	2,6	1,4	1,5	0,13	0,07	5,1	4,6	758	7 min	758
2	Al-1.1Cu-2.2Mg	95,5	95,5	2,4	2,6	1,8	2,0	0,19	0,14	7,4	7,1	768	7 min	759
3	Al-1.1Cu-2.7Mg	95,6	95,0	2,4	2,6	2,3	2,4	0,17	0,13	6,6	5,4	820	5 min	760
4	Al-1.1Cu-3.0Mg	95,7	94,8	2,3	2,6	2,5	2,7	0,22	0,18	8,6	6,7	836	6 min	759
5	Al-1.1Cu-3.5Mg	94,3	94,3	2,4	2,6	2,9	3,1	0,18	0,20	7,0	6,4	813	6 min	751
6	Al-1.7Cu-1.7Mg	94	94,6	3,6	3,9	1,3	1,5	0,32	0,16	8,2	10,7	813	re-melt	754
7	Al-1.7Cu-2.2Mg	93,5	94,1	3,5	3,9	1,8	1,9	0,41	0,18	10,5	9,3	761	6 min	751
8	Al-1.7Cu-2.7Mg	92,2	93,7	3,5	3,9	2,1	2,4	0,48	0,24	12,2	10,1	772	6 min	751
9	Al-1.7Cu-3.0Mg	93,1	93,4	3,6	3,9	2,5	2,7	0,37	0,20	9,4	7,5	800	6 min	757
10	Al-1.7Cu-3.5Mg	94	93,0	3,6	3,9	2,9	3,1	0,38	0,24	9,7	7,8	770	6 min	753
11	Al-2.4Cu-1.7Mg	93,2	93,0	5,1	5,5	1,4	1,5	0,37	0,11	6,8	7,4	766	8,5 min	750
12	Al-2.4Cu-2.2Mg	93	92,6	5,0	5,5	1,7	1,9	0,46	0,18	8,4	9,4	764	8 min	750
13	Al-2.4Cu-2.7Mg	92,2	92,2	5,0	5,5	2,2	2,4	0,50	0,20	9,1	8,5	780	7 min	749
14	Al-2.4Cu-3.0Mg	91,3	91,9	5,0	5,5	2,4	2,6	0,48	0,23	8,7	8,7	790	7 min	753
15	Al-2.4Cu-3.5Mg	91	91,4	5,0	5,5	2,8	3,1	0,49	0,25	8,9	8,1	830	6,5 min	752
16	Al-3.0Cu-1.7Mg	92,2	91,7	7,0	6,8	1,4	1,5	0,20	0,10	-2,2	6,7	780	re-melt	750
17	Al-3.0Cu-2.2Mg	91,2	91,3	6,7	6,8	1,8	1,9	0,10	0,14	1,8	7,4	772	8,5 min	749
18	Al-3.0Cu-2.7Mg	90,7	90,9	6,7	6,8	2,2	2,3	0,10	0,12	1,2	5,2	768	8,5 min	749
19	Al-3.0Cu-3.0Mg	91	90,6	6,8	6,8	2,5	2,6	0,00	0,15	0,3	5,8	823	8,5 min	752
20	Al-3.0Cu-3.5Mg	91,6	90,2	6,7	6,8	2,8	3,0	0,20	0,16	1,0	5,3	780	8,5 min	750
							Rata	0,3	0,2	6,4	7,4			

Note : Loss elements = wt. % target - wt. % ICP

Percentage of loss of elements = ((wt. % target - wt. % ICP) / wt. % target) * 100%

Lampiran 3

Data Kekerasan dari paduan Al-1.1Cu-1.7Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 10 2011	11.55	Feb 10 2011	12.10	62,2	61,8	61,9	65,4	58,9	58,7	63,5	65,6	68	66,5	63,25
2	10 s	Feb 10 2011	12.15	Feb 10 2011	12.35	85,9	89	91,2	88,2	97,8	86,1	86,7	87,9	87,3	91,3	89,14
3	30 s	Feb 10 2011	12.40	Feb 10 2011	12.53	102,2	98,2	100,4	98,8	99,1	98,7	97,9	101,6	101,6	98,9	99,74
4	1 min	Feb 10 2011	13.25	Feb 10 2011	13.45	96,3	90,5	93,4	96,5	97,9	97,7	94,6	96,3	95,5	96,6	95,53
5	2.5 min	Feb 10 2011	13.54	Feb 10 2011	14.06	105,4	105,4	102,9	105,9	104,7	97,7	97,9	96	98,3	94	100,82
6	10 min	Feb 10 2011	14.20	Feb 10 2011	14.30	102,2	100,9	101	98,7	101,6	103,7	104,5	101	102,2	96,9	101,27
7	15 min	Feb 10 2011	15.14	Feb 10 2011	15.27	93,9	102,7	109,1	103,7	102,6	104	100,6	102	103,6	102,5	102,47
8	30 min	Feb 10 2011	15.47	Feb 10 2011	16.02	102,4	103,8	101,6	100,9	105,3	99,7	103,6	104	108,4	101,1	103,08
9	1 h	Feb 10 2011	13.04	Feb 10 2011	13.20	104	103,9	101,7	99,7	99,2	101,3	102,4	96,7	97,6	102,3	100,88
10	2.5 h	Feb 10 2011	14.37	Feb 10 2011	15.51	102,7	102,5	101,8	107,6	102,3	102,3	101,6	97,2	95,4	97,6	101,1
11	5 h	Feb 10 2011	17.02	Feb 10 2011	17.21	104,6	106,8	101,5	105,4	104	101,9	106,1	101,9	102,7	103,1	103,8
12	9 h	Feb 10 2011	21.02	Feb 10 2011	21.30	102,7	106,7	106,3	102,9	106	106	105,2	103,4	110,2	107,5	105,69
13	18 h	Feb 11 2011	10.02	Feb 11 2011	06.30	106,2	106,3	107	107,5	108,4	104,3	110	110,7	105,4	107,1	107,29
14	1 d	Feb 11 2011	12.02	Feb 11 2011	12.32	114,8	109,2	111,8	111,9	112	109,5	110,1	113,6	106,1	111,7	111,07
15	2 d	Feb 12 2011	12.02	Feb 12 2011	12.20	119,5	120,7	111,7	113,8	117,4	125	120,8	113,1	120,2	119,9	118,21
16	3 d	Feb 13 2011	12.02	Feb 13 2011	13.02	133,5	131,2	133,9	137,1	134,3	123,8	125,4	128,2	127,6	128,2	130,32
17	4 d	Feb 14 2011	12.02	Feb 14 2011	12.40	131,3	119,8	130,7	124,8	127,1	128,4	132,8	130,9	123,6	127,8	127,72
18	5 d	Feb 15 2011	12.02	Feb 15 2011	12.45	119	118,3	116,1	128,7	121,5	117	117,6	121,5	120,9	120,8	120,14
19	6 d	Feb 16 2011	12.02	Feb 16 2011	12.52	117,6	122	116,2	119,5	114,9	123,8	117,2	116,6	114,9	121,2	118,39
20	7 d	Feb 17 2011	11.20	Feb 17 2011	11.40	111,1	111	112,1	117,3	117,7	118,4	116	115,1	113,2	118,8	115,07

Data Kekerasan dari paduan Al-1.1Cu-2.2Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 11 2011	17.23	Feb 11 2011	15.37	66,1	75,3	74,1	73,2	70,3	71,6	71	72,1	73,7	72	71,94
2	10 s	Feb 11 2011	17.40	Feb 11 2010	15.57	108,2	105,1	103,6	102,3	102,4	107,2	108,5	112,7	106,3	106,9	106,32
3	30 s	Feb 11 2011	18.00	Feb 11 2010	18.15	101,3	104,1	105,4	106,3	105,9	103,6	107,7	106,9	108,5	112,3	106,2
4	1 min	Feb 11 2011	18.46	Feb 11 2010	19.02	116	111,8	111,3	112,6	111,9	107,9	110,8	111,7	117,8	108,9	112,07
5	2.5 min	Feb 11 2011	19.09	Feb 11 2010	19.27	111,2	110,1	109,6	109,6	109,6	114,4	109,5	108,9	110,3	110,8	110,4
6	10 min	Feb 11 2011	19.40	Feb 11 2010	19.59	107,3	113	111,3	108,5	110,9	111,1	107,7	112,3	112,9	109,3	110,43
7	15 min	Feb 11 2011	20.55	Feb 11 2011	21.16	110	110,3	109,5	109,6	109,8	111,9	111,1	105,4	110,7	112,1	110,04
8	30 min	Feb 11 2011	21.20	Feb 11 2011	21.40	110,4	114,4	112,2	117	109,7	109,1	110,4	109,4	110,2	111,5	111,43
9	1 h	Feb 11 2011	18.27	Feb 11 2011	18.41	105,5	114,3	110,2	110,2	109,3	110,9	109,9	109,9	113,2	111,6	110,5
10	2.5 h	Feb 11 2011	20.02	Feb 11 2011	20.20	114,4	114,2	111,7	115	116,3	115,5	115	116,8	112,8	119,2	115,09
11	5 h	Feb 11 2011	22.22	Feb 11 2011	22.45	113	113,5	112,1	110,1	113,2	115,5	121,9	117	117	116	114,93
12	9 h	Feb 12 2011	02.22	Feb 12 2010	02.58	116,8	112,5	115,9	115,7	117,9	120,7	115,6	112,6	117,2	120,3	116,52
13	18 h	Feb 12 2011	11.22	Feb 12 2010	11.49	116,5	118,9	121,7	115,6	120,1	116,9	118,1	119,1	116,8	120,1	118,38
14	1 d	Feb 12 2011	17.22	Feb 12 2010	17.41	120,3	126,1	121,6	127,5	127,3	120,6	123,1	120,8	121,1	122,8	123,12
15	2 d	Feb 13 2011	17.22	Feb 13 2010	17.50	122,1	126,1	124,1	122	122,4	133,3	127,4	128,3	130,6	136,1	127,24
16	3 d	Feb 14 2011	17.26	Feb 14 2010	17.45	131,5	136,4	136,3	135,1	138,5	134,2	139,1	133,8	142,7	133,5	136,11
17	4 d	Feb 15 2011	17.50	Feb 15 2010	18.12	137	135,3	141,6	140,4	133,2	135,7	130,7	132,9	134,2	129,7	135,07
18	5 d	Feb 16 2011	18.05	Feb 16 2010	18.25	132,6	138,5	137,4	131,9	132,2	132,3	135,9	134,4	135,9	134,9	134,6
19	6 d	Feb 17 2011	17.22	Feb 17 2010	19.50	125,6	127,1	129,5	134,3	134	130,2	128,9	126,9	137,8	137,5	131,18
20	7 d	Feb 18 2011	17.22	Feb 18 2010	17.47	137,4	129,8	130,6	134,7	135,4	134,8	127,5	123,2	125	131,2	130,96

