TUGAS AKHIR – TL184834

REVIEW PENGARUH ELEMEN PADUAN TERHADAP PERTUMBUHAN PRESIPITAT PADA PADUAN Al-Si-Mg-Cu SELAMA PROSES AGE HARDENING

NA'IL AKBAR NUHUNG
NRP. 02511640000097

Dosen Pembimbing
Ir. Rochman Rochiem, M.Sc
Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.

DEPARTEMEN TEKNIK MATERIAL DAN METALURGI
Fakultas Teknologi Industri dan Rekayasa Sistem
Institut Teknologi Sepuluh Nopember
Surabaya 2020

TUGAS AKHIR – TL 184834

REVIEW PENGARUH ELEMEN PADUAN TERHADAP PERTUMBUHAN PRESIPITAT PADA PADUAN Al-Si-Mg-Cu SELAMA PROSES AGE HARDENING

NA'IL AKBAR NUHUNG
NRP. 02511640000097

Dosen Pembimbing
Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.
Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.

DEPARTEMEN TEKNIK MATERIAL DAN METALURGI
Fakultas Teknologi Industri dan Rekayasa Sistem
Institut Teknologi Sepuluh Nopember
Surabaya 2020

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

FINAL PROJECT – TL 184834

REVIEW EFFECT ALLOY ELEMENT OF INTERGROWN PRECIPITATE ON Al-Si-Mg-Cu DURING AGE HARDENING

NA'IL AKBAR NUHUNG
NRP. 02511640000097

Supervisors
Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.
Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.

MATERIALS AND METALLURGICAL ENGINEERING DEPARTMENT
Faculty of Industrial Technology and System Engineering
Institut Teknologi Sepuluh Nopember
Surabaya 2020

(*This page is intentionally left blank*)

REVIEW PENGARUH ELEMEN PADUAN TERHADAP PERTUMBUHAN PRESIPITAT PADA PADUAN Al-Si-Mg-Cu SELAMA PROSES AGE HARDENING

TUGAS AKHIR

Diajukan untuk Memenuhi Salah Satu Syarat
Memperoleh Gelar Sarjana Teknik
pada
Program Studi S-1 Departemen Teknik Material dan Metalurgi
Fakultas Teknologi Industri dan Rekayasa Sistem
Institut Teknologi Sepuluh Nopember

Oleh:
NA'IL AKBAR NUHUNG
NRP. 02511640000097

Disetujui Oleh Tim Penguji Tugas Akhir:

1. Ir. Rochman Rochiem, M.Sc……. (Pembimbing I)
2. Dian Mughni Fellicia, S.T, M.Sc……(Pembimbing II)

KEMENTERIAN PENDIDIKAN DAN KEBUDAYAAN
INSTITUT TEKNOLOGI SEPULUH NOPEMBER
FAKULTAS TEKNOLOGI INDUSTRI DAN REKAYASA SISTEM
DEPARTEMEN TEKNIK MATERIAL DAN METALURGI

SURABAYA
Agustus,2020

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

REVIEW PENGARUH ELEMEN PADUAN TERHADAP PERTUMBUHAN PRESIPITAT PADA PADUAN Al-Si-Mg-Cu SELAMA PROSES AGE HARDENING

Nama : Na'il Akbar Nuhung
NRP : 02511640000097
Departemen : Teknik Material dan Metalurgi
Pembimbing I : Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.
Pembimbing II : Dian Mughni Fellicia, S.T,M.Sc.

Abstrak

Paduan Al-Si-Mg-Cu merupakan salah satu paduan yang dapat ditingkatkan kekuatan dan kekerasannya dengan cara diberi perlakuan panas yang disebut age hardening. Meningkatnya sifat mekanik paduan aluminium dengan proses age hardening dapat terjadi karena adanya medan regangan pada struktur mikro yang disebabkan oleh ikatan koheren dari tumbuhnya presipitat. Efektifitas age hardening sangat bergantung pada jenis, jumlah, ukuran dan persebaran dari presipitat dengan ukuran nano. Efektifitas proses presipitasi dan jenis presipitat yang terbentuk sangat bergantung pada kadar paduan yang terlarut pada matriks Al. Paper review ini akan membahas pertumbuhan masing-masing presipitat β''-Mg_2Si, Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ dan θ'-Al_2Cu pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang dipengaruhi oleh unsur paduan pada proses age hardening. Efektifitas age hardening semakin tinggi dengan pertumbuhan cepat presipitat β'', yang kemudian digantikan presipitat halus θ' di kondisi peak aging pada kadar Cu tinggi. Ditemukannya presipitat θ' pada kondisi peak aging juga menunjukan meningkatnya sifat mekanik paduan Al-Si-Mg-Cu. Secara komposisi pembentukan presipitat θ' hanya bergantung pada unsur paduan Cu, dimana pada kadar Cu 4-4.5% ditemukan presipitat halus θ' dalam jumlah yang paling banyak. Namun, efektifitas petumbuhannya juga bergantung pada presipitat Q' yang dapat terbentuk dengan penambahan kadar Mg dan Si.