Data Kekerasan dari paduan Al-1.1Cu-2.7Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Hardness Value (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 16 2011	16.25	Feb 16 2011	16.42	78,5	77,3	81,4	78,4	80,9	77,2	78,4	82,1	75,7	80,1	79
2	10 s	Feb 16 2011	16.47	Feb 16 2011	17.01	108,3	112,3	106,9	108,9	115,1	112,8	113,5	117,6	110,2	108,9	111,45
3	30 s	Feb 16 2011	17.04	Feb 16 2011	17.20	107,2	106,9	105,6	108,9	113,2	113,2	114,7	112,4	106,4	119,1	110,76
4	1 min	Feb 16 2011	18.27	Feb 16 2011	18.45	115,4	114,2	117,9	115,2	116,4	113,5	118,5	113,7	115,6	115	115,54
5	2.5 min	Feb 16 2011	18.50	Feb 16 2011	19.03	119,5	115	116,9	118,2	119,4	116,5	115,4	117,4	118	120,3	117,66
6	10 min	Feb 16 2011	19.47	Feb 16 2011	20.02	122,6	121,3	119,7	118,2	117	116,8	116,7	121,6	120	117,5	119,14
7	15 min	Feb 16 2011	20.18	Feb 16 2011	20.40	119	117,8	120	120,8	121,9	114,4	117,5	122,2	114,3	120,8	118,87
8	30 min	Feb 16 2011	20.45	Feb 16 2011	21.00	116,1	121,4	121,7	116,7	121,5	117,7	118,8	117,4	118	119,2	118,85
9	1 h	Feb 16 2011	17.25	Feb 16 2011	17.45	117,3	124	121,1	118,7	115,3	118,4	114,7	116,9	120,2	123,4	119
10	2.5 h	Feb 16 2011	19.05	Feb 16 2011	19.30	117,1	120,8	117,4	116,6	120,5	119,2	116,3	117,1	114,4	117,6	117,7
11	5 h	Feb 16 2011	21.25	Feb 16 2011	21.44	117,1	119,8	117,4	119	118,5	120,2	119,2	117,4	120,7	123,1	119,24
12	9 h	Feb 17 2011	01.25	Feb 17 2011	01.50	119,8	125	120,5	123,7	117,2	120,1	118,7	121,1	119,9	121,9	120,79
13	18 h	Feb 17 2011	10.25	Feb 17 2011	10.52	130,3	126,5	124,7	123,1	125,1	125,2	122,7	123,5	123,6	124,3	124,9
14	1 d	Feb 17 2011	16.25	Feb 17 2011	19.40	126,5	126,5	126,1	127	130,2	128,5	125,8	126,4	121,8	127,1	126,59
15	2 d	Feb 18 2011	16.25	Feb 18 2011	16.45	134,7	130,4	127,6	132,7	129,8	129,6	128,6	131,2	128,7	127,9	130,12
16	3 d	Feb 19 2011	16.25	Feb 19 2011	19.05	134,9	137,7	140,1	144,5	143,3	139,8	137,2	137,8	141,9	136,8	139,4
17	4 d	Feb 20 2011	16.25	Feb 20 2011	17.46	141,8	135	137,7	139,5	133,8	135,1	143,1	141,9	139,2	136,8	138,39
18	5 d	Feb 21 2011	16.25	Feb 21 2011	17.46	141,2	137,9	136,9	136,7	141,9	136,2	136,9	140,9	136,2	137,2	138,2
19	6 d	Feb 22 2011	16.25	Feb 22 2011	17.47	134,5	133,7	135,5	136,5	133,2	141,4	142,6	135,3	137,1	138,1	136,79
20	7 d	Feb 23 2011	16.25	Feb 23 2011	17.00	129,2	136,9	138	133,7	135,7	134,7	134,2	136,2	133,6	133,2	134,54

Data Kekerasan dari paduan Al-1.1Cu-3.0Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 17 2011	00.01	Feb 17 2011	00.20	84,7	80,6	82,5	82,9	83,1	85	76	85,1	84,2	81,9	82,6
2	10 s	Feb 17 2011	00.24	Feb 17 2011	00.41	113,4	108,4	111	110	109,1	109,6	114,2	110,1	108	111,7	110,55
3	30 s	Feb 17 2011	00.45	Feb 17 2011	00.59	114,7	115,8	117,8	120,5	117,9	120,3	123,5	110,9	117,1	113,2	117,17
4	1 min	Feb 17 2011	01.55	Feb 17 2011	02.13	117,7	117,7	118,8	121	120,8	119,7	120,9	118,7	117,2	118,8	119,13
5	2.5 min	Feb 17 2011	02.18	Feb 17 2011	02.34	118,4	124,2	121,6	123,6	116,8	121,7	118,5	122,7	117	118,2	120,27
6	10 min	Feb 17 2011	03.12	Feb 17 2011	03.34	116	120,2	120,1	119,5	119,6	120,3	118,9	121,8	119,2	117,8	119,34
7	15 min	Feb 17 2011	03.53	Feb 17 2011	04.11	118,6	121,3	121,5	123,4	117,5	120,2	121,7	118,9	119,4	123,2	120,57
8	30 min	Feb 17 2011	04.30	Feb 17 2011	04.58	120,5	119,2	117	120,2	121,3	119,8	118,4	117,3	118,8	119,6	119,21
9	1 h	Feb 17 2011	01.00	Feb 17 2011	01.20	118,7	120,1	118,4	121,4	121,8	127	125,8	117,3	119,8	119,2	120,95
10	2.5 h	Feb 17 2011	02.30	Feb 17 2011	02.57	125,2	118,9	119,1	123,3	121,6	120,8	123	119,5	116,8	120,7	120,62
11	5 h	Feb 17 2011	05.00	Feb 17 2011	05.24	127	123,3	127,8	129,5	120,1	124,7	124,5	122,2	125,6	122,8	124,75
12	9 h	Feb 17 2011	09.00	Feb 17 2011	09.29	121,5	122,4	124,1	128,1	121,7	122,8	130,7	124,5	127,4	121,2	124,44
13	18 h	Feb 17 2011	18.50	Feb 17 2011	19.10	123,9	127,8	130,6	126	128,7	127,5	130,9	132,2	133,3	126,5	128,74
14	1 d	Feb 18 2011	00.00	Feb 18 2011	00.25	133,3	132,8	130,1	132,8	132	129,9	128,7	128,8	128	131,9	130,83
15	2 d	Feb 19 2011	00.00	Feb 19 2011	00.23	132,6	132	134,2	133,1	134,2	137	134,2	135,3	132,8	134,7	134,01
16	3 d	Feb 20 2011	00.00	Feb 20 2011	00.30	147,9	144,1	145,1	147,5	142,3	152,2	144,9	147,3	144,4	143,5	145,92
17	4 d	Feb 21 2011	00.00	Feb 21 2011	00.34	138,9	147,9	144,6	137,9	138	140,3	140,8	142,9	141,5	139,9	141,27
18	5 d	Feb 22 2011	00.00	Feb 22 2011	00.34	139,7	140,9	138,8	137,7	135,9	144,7	144,9	141,6	142	138,1	140,43
19	6 d	Feb 23 2011	00.00	Feb 23 2011	01.12	135,4	140,9	140,1	142,9	140,6	141,9	140,5	139,7	138,2	137,6	139,78
20	7 d	Feb 24 2011	00.00	Feb 24 2011	00.37	135,7	138,8	140	137,1	138,2	135,7	135,4	135,5	136,3	137,5	137,02

Data Kekerasan dari paduan Al-1.1Cu-3.5Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 18 2011	17.08	Feb 18 2011	17.20	77,5	71,2	78,6	79	82	83,3	84,5	81,7	85,5	82,4	80,57
2	10 s	Feb 18 2011	18.51	Feb 18 2011	18.07	106,6	117,9	120,3	109,1	117,1	110,4	108,1	109	108,4	109	111,59
3	30 s	Feb 18 2011	18.40	Feb 18 2011	18.59	116,5	116,7	118,1	116,2	116,2	117,6	120,8	114,9	120,6	116,5	117,41
4	1 min	Feb 18 2011	19.07	Feb 18 2011	19.25	120,4	116	118,3	119,5	117,8	123,7	118,3	116,1	116,8	117,4	118,43
5	2.5 min	Feb 18 2011	20.50	Feb 18 2011	21.10	117,5	117,8	119	117,9	115,7	117,7	118,6	118,5	119,9	117,7	118,03
6	10 min	Feb 18 2011	21.30	Feb 18 2011	21.50	119,1	116,7	116,9	115,9	118,3	120,7	120,1	118,1	117,8	117,1	118,07
7	15 min	Feb 18 2011	23.00	Feb 18 2011	23.24	116,7	115,1	114,5	115,9	116,2	118,8	120,1	116,8	116,6	115	116,57
8	30 min	Feb 18 2011	23.37	Feb 18 2011	23.57	122,2	117,4	122,1	117,8	116,6	118	119,2	118,1	116,7	115,7	118,38
9	1 h	Feb 18 2011	18.08	Feb 18 2011	18.33	119,4	123,6	120,2	120,4	119,5	117,3	118,1	117,3	121,5	118,8	119,61
10	2.5 h	Feb 18 2011	19.38	Feb 18 2011	20.25	123,3	120,6	120,1	121,8	121,5	120,8	118,5	117,8	121,8	120,2	120,64
11	5 h	Feb 18 2011	22.08	Feb 18 2011	22.47	120,4	119,5	120,5	125,6	119,8	117,8	114,8	115,8	119,1	116,7	119
12	9 h	Feb 19 2011	02.08	Feb 19 2011	02.45	118,8	121,9	119,9	120,8	120,1	117,8	119,5	118,7	120,8	122,7	120,1
13	18 h	Feb 19 2011	11.08	Feb 19 2011	12.00	119,8	120	118,1	124,2	118,2	117,6	115,5	117,1	118,3	119,5	118,83
14	1 d	Feb 19 2011	17.08	Feb 19 2011	18.40	123,9	120,8	118,1	127,1	116,1	122,2	120,3	119,3	115,4	122	120,52
15	2 d	Feb 20 2011	17.08	Feb 20 2011	18.04	127,2	125,6	131,3	124,5	129,3	131,7	124,8	127,9	134,9	133,3	129,05
16	3 d	Feb 21 2011	17.08	Feb 21 2011	18.15	130,4	134	136,9	133,3	133,1	132,5	133,7	140,9	133,8	132,7	134,13
17	4 d	Feb 22 2011	17.08	Feb 22 2011	18.08	143,5	139,2	139,6	144,1	140,1	141	142,8	138	142	144,2	141,45
18	5 d	Feb 23 2011	17.08	Feb 23 2011	17.32	144,1	142,5	142,2	140,3	140,8	139,6	139,2	140,7	140,5	141,8	141,17
19	6 d	Feb 24 2011	17.08	Feb 24 2011	17.40	140,9	144,1	139,2	140,2	141,1	142,4	144,7	136,5	138,6	143,1	141,08
20	7 d	Feb 25 2011	17.08	Feb 25 2011	17.35	144,7	137,8	140,3	145,9	147,8	146,4	140,6	144,3	145	140,9	143,37

Data Kekerasan dari paduan Al-1.7Cu-1.7Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 23 2011	12.20	Feb 23 2011	12.38	84,8	85,4	87,9	86,6	89,8	89,6	89,4	92,9	93,6	94,9	89,49
2	10 s	Feb 23 2011	13.45	Feb 23 2011	14.02	100	106	106,8	106,7	109,4	112,2	109,6	102,2	112,2	111	107,61
3	30 s	Feb 23 2011	14.08	Feb 23 2011	14.23	111,1	118,3	116,2	118,7	118,3	113,4	117,6	118,2	120	114,4	116,62
4	1 min	Feb 23 2011	14.27	Feb 23 2011	14.45	120,4	119,5	120,9	120,8	115,2	119,6	121,5	121,2	123,1	121,3	120,35
5	2.5 min	Feb 23 2011	15.30	Feb 23 2011	15.43	120,7	121,9	123,9	120,1	119,4	121,4	125	121,2	123,5	121,1	121,82
6	10 min	Feb 23 2011	18.05	Feb 23 2011	18.27	118,1	121	121,1	122,2	121,2	121,2	118,4	120,4	122,5	121,1	120,72
7	15 min	Feb 23 2011	18.38	Feb 23 2011	18.58	118,5	120	121,8	118,9	123,2	119,5	118,9	119,5	121,9	121	120,32
8	30 min	Feb 23 2011	16.17	Feb 23 2011	16.37	119,5	119,6	120,5	119,7	120,4	124	120,6	122,2	119,4	118,9	120,48
9	1 h	Feb 23 2011	13.20	Feb 23 2011	13.39	120,3	119,6	119,9	120,2	120,1	122,4	120,8	120	122,2	119,2	120,47
10	2.5 h	Feb 23 2011	14.50	Feb 23 2011	15.07	121,3	122,1	122,8	121,2	121,7	123,2	124,7	124,2	121,8	120,4	122,34
11	5 h	Feb 23 2011	17.20	Feb 23 2011	17.57	123	121	124,9	122,8	123,3	126,2	123,6	125,3	124,3	122,2	123,66
12	9 h	Feb 23 2011	21.20	Feb 23 2011	21.50	129,8	122,9	126	124,2	125,2	124,5	126,6	123,4	126	124,5	125,31
13	18 h	Feb 24 2011	06.20	Feb 24 2011	08.12	142,3	138,1	134,7	131,9	139,8	139,2	138,1	140,5	137,6	142,5	138,47
14	1 d	Feb 24 2011	12.20	Feb 24 2011	14.28	137,4	137	137,2	148,6	143,8	142,1	143,7	143,7	142,9	146,6	142,3
15	2 d	Feb 25 2011	12.20	Feb 25 2011	13.00	147,3	141,3	142,7	143,3	143,6	143,5	142,4	145,1	148,3	145,1	144,26
16	3 d	Feb 26 2011	12.20	Feb 26 2011	12.50	129,6	128,9	128	130,2	131,2	130,1	129,2	129,2	131,2	131	129,86
17	4 d	Feb 27 2011	12.20	Feb 27 2011	12.57	125,2	124,7	122,9	122,5	123,8	125,9	124,5	127	127,2	126,3	125
18	5 d	Feb 28 2011	12.20	Feb 28 2011	12.48	123	122,8	121,9	122,9	121,5	118,4	123,8	122,2	122,4	121,4	122,03
19	6 d	Mar 01 2011	12.20	Mar 01 2011	14.12	117,6	116,9	118,1	118,2	117,9	117,8	117,3	118,4	119,2	118,1	117,95
20	7 d	Mar 02 2011	12.20	Mar 02 2011	12.17	114	111,3	113,4	117,8	115,7	114,3	114,7	113,6	116,8	115	114,66

Data Kekerasan dari paduan Al-1.7Cu-2.2Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 23 2011	21.22	Feb 23 2011	21.35	74,4	83,3	94	87,7	88,7	88,4	90,3	92,1	92	91,7	88,26
2	10 s	Feb 23 2011	22.12	Feb 23 2011	22.30	118,5	116,4	116,8	117,7	119,5	118,5	114,2	119,7	122,9	121,3	118,55
3	30 s	Feb 23 2011	22.57	Feb 23 2011	23.13	119,6	122,2	119,7	121,3	118,5	123,9	125,7	118,9	119	123,1	121,19
4	1 min	Feb 24 2011	00.47	Feb 24 2011	01.02	128,7	125,8	127,4	126	128,3	125,8	122	126,4	126,3	122,6	125,93
5	2.5 min	Feb 24 2011	01.13	Feb 24 2011	01.30	124,5	123,3	128,2	128,2	124,8	127,8	124,1	127	126,4	124,5	125,88
6	10 min	Feb 24 2011	01.36	Feb 24 2011	02.03	125	130	122,7	125,1	124,7	125,4	126	124,3	124,6	126,4	125,42
7	15 min	Feb 24 2011	02.09	Feb 24 2011	02.28	127,4	124,9	128,1	127,1	127,8	125,3	124,9	124,8	125,3	124,7	126,03
8	30 min	Feb 24 2011	03.06	Feb 24 2011	03.28	125,9	126,5	126,8	125,1	124	126,1	125,2	125,9	124,2	123,1	125,28
9	1 h	Feb 23 2011	22.20	Feb 23 2011	22.49	124,2	127,9	125,2	123,6	124,9	125,9	126	127,6	125,1	124,4	125,48
10	2.5 h	Feb 23 2011	23.50	Feb 23 2011	00.16	123,5	126,2	128,1	124,7	127,2	125,2	128,4	127	120,3	124,5	125,51
11	5 h	Feb 24 2011	02.20	Feb 24 2011	02.56	127,3	123,4	127,1	128,5	127	126,4	126,4	128,5	126,4	126,1	126,71
12	9 h	Feb 24 2011	06.20	Feb 24 2011	07.50	129	128,3	133,9	128,3	128,2	129,1	128,9	131,9	130,7	129	129,73
13	18 h	Feb 24 2011	15.20	Feb 24 2011	16.18	136,9	138,8	136,1	136,3	135,1	136	138,9	137,8	137,5	137,1	137,05
14	1 d	Feb 24 2011	21.20	Feb 24 2011	21.53	141,6	139,6	139,8	141	141	141	144,3	143,4	141,3	139,3	141,23
15	2 d	Feb 25 2011	21.20	Feb 25 2011	21.45	148,8	146,4	147,5	144,2	151,9	148,2	153,1	148,4	149,4	143,9	148,18
16	3 d	Feb 26 2011	21.20	Feb 26 2011	22.44	150,8	146,5	144,6	143,9	145,2	144	144,7	145	142,5	147,2	145,44
17	4 d	Feb 27 2011	21.20	Feb 27 2011	23.45	140,9	143,4	146,4	143,4	143,9	140,6	143,5	142	148,5	142,6	143,52
18	5 d	Feb 28 2011	21.20	Feb 28 2011	22.20	135,4	132,5	136,8	128,6	145,6	143,7	142,9	143,3	144,1	143,8	139,67
19	6 d	Mar 01 2011	21.20	Mar 01 2011	22.41	136,7	134,5	140,5	131,2	130,4	130,6	130,7	131,6	138,6	139,3	134,41
20	7 d	Mar 02 2011	21.20	Mar 02 2011	22.30	134,9	126,3	142,3	140,2	136,7	124	122,3	136,2	138,2	137,2	133,83

Data Kekerasan dari paduan Al-1.7Cu-2.7Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 25 2011	16.50	Feb 25 2011	17.10	84,8	84,3	74,5	82,1	89,9	83,6	84,6	84,7	90,4	91,1	85
2	10 s	Feb 25 2011	17.41	Feb 25 2011	17.55	120,4	118,9	119,9	120,1	119,5	119,8	121,1	120	120,6	121,8	120,21
3	30 s	Feb 25 2011	18.37	Feb 25 2011	18.57	118,6	115,4	126	126	120,7	122,4	127,3	127,5	121	121,8	122,67
4	1 min	Feb 25 2011	21.00	Feb 25 2011	21.20	120,3	120,1	120,4	126,5	127,4	127,1	123,6	120,6	119,8	120,1	122,59
5	2.5 min	Feb 25 2011	22.45	Feb 25 2011	23.05	119,7	120,1	120,2	118,9	120,9	119	121,5	125,1	121	119,5	120,59
6	10 min	Feb 26 2011	00.08	Feb 26 2011	00.32	120,9	118,1	119,6	120	119,5	118,3	121,5	118	119,7	119,7	119,53
7	15 min	Feb 26 2011	00.44	Feb 26 2011	01.07	120	123,7	120,9	118,9	119,5	120,1	121,3	121,5	117,5	119,3	120,27
8	30 min	Feb 26 2011	02.48	Feb 26 2011	03.15	118,6	120,9	118,4	122,2	120,6	120,6	116,1	120,3	120,8	118,3	119,68
9	1 h	Feb 25 2011	17.50	Feb 25 2011	18.25	120,3	121,1	120,2	118,8	116,8	116,6	115,9	114,4	117	116,5	117,76
10	2.5 h	Feb 25 2011	19.20	Feb 25 2011	19.50	120,3	123,5	122,7	121	117,1	117,8	117,5	116,3			119,525
11	5 h	Feb 25 2011	21.50	Feb 25 2011	22.21	119,9	120,7	122,7	121,6	121,1	120,8	120,7	121,3	123,3	120,6	121,27
12	9 h	Feb 26 2011	01.50	Feb 26 2011	02.27	124,1	122,1	124,7	122,2	119,9	124,6	119,8	126,2	125,1	118,6	122,73
13	18 h	Feb 26 2011	10.50	Feb 26 2011	12.04	118,3	122,3	127,5	122	122,7	122	120,3	121,1	119,6	126,9	122,27
14	1 d	Feb 26 2011	16.50	Feb 26 2011	17.18	123,2	127,6	130,5	130,7	126,9	134,6	132	129,9	134,5	134,5	130,44
15	2 d	Feb 27 2011	16.50	Feb 27 2011	23.18	158,1	149,7	145,6	148,1	145,7	153	145,9	147,5	147,3	150,9	149,18
16	3 d	Feb 28 2011	16.50	Feb 28 2011	17.25	143,5	146,3	138,8	140,4	145,1	142,5	146,9	145,7	146,3	148,6	144,41
17	4 d	Mar 01 2011	16.50	Mar 01 2011	22.15	137,8	135,9	140,7	136,5	135	134,9	136,2	138,1	137,6	131,8	136,45
18	5 d	Mar 02 2011	16.50	Mar 02 2011	18.15	139,8	133,3	129,5	127,1	123,8	140,9	130,9	131,4	129,8	129,4	131,59
19	6 d	Mar 03 2011	16.50	Mar 03 2011	18.35	134	126,1	136,5	119,9	138	130	131,1	129,3	126,2	120,6	129,17
20	7 d	Mar 04 2011	16.50	Mar 04 2011	19.27	127,6	140,6	140,8	137,8	135,4	142,1	133,2	140,9	143,9	138	138,03

Data Kekerasan dari paduan Al-1.7Cu-3.0Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 26 2011	14.35	Feb 26 2011	14.52	92,9	89,6	89,8	90,4	92,4	84,5	85,6	85,5	95,5	84,8	89,1
2	10 s	Feb 26 2011	14.59	Feb 26 2011	15.17	106,5	100,4	101,7	100,9	104,2	100,4	102,4	104,3	101,6	102,9	102,53
3	30 s	Feb 26 2011	16.12	Feb 26 2011	16.25	121,7	120,4	130,4	132,8	122,8	118,6	117	122,1	123,7	125,7	123,52
4	1 min	Feb 26 2011	16.35	Feb 26 2011	16.52	120,4	120,8	122,3	119,6	121,7	121,9	116,6	122,2	121,2	121,1	120,78
5	2.5 min	Feb 26 2011	17.53	Feb 26 2011	18.07	122	127,9	124,7	120,7	121	120,2	121,4	119,2	117,8	117,8	121,27
6	10 min	Feb 26 2011	19.18	Feb 26 2011	19.33	121,7	121,4	123,3	123	129,3	124,9	124,3	119,8	121,8	124,6	123,41
7	15 min	Feb 26 2011	20.13	Feb 26 2011	20.30	119,2	121,9	126,4	124,7	125	119	124,1	122,4	119	121,9	122,36
8	30 min	Feb 26 2011	18.52	Feb 26 2011	19.10	123,7	122,9	122,2	122,9	123,6	122,4	122,3	123,2	121,1	120,4	122,47
9	1 h	Feb 26 2011	15.35	Feb 26 2011	16.00	121,2	117,4	116,5	116,1	122	121,5	121	120,4			119,51
10	2.5 h	Feb 26 2011	17.05	Feb 26 2011	17.38	125	126,9	125	127,9	125,5	124	129,2	129,8	128,8	122	126,41
11	5 h	Feb 26 2011	19.35	Feb 26 2011	20.00	119,8	124,8	128,6	122,6	122,7	122,8	121,1	124,5	122,3	125,7	123,49
12	9 h	Feb 26 2011	23.35	Feb 26 2011	00.15	122,5	125,4	124	128,5	128,5	124,9	129	129,7	128,7	129,9	127,11
13	18 h	Feb 27 2011	08.35	Feb 27 2011	09.50	131,7	126,3	127,7	122,3	132,5	131,6	125,4	124,2	120,4	122,2	126,43
14	1 d	Feb 27 2011	14.35	Feb 27 2011	15.48	127,6	129,9	127,9	129,8	130,6	131,6	128,6	132,2	127,9	130,3	129,64
15	2 d	Feb 28 2011	14.35	Feb 28 2011	15.25	151,1	147,8	152,6	154,3	150,6	149	147,9	150,7	148,4	146,2	149,86
16	3 d	Mar 01 2011	14.35	Mar 01 2011	14.50	142,6	145	141,5	142,6	144	143,9	143,3	141,3	140,7	139,5	142,44
17	4 d	Mar 02 2011	14.35	Mar 02 2011	17.50	143,6	141	143,2	140,1	138,2	145,9	142,5	141,8	143,3	145,8	142,54
18	5 d	Mar 03 2011	14.35	Mar 03 2011	15.19	128,1	137,2	131,5	133,9	138,1	145,5	134,9	137,4			135,82
19	6 d	Mar 04 2011	14.35	Mar 04 2011	18.58	125,6	131,9	135,3	132,1	123,2	125,5	133,1	121,5	133,1		129,03
20	7 d	Mar 05 2011	14.35	Mar 05 2011	14.50	138,3	134,9	130	124,9	128,6	128,4	133,7	138,4	137	140,7	133,49

Data Kekerasan dari paduan Al-1.7Cu-3.5Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Feb 27 2011	08.50	Feb 27 2011	09.09	89,6	94,9	85,2	88,3	88,9	86,7	88,5	89,9	86,4	90,2	88,86
2	10 s	Feb 27 2011	10.30	Feb 27 2011	10.44	105,6	100,1	102,2	102,7	103,6	107,5	100	101	106,9	112,5	104,21
3	30 s	Feb 27 2011	10.54	Feb 27 2011	11.07	116,8	122,3	119,5	120,1	123,3	125	125,3	122,7	119,3	118,4	121,27
4	1 min	Feb 27 2011	11.15	Feb 27 2011	11.33	124,9	125,5	123,7	124,2	122,1	123	122,7	122,6	122,8	123,4	123,49
5	2.5 min	Feb 27 2011	13.08	Feb 27 2011	13.25	124,2	122,9	120,2	118,7	122,6	124	121,8	123	124,2	121,4	122,3
6	10 min	Feb 27 2011	12.15	Feb 27 2011	12.35	121,1	122,1	124,6	127,8	120,3	123,8	125	125,6	121,1	117	122,84
7	15 min	Feb 27 2011	13.37	Feb 27 2011	13.57	124,3	124,2	122,1	121,5	120	121,1	122,7	118	122,6	127,8	122,43
8	30 min	Feb 27 2011	14.30	Feb 27 2011	14.42	123,6	119,9	128,2	123,6	126	123,5	126,9	129	118,2	120,5	123,94
9	1 h	Feb 27 2011	09.50	Feb 27 2011	10.17	125,9	127,4	125,1	124,8	121,4	125	127,8	121,8	124,3	127,1	125,06
10	2.5 h	Feb 27 2011	11.20	Feb 27 2011	11.57	123,5	124,9	125,6	123	125,6	125,9	127,1	128,8	121,6	123,5	124,95
11	5 h	Feb 27 2011	13.50	Feb 27 2011	14.28	124,8	122,4	122,3	125,6	128,3	119,4	125	121,9	122,5	123,9	123,61
12	9 h	Feb 27 2011	17.50	Feb 27 2011	22.53	123,7	122,1	126	132,1	129,4	125,4	128,3	129,7	127,6	126,9	127,12
13	18 h	Feb 28 2011	02.50	Feb 28 2011	03.50	124,5	120,4	128,8	130,9	126,3	131,8	127,5	126,2	125,7	128,1	127,02
14	1 d	Feb 28 2011	08.50	Feb 28 2011	09.50	130,5	127,2	126,4	122,2	120,1	122,2	122,6	124,5	125		124,52
15	2 d	Mar 01 2011	08.50	Mar 01 2011	09.35	146	145,5	138,8	139,7	136,5	134,7	148,6	143	140,8	141,4	141,5
16	3 d	Mar 02 2011	08.50	Mar 02 2011	11.59	141,3	146,2	145,2	144,1	148,6	148,5	145,5	142,5	144,6	144	145,05
17	4 d	Mar 03 2011	08.50	Mar 03 2011	14.50	152	148,5	148,8	151,2	149,3	145,8	148	151,8	149,5	148,4	149,33
18	5 d	Mar 04 2011	08.50	Mar 04 2011	18.24	156,7	154,7	152,2	149,7	154,3	156,8	152,5	151,4	153,7	155,7	153,77
19	6 d	Mar 05 2011	08.50	Mar 05 2011	14.20	157,9	154,3	153,1	154,2	151,7	150,6	155	149,2	147,4	153,6	152,7
20	7 d	Mar 06 2011	08.50	Mar 06 2011	12.21	153	154,1	154,9	155,2	155,8	153,2	153,7	154,5	157,9	149,3	154,16

Data Kekerasan dari paduan Al-2.4Cu-1.7Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 02 2011	16.01	Mar 02 2011	16.16	80,4	83,5	81,4	83,6	85,1	87	88,4	88,1	88	91,9	85,74
2	10 s	Mar 02 2011	16.24	Mar 02 2011	16.39	103,1	99,5	104,8	102,7	103,6	105,3	104,6	103	104,6	106	103,72
3	30 s	Mar 02 2011	16.44	Mar 02 2011	17.00	120,2	122,5	126	122,6	123,1	123,4	121,1	121,7	123,6	124,3	122,85
4	1 min	Mar 02 2011	18.21	Mar 02 2011	18.35	124,5	123,9	123,9	123,1	121,5	125	121,1	123	121,7	124	123,17
5	2.5 min	Mar 02 2011	19.01	Mar 02 2011	19.13	120,6	121,6	124,6	123,5	121,4	124,4	125,4	121,7	122,6	122,4	122,82
6	10 min	Mar 02 2011	19.56	Mar 02 2011	20.10	120,6	120,4	120,5	122,6	120,3	121,9	120	119,8	121,8	120,1	120,8
7	15 min	Mar 02 2011	19.36	Mar 02 2011	19.50	121,2	122,2	121,8	124,4	121,3	121,5	121,1	120,7	122,6	123,4	122,02
8	30 min	Mar 02 2011	20.18	Mar 02 2011	20.35	122,4	120,2	122,1	121	122,3	121,3	122,4	121,4	121,9	123,5	121,85
9	1 h	Mar 02 2011	17.01	Mar 02 2011	17.19	121,7	124,5	124,3	124,2	122,1	119,1	121,4	121,4	123,7	123,4	122,58
10	2.5 h	Mar 02 2011	18.31	Mar 02 2011	18.50	121,3	121,5	121,3	122,1	123,2	119,5	122,3	123,2	123,8	123,8	122,2
11	5 h	Mar 02 2011	21.01	Mar 02 2011	21.27	122,6	120,8	122,6	122,8	122,7	123,4	125,2	124,1	124,9	125,5	123,46
12	9 h	Mar 03 2011	01.01	Mar 03 2011	01.19	124	125,5	124,3	127,2	126,6	126,7	125	127	126,8	126,6	125,97
13	18 h	Mar 03 2011	10.01	Mar 03 2011	12.59	134,1	131,7	135,2	133,1	132,9	137,2	137,7	135,5	136,7	137,4	135,15
14	1 d	Mar 03 2011	16.01	Mar 03 2011	17.45	138,2	141,6	141,6	141,9	140,7	142,1	141,2	141	142,9	142,1	141,33
15	2 d	Mar 04 2011	16.01	Mar 04 2011	17.56	145,9	145,7	145,1	147,1	147,7	147,3	146,9	145,5	146,9	146,9	146,5
16	3 d	Mar 05 2011	16.01	Mar 05 2011	16.40	135,7	140,8	140,5	140,3	142,1	142,6	139,8	139,6	140,4	139	140,08
17	4 d	Mar 06 2011	16.01	Mar 06 2011	21.39	133,4	134	134,5	133,3	134,2	132,5	135,8	137,3	136,1	135,3	134,64
18	5 d	Mar 07 2011	16.01	Mar 07 2011	23.46	127,9	124,5	126,4	129,1	130	130,6	130,5	127,7	130,1	129,2	128,6
19	6 d	Mar 08 2011	16.01	Mar 08 2011	19.02	123,4	123,6	120,4	125,4	125,9	126,5	124,8	125	122,1	121,5	123,86
20	7 d	Mar 09 2011	16.01	Mar 09 2011	18.03	118,9	119	120,6	121	120,4	120,7	119,8	121,6	120,6	120,8	120,34

Data Kekerasan dari paduan Al-2.4Cu-2.2Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 02 2011	22.49	Mar 02 2011	23.02	88,4	88,8	90,3	92	93	94,1	93,7	95,1	95	95,5	92,59
2	10 s	Mar 02 2011	23.37	Mar 02 2011	23.52	115,6	117,9	117,8	118,4	117,5	119,2	116,8	117,2	120,8	117,8	117,9
3	30 s	Mar 03 2011	00.16	Mar 03 2011	00.28	120,6	122,1	121,3	121	122,2	120,3	121,1	122,5	122,6	121,1	121,48
4	1 min	Mar 03 2011	01.46	Mar 03 2011	02.02	122,6	126	124,2	124,7	123,4	125,1	125	123,1	122,3	123	123,94
5	2.5 min	Mar 03 2011	02.13	Mar 03 2011	02.26	123,2	125,4	121,6	124,4	121,8	122,9	123,8	123,9	122,5	123,6	123,31
6	10 min	Mar 03 2011	02.36	Mar 03 2011	02.50	121,5	125,4	121,6	126,3	123,6	121,5	125,1	126,2	123,6	122,6	123,74
7	15 min	Mar 03 2011	02.59	Mar 03 2011	03.13	123,4	123,2	123,2	122,6	123,2	123,9	124,1	125,3	121,3	122,3	123,25
8	30 min	Mar 03 2011	03.15	Mar 03 2011	03.32	123,9	123,2	124,2	123,4	125,8	124	122,7	121,8	123,6	124	123,66
9	1 h	Mar 02 2011	23.49	Mar 02 2011	00.10	123	129,8	127	126,3	126,5	125,5	124,2	123,7	126,2	125,6	125,78
10	2.5 h	Mar 03 2011	01.19	Mar 03 2011	01.37	125,4	123,7	123,9	125,7	125,6	123,6	124,3	124,7	124,5	125,3	124,67
11	5 h	Mar 03 2011	03.49	Mar 03 2011	03.54	122,3	123,9	125,8	125,7	123,2	124	126,3	126,3	123,1	125,6	124,62
12	9 h	Mar 03 2011	07.49	Mar 03 2011	12.38	130,8	131,7	130,6	132,8	131,1	128,6	129,2	132,8	132	130,5	131,01
13	18 h	Mar 03 2011	16.49	Mar 03 2011	18.10	137,7	138	139,1	137,2	136,7	138,1	140,7	137,6	137,1	140,7	138,29
14	1 d	Mar 03 2011	22.49	Mar 03 2011	23.19	143,8	142,3	142,3	145	143,7	142,4	145,1	143,7	143,5	142,3	143,41
15	2 d	Mar 04 2011	22.49	Mar 04 2011	23.19	150,3	148,5	149,8	149,3	150,8	150,1	149	148,7	149,8	149,7	149,6
16	3 d	Mar 05 2011	22.49	Mar 05 2011	23.27	137,7	140,2	141,6	137,7	139	138,8	139,5	137	141,8	141,1	139,44
17	4 d	Mar 06 2011	22.49	Mar 06 2011	23.30	136,7	131	131,6	137,1	134,6	135,8	136,6	135,2	132,6	133,1	134,43
18	5 d	Mar 07 2011	22.49	Mar 07 2011	23.59	128,1	123,8	122,2	124	125,1	126,6	126,6	127,5	127	127,5	125,84
19	6 d	Mar 08 2011	22.49	Mar 08 2011	23.05	123,2	121,5	121,9	119,9	120,4	122,1	122	121,9	123,6	124,9	122,14
20	7 d	Mar 09 2011	22.49	Mar 10 2011	02.54	120,9	118,5	119,7	118,3	117,9	119,6	119,2	115,9	119,1	120,8	118,99

Data Kekerasan dari paduan Al-2.4Cu-2.7Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 05 2011	00.29	Mar 05 2011	00.42	80,2	84,3	86,1	83,7	86,1	88,7	89,4	88	87,2	88,7	86,24
2	10 s	Mar 05 2011	00.49	Mar 05 2011	01.05	104,5	102,5	104,5	104,9	106,5	107,4	103,3	103,6	105,4	106,4	104,9
3	30 s	Mar 05 2011	01.11	Mar 05 2011	01.24	125,6	120,5	120,6	121	120,5	121	122,6	123,5	123,9	121,5	122,07
4	1 min	Mar 05 2011	01.52	Mar 05 2011	02.05	124,4	126,7	126,2	125,1	125,7	128	123,7	123,7	126	123,3	125,28
5	2.5 min	Mar 05 2011	02.13	Mar 05 2011	02.30	122,6	124,4	122,6	122,7	121,9	123	123,3	125,1	123	125,7	123,43
6	10 min	Mar 05 2011	02.36	Mar 05 2011	02.53	124,2	123	124,1	126,3	124,9	123,3	122,6	125,6	122,3	123,3	123,96
7	15 min	Mar 05 2011	03.35	Mar 05 2011	03.48	125,1	122,9	123,5	125,4	122,5	124,4	123,8	123	123,3	124,8	123,87
8	30 min	Mar 05 2011	03.54	Mar 05 2011	04.13	123,4	122	122,1	122,4	123,5	122,7	125,4	123,1	124,5	124	123,31
9	1 h	Mar 05 2011	01.28	Mar 05 2011	01.45	124,9	124,2	124,5	124,6	124,3	123,3	125,5	125,6	124,9	124,5	124,63
10	2.5 h	Mar 05 2011	02.58	Mar 05 2011	03.20	126,2	124	125,6	126,1	126,5	124,5	125	125,6	124	122,2	124,97
11	5 h	Mar 05 2011	05.28	Mar 05 2011	13.22	123,1	124,3	126,1	126,9	123,8	127	125,8	124,1	127,6	127,9	125,66
12	9 h	Mar 05 2011	09.28	Mar 05 2011	13.50	130,6	131,6	130,3	131,7	132,1	131	133,4	131,2	133,8	131,6	131,73
13	18 h	Mar 05 2011	18.28	Mar 05 2011	19.10	137,2	133,5	136,8	137,6	139	137,6	138,5	138,5	137,8	137,3	137,38
14	1 d	Mar 06 2011	00.28	Mar 06 2011	01.02	140,1	142,4	138,2	138,6	136,8	136,7	137,3	133,6	134,4	136,4	137,45
15	2 d	Mar 07 2011	00.28	Mar 07 2011	00.55	149,3	150	149,5	149,7	150,5	150	150	149	149,2	148,1	149,53
16	3 d	Mar 08 2011	00.28	Mar 08 2011	01.03	145,3	145,5	144,4	144,3	144,7	144,9	146,2	139,5	146,7	146,7	144,82
17	4 d	Mar 09 2011	00.28	Mar 09 2011	04.41	137	137,8	141	144,5	140,9	138,2	139,3	138	143,4	137,6	139,77
18	5 d	Mar 10 2011	00.28	Mar 10 2011	01.03	139,9	138,5	139,3	140,9	143,8	143,9	141,8	142,6	140,9	137,9	140,95
19	6 d	Mar 11 2011	00.28	Mar 11 2011	19.17	131	133,7	133,4	132,1	133	132,6	133	133,5	134,2	133,3	132,98
20	7 d	Mar 12 2011	00.28	Mar 12 2011	19.37	137,8	140	138,7	141	133,2	135,6	133,8	137,4	131,4	138,9	136,78

Data Kekerasan dari paduan Al-2.4Cu-3.0Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Muai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 06 2011	01.30	Mar 06 2011	01.43	84,8	84,6	83,9	83,4	80,9	81,9	82,3	84,8	85,6	87,2	83,94
2	10 s	Mar 06 2011	01.50	Mar 06 2011	02.01	108,9	106,3	107,8	107,3	107,7	109,6	112,1	107,8	108,3	111	108,68
3	30 s	Mar 06 2011	02.06	Mar 06 2011	02.19	121,1	122,3	122,7	122,2	121	122,7	122	121,9	124,7	123	122,36
4	1 min	Mar 06 2011	02.25	Mar 06 2011	02.39	122,1	123,8	123,2	124,3	123,4	123,3	123,1	122	125,2	124,7	123,51
5	2.5 min	Mar 06 2011	03.08	Mar 06 2011	03.21	121,6	120,1	123,4	125,8	121,1	123,1	124	122,1	123,5	122,2	122,69
6	10 min	Mar 06 2011	03.27	Mar 06 2011	03.40	124,9	121,6	122,9	122,6	123,4	125	123,5	123	123,6	121,4	123,19
7	15 min	Mar 06 2011	03.50	Mar 06 2011	04.05	121,1	123	122,3	125,3	124,8	127	125,2	121,7	124,9	119,4	123,47
8	30 min	Mar 06 2011	04.33	Mar 06 2011	04.47	124,1	123,4	121,2	121,2	122,2	125,4	122,7	125,4	123,2	123,1	123,19
9	1 h	Mar 06 2011	02.30	Mar 06 2011	03.00	125,9	122,7	123,5	123,7	124,2	124,5	124,4	122,7	125,1	123,1	123,98
10	2.5 h	Mar 06 2011	04.00	Mar 06 2011	04.30	125,9	125,8	123,5	125,2	124,8	124,8	127	124,2	122	124,9	124,81
11	5 h	Mar 06 2011	06.30	Mar 06 2011	07.35	126,7	123,8	125,6	126	125,3	126,5	126,6	124,1	124	125,7	125,43
12	9 h	Mar 06 2011	10.30	Mar 06 2011	11.10	123,8	124,6	124,6	126,7	124,6	126,5	125,6	125,6	125,3	123,5	125,08
13	18 h	Mar 06 2011	19.30	Mar 06 2011	21.58	131,1	129,8	127,9	128,7	127,6	130,1	129,3	130,9	132,4	132,5	130,03
14	1 d	Mar 07 2011	01.30	Mar 07 2011	02.00	128,9	129,5	127,2	129	131,6	127,9	131,3	127,9	128,1	128,1	128,95
15	2 d	Mar 08 2011	01.30	Mar 08 2011	01.51	139,8	138,4	145,5	139,4	142	137,8	136,8	140,7	138,9	139,3	139,86
16	3 d	Mar 09 2011	01.30	Mar 09 2011	05.20	140	140,5	141,8	139,2	139,2	138,3	138,4	141,5	141	137,7	139,76
17	4 d	Mar 10 2011	01.30	Mar 10 2011	01.47	140,3	148	144,6	142	144,9	143,4	145	143,2	146,9	144,9	144,32
18	5 d	Mar 11 2011	01.30	Mar 11 2011	19.58	143	144,5	144,6	144,9	144,5	146,8	145,7	148,8	150,2	147,3	146,03
19	6 d	Mar 12 2011	01.30	Mar 12 2011	20.22	146,2	148	148,9	150	149,8	147,3	150,9	151,7	145,1	147,6	148,55
20	7 d	Mar 13 2011	01.30	Mar 13 2011	04.10	152,3	151,3	153	146,6	151,1	151,4	148,7	145	146,6	144,9	149,09

Data Kekerasan dari paduan Al-2.4Cu-3.5Mg (at.%)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 06 2011	07.55	Mar 06 2011	08.05	79,9	83,3	82,8	82,3	85,3	86,3	84,4	84,8	84,5	84	83,76
2	10 s	Mar 06 2011	08.11	Mar 06 2011	08.24	96,6	94,5	94,9	94,5	94,2	93,5	94,6	94,5	92,5	93,3	94,31
3	30 s	Mar 06 2011	09.18	Mar 06 2011	09.30	112,8	112,3	112,3	112,9	112,3	112,6	113,8	113,5	111,6	111,9	112,6
4	1 min	Mar 06 2011	09.37	Mar 06 2011	09.50	113,4	114,2	111,6	112,3	113	114,4	112,5	114,7	115,7	114	113,58
5	2.5 min	Mar 06 2011	09.59	Mar 06 2011	10.11	115,9	115	114,2	112,7	115	116	113,8	117,5	112,9	113,7	114,67
6	10 min	Mar 06 2011	10.16	Mar 06 2011	10.29	116,1	114,9	115,9	115,5	117,2	116,1	116,3	114,8	114,3	115,9	115,7
7	15 min	Mar 06 2011	11.20	Mar 06 2011	11.34	117,5	117,5	115,7	116,4	114,9	115,6	116,7	116,4	118,4	118,8	116,79
8	30 min	Mar 06 2011	11.50	Mar 06 2011	12.01	117,6	117,6	116,6	116,5	117,6	117,5	117,6	115,5	116,9	118,6	117,2
9	1 h	Mar 06 2011	08.55	Mar 06 2011	09.12	116,4	116,8	113,5	114,8	114,5	116,5	116,3	117,7	114,7	116,3	115,75
10	2.5 h	Mar 06 2011	10.25	Mar 06 2011	10.47	119,4	117,3	118,7	118,8	118,9	120,4	119,1	119,2	118,9	117,9	118,86
11	5 h	Mar 06 2011	12.55	Mar 06 2011	13.33	119,4	119,5	122,9	122	123,8	122	120,7	120,2	122,3	123,9	121,67
12	9 h	Mar 06 2011	16.55	Mar 06 2011	21.15	121,9	122,3	121,6	121,9	122,2	123,1	122	120,5	121,8	123,8	122,11
13	18 h	Mar 06 2011	01.55	Mar 06 2011	02.20	123,5	123,4	123,1	124	124,8	123,3	122,8	121,7	121,7	124,5	123,28
14	1 d	Mar 07 2011	07.55	Mar 07 2011	08.38	122,9	123,1	124,3	121,1	121,7	123,9	123,5	121,9	128,2	123,9	123,45
15	2 d	Mar 08 2011	07.55	Mar 08 2011	10.29	135,5	137,6	134,2	131,7	134,5	135,5	132,4	130,6	131,9	133,6	133,75
16	3 d	Mar 09 2011	07.55	Mar 09 2011	17.26	135	134,2	133,8	134,7	134,7	134,9	134,8	136,6	138,6	137,3	135,46
17	4 d	Mar 10 2011	07.55	Mar 10 2011	21.03	137,1	136,2	137,4	135,5	141	141,6	139,1	141,8	140,5	141,3	139,15
18	5 d	Mar 11 2011	07.55	Mar 11 2011	21.10	140,9	139,8	141,4	142	140,3	140,1	146,2	143,4	144,5	139,3	141,79
19	6 d	Mar 12 2011	07.55	Mar 12 2011	21.39	146,2	146,2	142	142,1	143,4	144,5	146,7	142,5	142	143,6	143,92
20	7 d	Mar 13 2011	07.55	Mar 13 2011	11.46	144,1	146,2	144,1	142,1	143,4	143	146,2	142,9	143,3	143,3	143,86

Data Kekerasan dari paduan Al-3.0Cu-1.7Mg (at. %)

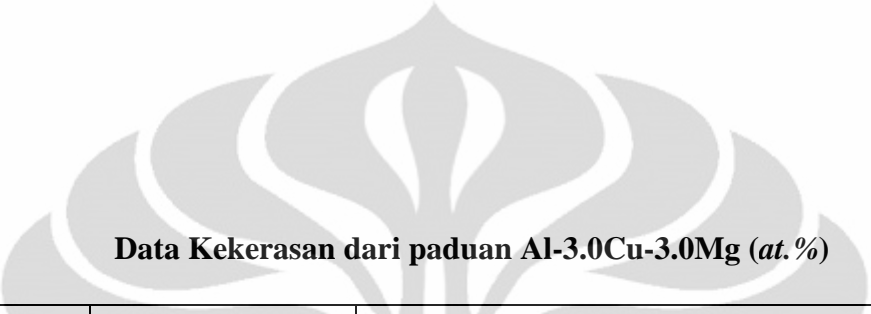
No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 07 2011	21.55	Mar 07 2011	22.13	88,4	89,4	89,5	82,4	92,3	93,3	94,9	96,5	95,4	98,9	92,1
2	10 s	Mar 07 2011	22.17	Mar 07 2011	22.32	117,2	116,7	111,6	113,7	118,9	119,4	120,8	115,4	107,6	118,8	116,01
3	30 s	Mar 07 2011	22.37	Mar 07 2011	22.50	124,8	119,1	118,6	121,9	122,3	123,5	123,6	123,2	122,2	121,6	122,08
4	1 min	Mar 07 2011	23.15	Mar 07 2011	23.28	127,4	126,8	125,8	127,6	124,4	127,4	127	126,3	126,6	126	126,53
5	2.5 min	Mar 08 2011	00.15	Mar 08 2011	00.27	123,4	125,2	124,9	125,4	127,5	125,3	125,5	122,2	129,4	126,5	125,53
6	10 min	Mar 08 2011	01.12	Mar 08 2011	01.28	125,3	124,4	123,1	121,2	124,2	124,5	123,8	123,1	129,9	126	124,55
7	15 min	Mar 08 2011	02.13	Mar 08 2011	02.31	124,3	126,9	124,1	124,2	125,9	126,6	127,4	125,1	127,4	127,8	125,97
8	30 min	Mar 08 2011	02.46	Mar 08 2011	03.01	127,4	128,4	126,1	125,8	127	126,5	127	129,8	124,4	125,8	126,82
9	1 h	Mar 07 2011	22.55	Mar 07 2011	23.10	125,8	128,2	126,7	125,7	124,7	125,3	126,3	127,9	128,7	126,8	126,61
10	2.5 h	Mar 08 2011	00.25	Mar 08 2011	00.44	128,1	130,5	127,8	129,6	128,2	127,7	127,1	128,5	127,2	128,8	128,35
11	5 h	Mar 08 2011	02.55	Mar 08 2011	10.45	130,1	131,6	129,8	129,6	131	130,1	128,3	124,7	130,3	132,7	129,82
12	9 h	Mar 08 2011	06.55	Mar 08 2011	11.51	136,1	129,2	134,5	129,6	130,2	130,8	135,8	132,1	134,2	132,6	132,51
13	18 h	Mar 08 2011	15.55	Mar 08 2011	17.00	140	139,6	138,9	138,8	138,7	140,3	143,2	139,8	140,5	142	140,18
14	1 d	Mar 08 2011	21.55	Mar 08 2011	22.20	144,8	145,3	145,5	144,6	144,7	143	145,2	144,9	146,4	143,7	144,81
15	2 d	Mar 09 2011	21.55	Mar 09 2011	02.08	148,3	148,5	148,4	150,8	148,6	150,2	147,2	146,8	149,4	150,8	148,9
16	3 d	Mar 10 2011	21.55	Mar 10 2011	00.35	141,6	142,1	146,5	144,9	143,8	144,5	145,2	142,7	145,3	144,5	144,11
17	4 d	Mar 11 2011	21.55	Mar 11 2011	01.06	136,5	136,2	136,7	137,4	136,1	136,8	135,5	137,5	134,8	137,4	136,49
18	5 d	Mar 12 2011	21.55	Mar 12 2011	01.28	126,9	129,2	128,4	128,6	128,1	127,1	128,6	126,7	128,9	129	128,15
19	6 d	Mar 13 2011	21.55	Mar 13 2011	23.05	121,3	122,6	122,8	120,5	122,3	122,3	125,4	128,4	130,9	130,4	124,69
20	7 d	Mar 14 2011	21.55	Mar 14 2011	23.27	115,8	121,4	121,5	121,1	120,9	117,1	118,1	122	119,7	122,2	119,98

Data Kekerasan dari paduan Al-3.0Cu-2.2Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 08 2011	12.59	Mar 08 2011	13.10	92,5	91,3	95,8	96,2	95,8	97,6	97,1	99,2	96,8	102,4	96,47
2	10 s	Mar 08 2011	13.16	Mar 08 2011	13.27	119,4	122,6	116,6	118	121,3	123,4	126,7	122,9	121,5	124,4	121,68
3	30 s	Mar 08 2011	13.34	Mar 08 2011	13.46	124	126,1	127,2	123,6	123,8	128,3	128,7	128	125,3	127,7	126,27
4	1 min	Mar 08 2011	13.52	Mar 08 2011	14.03	127,9	127,1	126,9	127,8	127,3	126,1	129,2	127,8	126,6	127	127,37
5	2.5 min	Mar 08 2011	15.18	Mar 08 2011	15.30	131,2	127,2	127,5	124,9	126,2	127	127,2	126,8	127,5	127,2	127,27
6	10 min	Mar 08 2011	19.24	Mar 08 2011	19.36	123,1	126,8	127,3	127,5	129,9	127,8	126,6	128,1	128,2	127,4	127,27
7	15 min	Mar 08 2011	20.02	Mar 08 2011	20.14	128,1	131,5	127,2	129,3	130,1	128,7	127,1	129,7	126,8	126,2	128,47
8	30 min	Mar 08 2011	19.42	Mar 08 2011	19.57	128,3	128	124,8	124,3	128,6	128,5	123,1	129,6	125,9	130,6	127,17
9	1 h	Mar 08 2011	13.59	Mar 08 2011	14.25	130,3	128,6	125,2	125,7	127,2	126,8	128,1	130,1	127,8	127,9	127,77
10	2.5 h	Mar 08 2011	15.29	Mar 08 2011	18.23	129,5	127,8	128,7	128	127,9	129	131,2	129,4	128,8	130	129,03
11	5 h	Mar 08 2011	17.59	Mar 08 2011	18.43	133,5	132,8	132,3	132,6	132	133,5	129,6	130,3	133,3	132,4	132,23
12	9 h	Mar 08 2011	21.59	Mar 08 2011	22.40	133,1	136,5	135,2	136,6	135,6	134,8	134,2	134,4	133	135,6	134,9
13	18 h	Mar 09 2011	06.59	Mar 09 2011	07.14	145	144,7	144,4	145,5	143,6	140,1	145,1	145,7	145,9	146	144,6
14	1 d	Mar 09 2011	12.59	Mar 09 2011	17.49	145,5	149,6	145,7	147,3	148,5	145,8	144,4	145,3	147,7	150,3	147,01
15	2 d	Mar 10 2011	12.59	Mar 10 2011	20.39	149,5	150,7	152,8	150	151,2	151,7	151,4	151,9	151,3	152,6	151,31
16	3 d	Mar 11 2011	12.59	Mar 11 2011	02.02	136,2	136,6	135,2	134,6	136	140,1	136,7	138,5	139,2	143,2	137,63
17	4 d	Mar 12 2011	12.59	Mar 12 2011	02.26	129,4	133,6	128,9	127,7	133,7	130,8	135,6	132,8	129	129,8	131,13
18	5 d	Mar 13 2011	12.59	Mar 13 2011	16.10	126,8	121,8	120,7	129,8	128,7	125,7	126,4	125,9	126,4	123,8	125,6
19	6 d	Mar 14 2011	12.59	Mar 14 2011	14.30	122,6	114,6	118,9	120,5	117,6	117	116,8	118,5	117,7	116,3	118,05
20	7 d	Mar 15 2011	12.59	Mar 15 2011	21.05	118,8	119,8	108,7	117,1	116,4	119,2	119,3	116,8	114,8	120	117,09

Data Kekerasan dari paduan Al-3.0Cu-2.7Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 09 2011	02.03	Mar 09 2011	02.14	81,7	90,2	90,3	91,9	93,5	94,2	95,4	97,1	97,4	99,1	93,08
2	10 s	Mar 09 2011	02.20	Mar 09 2011	02.34	116,4	120,4	118,4	119	116,8	118,3	120,1	120	119,2	118,3	118,69
3	30 s	Mar 09 2011	02.40	Mar 09 2011	02.52	121,5	125,5	123,8	126,5	122,5	124,6	124,6	128,2	127,2	122,2	124,66
4	1 min	Mar 09 2011	03.01	Mar 09 2011	03.12	125,6	126,8	128,2	128,8	132,1	128,9	128,2	125,1	131	132,3	128,7
5	2.5 min	Mar 09 2011	04.05	Mar 09 2011	04.18	126,8	129,1	128,9	125,3	129,6	128	127,9	126,9	125,1	129,3	127,69
6	10 min	Mar 09 2011	05.50	Mar 09 2011	06.03	122,6	127,1	126,4	123,9	123,4	127	126,8	125,4	126,2	125	125,38
7	15 min	Mar 09 2011	06.42	Mar 09 2011	06.53	124,7	122,8	124,5	126,3	131,8	126,8	128,6	127,8	128,7	129,6	127,16
8	30 min	Mar 09 2011	06.05	Mar 09 2011	06.25	127	129,9	126,2	121,7	130	127,8	129,3	129,3	128,9	124,1	127,42
9	1 h	Mar 09 2011	03.03	Mar 09 2011	03.41	129	124,9	123,5	124,8	124	129,7	129,8	127,2	124,1	128	126,5
10	2.5 h	Mar 09 2011	04.33	Mar 09 2011	05.00	129,9	127,5	128,8	128,9	131,4	128,6	132,1	130,8	125,5	131,6	129,51
11	5 h	Mar 09 2011	07.03	Mar 09 2011	16.42	131,8	133,6	131,6	133,2	130,6	132,2	132,2	132	132,3	134,8	132,43
12	9 h	Mar 09 2011	11.03	Mar 09 2011	17.07	139,3	140,2	139,6	135,5	135,9	137,2	139,3	141	137,5	137	138,25
13	18 h	Mar 09 2011	20.03	Mar 09 2011	21.15	145,8	144,6	144	146,5	143,9	143,9	142,8	143,5	145	142,9	144,29
14	1 d	Mar 10 2011	02.03	Mar 10 2011	02.35	144,2	148,6	143,4	143,7	144,3	141,2	146,2	143,8	145,7	144,8	144,59
15	2 d	Mar 15 2011	12.07	Mar 15 2011	20.22	151,9	150,9	150,3	150,8	150	151,8	151,8	152,9	152,6	157	152
16	3 d	Mar 12 2011	02.03	Mar 12 2011	02.50	140,1	139,3	132,6	140,8	140,2	142,4	143,8	141,6	145,4	142,4	140,86
17	4 d	Mar 13 2011	02.03	Mar 13 2011	03.12	136,8	135,1	134,6	137,7	134	133,9	134,5	133	132,8	133,7	134,61
18	5 d	Mar 14 2011	02.03	Mar 14 2011	02.41	126,6	127,7	130,7	129,6	127,3	128,2	129,7	130,2	129,9	129,4	128,93
19	6 d	Mar 15 2011	02.03	Mar 15 2011	00.05	120,8	124,8	118	125,2	124,6	121,2	127,9	127,3	126,7	128,4	124,49
20	7 d	Mar 16 2011	02.03	Mar 16 2011	00.01	122,4	122,5	115,4	122,4	122,9	123	122,5	122,2	122,4	122,1	121,78



Data Kekerasan dari paduan Al-3.0Cu-3.0Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Niali Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 09 2011	22.37	Mar 09 2011	22.49	91,9	96,5	96,4	97,6	95,6	99,1	100,3	100,9	101,5	102,4	98,22
2	10 s	Mar 09 2011	22.56	Mar 09 2011	23.06	106,1	104,2	106,6	106,7	102,9	107,2	113,8	111	109,7	110	107,82
3	30 s	Mar 09 2011	23.14	Mar 09 2011	23.28	118,3	111,3	110,2	125	122,2	123,6	120,2	113,8	121,3	124,5	119,04
4	1 min	Mar 09 2011	23.35	Mar 09 2011	23.49	123,8	114,5	123,9	126,6	123,5	123,9	126,5	125,9	122,7	128,2	123,95
5	2.5 min	Mar 10 2011	04.25	Mar 10 2011	04.42	124,2	123,9	122,6	123,7	125,3	125,8	127,3	124,9	126,6	126,6	125,09
6	10 min	Mar 10 2011	05.01	Mar 10 2011	05.15	126,9	128	127,6	124,4	125,6	126,7	125	124,7	124,8	124,7	125,84
7	15 min	Mar 10 2011	05.42	Mar 10 2011	05.53	128,4	128,1	123,4	123,9	127,2	125,6	117,8	126,2	125,6	125,2	125,14
8	30 min	Mar 10 2011	05.23	Mar 10 2011	05.36	125,5	123,5	124,8	128,5	125,1	124	125,6	125,8	126,8	129	125,86
9	1 h	Mar 09 2011	23.37	Mar 09 2011	00.19	126,3	125,9	126,6	125,4	124,7	126,4	126,5	124,5	121,1	125,6	125,3
10	2.5 h	Mar 10 2011	01.07	Mar 10 2011	01.24	126,4	126,8	124,9	129,3	128,2	129,9	128,5	128,1	129,5	124	127,56
11	5 h	Mar 10 2011	03.37	Mar 10 2011	04.15	129,6	129,8	131,5	130,7	131,5	130,5	132,5	134,6	135,1	131	131,68
12	9 h	Mar 10 2011	07.37	Mar 10 2011	20.00	132,7	135,2	136,8	134,7	138,1	135,4	132,6	137,8	141,7	137,5	136,25
13	18 h	Mar 10 2011	16.37	Mar 10 2011	20.20	142,7	143,5	148,8	146,8	145,3	147,2	148,9	147,9	146,1	147,9	146,51
14	1 d	Mar 14 2011	12.07	Mar 14 2011	14.13	143,7	145,8	145,1	146,9	145,7	144,6	145,8	144,3	144,6	144,7	145,12
15	2 d	Mar 15 2011	12.07	Mar 15 2011	20.45	152,7	152,3	152,4	151,5	153,5	151,7	150,6	152,3	151,4	148,8	151,72
16	3 d	Mar 12 2011	22.37	Mar 12 2011	00.43	143,8	145,9	148,2	143,6	144,5	146,2	142,4	143,8	147,9	145,9	145,22
17	4 d	Mar 13 2011	22.37	Mar 13 2011	23.28	137,2	136,7	137,7	133,3	135,6	136,9	136,9	139	135,6	136	136,49
18	5 d	Mar 14 2011	22.37	Mar 14 2011	23.46	127,1	126,1	125	129,7	125,4	125	125,9	127,6	129,5	127	126,83
19	6 d	Mar 15 2011	22.37	Mar 15 2011	23.25	122	121,6	122,8	120,9	122	122,6	123,9	123	123,5	123,4	122,57
20	7 d	Mar 16 2011	22.37	Mar 16 2011	09.14	122,2	109,1	119,3	117,3	121,4	120,4	120,7	119,1	118,4	120,5	118,84

Data Kekerasan dari paduan Al-3.0Cu-3.5Mg (at. %)

No	Waktu Penuaan	Mulai		Selesai		Nilai Kekerasan (HV)										
		Tanggal	Pukul	Tanggal	Pukul	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Rata
1	AQ	Mar 11 2011	07.00	Mar 11 2011	07.15	84,3	91,1	92,2	93,1	92,8	93,7	93,1	96,1	98,3	93,4	92,81
2	10 s	Mar 11 2011	07.25	Mar 11 2011	07.38	107,2	109,2	109,3	108	106,9	106,3	105,1	106,1	111,6	107,5	107,72
3	30 s	Mar 11 2011	07.45	Mar 11 2011	07.59	119,4	121,6	121,1	115,9	120,4	123,4	123,5	123,3	121,3	121	121,09
4	1 min	Mar 11 2011	08.35	Mar 11 2011	08.49	126,6	127,9	127,5	126,7	126,6	126,2	124,8	124,8	125	126,1	126,22
5	2.5 min	Mar 11 2011	08.57	Mar 11 2011	09.08	125,4	127,6	123,9	126,3	126,8	127,2	126	126,5	124	127,9	126,16
6	10 min	Mar 14 2011	00.35	Mar 14 2011	00.48	126,6	126,1	125,9	123,6	125,2	124,3	126	123,5	122,3	125,9	124,94
7	15 min	Mar 14 2011	01.14	Mar 14 2011	01.30	124,2	127,4	125	127,2	126,3	127,9	125,5	124,6	126,2	126,1	126,04
8	30 min	Mar 14 2011	00.56	Mar 14 2011	01.10	123,9	126,4	126,1	125,8	126,8	128,9	125,1	125,1	128,3	127,8	126,42
9	1 h	Mar 11 2011	08.00	Mar 11 2011	08.28	124,6	123,6	125,2	126,3	125,7	125,6	127,3	126,2	128,7	129,9	126,31
10	2.5 h	Mar 11 2011	09.30	Mar 11 2011	14.35	125,6	127,1	128,5	130,7	126,7	128,7	129,3	126,3	130,4	128,4	128,17
11	5 h	Mar 11 2011	12.00	Mar 11 2011	14.55	129,9	129,7	128,2	131,4	130,8	131,4	130,5	128,6	130	131,5	130,2
12	9 h	Mar 14 2011	09.18	Mar 14 2011	09.38	130,2	127,7	131,2	133,6	133,2	134,9	135,9	133,1	134,4	136	133,02
13	18 h	Mar 14 2011	18.18	Mar 14 2011	18.52	136,2	134,5	137,6	137,6	137,5	137,4	135,3	136,5	138,4	135,1	136,61
14	1 d	Mar 12 2011	07.00	Mar 12 2011	15.10	138,6	138,5	138,7	138,9	144,9	140,2	139,3	137,7	142,4	140,8	140
15	2 d	Mar 13 2011	07.00	Mar 13 2011	11.18	147,4	145	140,4	142,3	144,5	145,2	144,1	145,9	148,8	145,5	144,91
16	3 d	Mar 14 2011	07.00	Mar 14 2011	09.18	147,4	146,5	149,2	146,9	146,4	146,6	146,2	145,5	144,9	145,7	146,53
17	4 d	Mar 15 2011	07.00	Mar 15 2011	11.50	147,1	148,4	146,8	146,1	149,1	145,8	147,1	148,8	147,1	142,3	146,86
18	5 d	Mar 16 2011	07.00	Mar 16 2011	08.58	143,4	143,4	141,9	141,7	141	140,8	143,4	141,8	141,5	140	141,89
19	6 d	Mar 17 2011	07.00	Mar 17 2011		127	128,5	128,7	134,3	125,5	129,4	133,4	127	129,2	133,5	129,65
20	7 d	Mar 18 2011	07.00	Mar 18 2011		102,7	99,4	96,4	121,4	94,6	114,8	121,6	120,9	122,3	97,9	109,2

Lampiran 4

Hasil pengukuran ukuran butir yang terbentuk selama penuaan 170 °C saat tercapainya kekerasan puncak pada paduan Al-Cu-Mg

Sampel (<i>at.%</i>)	Besar Butir (μm)
Al-1.1Cu-1.7Mg	66.22
Al-1.1Cu-2.7Mg	59.46
Al-1.1Cu-3.0Mg	57.44
Al-1.1Cu-3.5Mg	63.50
Al-1.7Cu-2.2Mg	50.00
Al-1.7Cu-2.7Mg	42.06
Al-1.7Cu-3.0Mg	58.80
Al-1.7Cu-3.5Mg	46.60
Al-2.4Cu-1.7Mg	23.66
Al-2.4Cu-2.2Mg	23.94
Al-2.4Cu-2.7Mg	18.96
Al-2.4Cu-3.0Mg	18.54
Al-2.4Cu-3.5Mg	21.34
Al-3.0Cu-2.7Mg	20.58
Al-3.0Cu-3.0Mg	18.46
Al-3.0Cu-3.5Mg	18.30

Lampiran 5

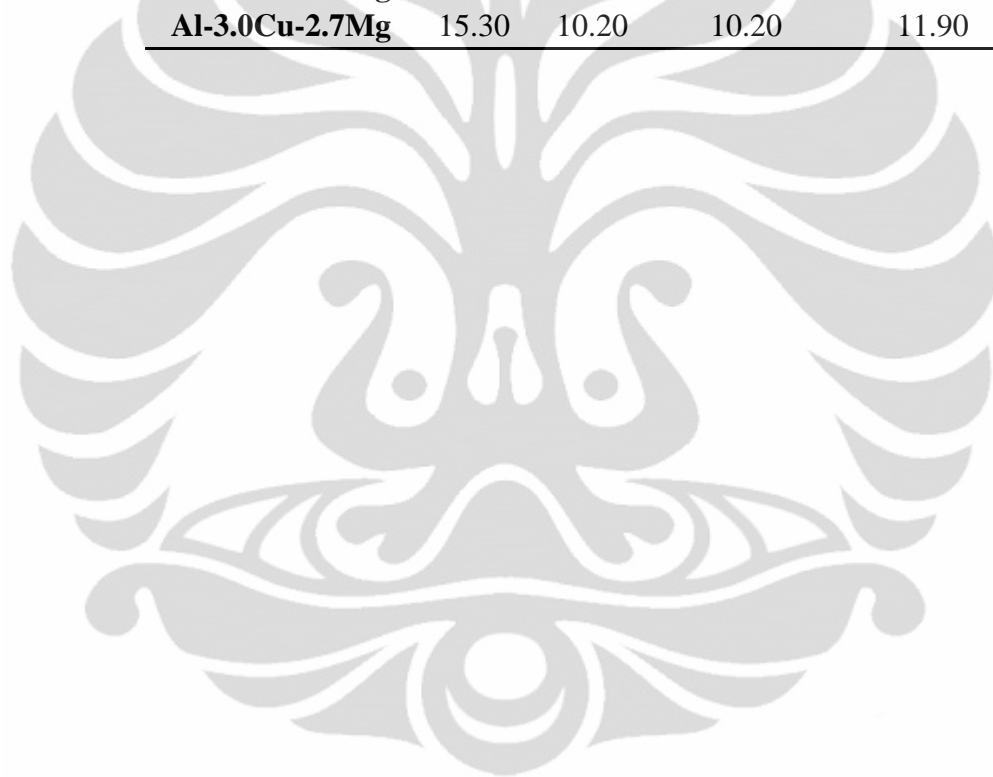
Data nilai kekerasan puncak dari keseluruhan paduan Al-Cu-Mg

Sampel	Kekerasan Puncak (HV)
Al-1.1Cu-1.7Mg	130.2875
Al-1.1Cu-2.2Mg	135.8625
Al-1.1Cu-2.7Mg	139.3250
Al-1.1Cu-3.0Mg	145.5875
Al-1.1Cu-3.5Mg	143.5125
Al-1.7Cu-1.7Mg	144.1250
Al-1.7Cu-2.2Mg	148.1000
Al-1.7Cu-2.7Mg	148.5125
Al-1.7Cu-3.0Mg	149.7625
Al-1.7Cu-3.5Mg	154.3000
Al-2.4Cu-1.7Mg	146.5250
Al-2.4Cu-2.2Mg	149.5875
Al-2.4Cu-2.7Mg	149.5875
Al-2.4Cu-3.0Mg	149.1250
Al-2.4Cu-3.5Mg	143.7875
Al-3.0Cu-1.7Mg	148.9250
Al-3.0Cu-2.2Mg	151.3500
Al-3.0Cu-2.7Mg	151.6250
Al-3.0Cu-3.0Mg	151.8625
Al-3.0Cu-3.5Mg	147.1500

Lampiran 6

Perhitungan Fraksi Volume Partikel Intermetalik

Sampel	Persentase Intermetalik (%)			rata-rata (%)
	1	2	3	
Al-1.1Cu-2.7Mg	0.50	0.75	0.75	0.67
Al-1.7Cu-2.7Mg	2.25	2.50	1.62	2.12
Al-2.4Cu-1.7Mg	7.14	6.12	5.10	6.12
Al-2.4Cu-2.2Mg	7.14	6.12	6.12	6.46
Al-2.4Cu-2.7Mg	7.14	8.16	6.12	7.14
Al-2.4Cu-3.0Mg	9.18	5.10	8.16	7.48
Al-2.4Cu-3.5Mg	10.20	8.16	6.12	8.16
Al-3.0Cu-2.7Mg	15.30	10.20	10.20	11.90



Lampiran 7

Data nilai kekerasan yang mencerminkan fenomena *rapid hardening* (RH) pada paduan Al-Cu-Mg

Sampel	Kekerasan RH (60s) (HV)	Kekerasan As-Quenched (HV)	Δ Kekerasan (60s-AQ) (HV)
Al-1.1Cu-1.7Mg	95.862	63.225	32.637
Al-1.1Cu-2.2Mg	111.875	72.250	39.625
Al-1.1Cu-2.7Mg	115.425	79.025	36.400
Al-1.1Cu-3.0Mg	119.137	83.112	36.025
Al-1.1Cu-3.5Mg	118.075	81.125	36.950
Al-1.7Cu-1.7Mg	120.650	89.400	31.250
Al-1.7Cu-2.2Mg	126.075	89.275	36.800
Al-1.7Cu-2.7Mg	122.337	85.550	36.787
Al-1.7Cu-3.0Mg	121.112	88.875	32.237
Al-1.7Cu-3.5Mg	123.412	88.562	34.850
Al-2.4Cu-1.7Mg	123.200	85.637	37.562
Al-2.4Cu-2.2Mg	123.887	92.750	31.137
Al-2.4Cu-2.7Mg	125.187	86.600	38.587
Al-2.4Cu-3.0Mg	123.487	83.912	39.575
Al-2.4Cu-3.5Mg	113.562	83.925	29.637
Al-3.0Cu-1.7Mg	126.688	92.462	34.225
Al-3.0Cu-2.2Mg	127.300	96.375	30.925
Al-3.0Cu-2.7Mg	128.700	93.750	34.950
Al-3.0Cu-3.0Mg	124.600	98.487	26.112
Al-3.0Cu-3.5Mg	126.187	93.187	33.000

Lampiran 8

Data nilai kekerasan yang mencerminkan kontribusi *rapid hardening* (RH) terhadap *peak hardness* (PH) pada paduan Al-Cu-Mg

Sampel	Δ Kekerasan 60s - AQ (HV)	Δ Kekerasan PH - AQ (HV)	% Kontribusi RH terhadap PH
Al-1.1Cu-1.7Mg	32.637	67.062	48.667
Al-1.1Cu-2.2Mg	39.625	63.612	62.291
Al-1.1Cu-2.7Mg	36.400	60.300	60.364
Al-1.1Cu-3.0Mg	36.025	62.475	57.663
Al-1.1Cu-3.5Mg	36.950	62.387	59.226
Al-1.7Cu-1.7Mg	31.250	54.725	57.103
Al-1.7Cu-2.2Mg	36.800	58.825	62.558
Al-1.7Cu-2.7Mg	36.787	62.962	58.427
Al-1.7Cu-3.0Mg	32.237	60.887	52.946
Al-1.7Cu-3.5Mg	34.850	65.737	53.013
Al-2.4Cu-1.7Mg	37.562	60.887	61.691
Al-2.4Cu-2.2Mg	31.137	56.837	54.783
Al-2.4Cu-2.7Mg	38.587	62.987	61.262
Al-2.4Cu-3.0Mg	39.575	65.212	60.686
Al-2.4Cu-3.5Mg	29.637	59.862	49.509
Al-3.0Cu-1.7Mg	34.225	56.462	60.615
Al-3.0Cu-2.2Mg	30.925	54.975	56.252
Al-3.0Cu-2.7Mg	34.950	57.875	60.388
Al-3.0Cu-3.0Mg	26.112	53.375	48.922
Al-3.0Cu-3.5Mg	33.000	53.962	61.153