Selain itu rapid hardening yang diakibatkan pertumbuhan presipitat β" pada tahap awal proses age hardening semakin meningkatkan sifat mekanik paduan Al-Si-Mg-Cu. Hal ini menunjukan ketiga presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu memiliki peranan penting pada meningkatnya sifat mekanik paduan melalui proses age hardening.
Kata Kunci : *Elemen paduan, Presipitat, Age Hardening*

REVIEW EFFECT ALLOY ELEMENT OF INTERGROWN PRECIPITATE ON Al-Si-Mg-Cu DURING AGE HARDENING

Student Name : Na'il Akbar Nuhung
NRP : 02511640000097
Department : Material and Metallurgical Engineering
Supervisor : Ir.Rochman Rochiem, M.Sc.
Co-Supervisor : Dian Mughni Fellicia, S.T, M.Sc.

Abstract

Age hardening has been recognized as methods for strengthening Al-Si-Mg-Cu alloys. Age hardening's process which involves strengthening the alloys by coherent precipitates which capable of withstand dislocation. Effect of age hardening depending on the kind, amount, size, and uniform of the precipitate, which involves alloy elements dissolve in aluminium. This paper will review the growth of precipitates (β"-Mg_2Si, Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ dan θ'-Al_2Cu) influenced by containing alloy in Al-Si-Mg-Cu alloys during age hardening. Al-Si-Mg-Cu responds to age hardening depending on rapid hardening influenced by high nucleation rate precipitate β" and formation Q', which would accelerate growth precipitate θ' and result fine precipitate θ'. In composition, precipitate θ' influenced only by composition Cu, when alloy with Cu 4-4.5wt% observed fine precipitate θ' at the most. however, nucleation and growth θ' depending on formation Q', which influenced by composition Mg and Si. Furthermore, a high nucleation rate of β" resulted in rapid hardening alloy on the initial stage of artificial aging. In conclusion, all three of the precipitate played a crucial role in the improved mechanical properties of aluminium alloy by the process of age hardening.

Keywords: ***Alloy element, Presipitate, Age hardening***

(*This page is intentionally left blank*)

KATA PENGANTAR

Puji syukur ke hadirat Allah SWT karena atas rahmat dan karuniaNya penulis dapat menyelesaikan laporan Tugas Akhir. Laporan Tugas Akhir ditunjukkan untuk memenuhi mata kuliah wajib Departemen Teknik Material dan Metalurgi Fakultas Teknologi Industri dan Rekayasa Sistem Institut Teknologi Sepuluh Nopember. Laporan Tugas Akhir ini memiliki judul "**REVIEW PENGARUH ELEMEN PADUAN TERHADAP PERTUMBUHAN PRESIPITAT PADA PADUAN Al-Si-Mg-Cu SELAMA PROSES AGE HARDENING".**

Penulis menyadari bahwa tanpa bantuan dan dukungan dari berbagai pihak, Laporan Tugas Akhir ini tidak dapat diselesaikan dengan baik. Oleh karena itu, penulis ingin mengucapkan terima kasih kepada pihak-pihak yang telah memberikan dukungan, bimbingan, dan bantuan kepada penulis hingga Laporan Tugas Akhir ini dapat diselesaikan, diantaranya:

1. Allah SWT yang telah memberikan rahmat dan karunia-Nya selama melakukan penelitian serta serta selalu memberikan kesehatan, keselamatan, dan kelancaran dalam melakukan penelitan.
2. Orang tua, bapak Dahrun Nuhung dan ibunda Hilalia yang tidak berhentinya memberikan motivasi dan support selama proses pembuatan laporan ini, serta selalu mendoakan yang terbaik untuk terselesaikannya laporan Tugas Akhir ini.
3. Bapak Sigit Tri Wicaksono S.Si., M.Si., Ph.d. selaku kepala Departemen Teknik Material dan Metalurgi FTIRS-ITS.
4. Bapak Ir.Rochman Rochiem, M.Sc. selaku dosen pembimbing 1 Tugas Akhir yang telah membimbing dan memberikan banyak ilmu kepada penulis dalam proses pembuaatan Laporan Tugas Akhir.
5. Ibu Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc. selaku dosen pembimbing 2 Tugas Akhir yang telah membimbing dan

memberikan banyak ilmu kepada penulis dalam proses pembuatan Laporan Tugas Akhir.

6. Dr. Eng. Hosta Ardhyananta S.T., M.Sc. selaku koordinator Tugas Akhir Departemen Teknik Material dan Metalurgi FTIRS-ITS.
7. Bapak Haniffudin Nurdiansah, S.T., M.T selaku koordinator sidang Tugas Akhir Departemen Teknik Material dan Metalurgi FTIRS-ITS.
8. Pak Anto, Pak Tari, Pak Chanan serta seluruh karyawan DTM yang mempermudah pengerjaan tugas akhir dengan memberi nasihat serta pengetahuan teknis.

Surabaya, 11 Agustus 2020
Penulis

Na'il Akbar Nuhung

DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL ..... **i**
LEMBAR PENGESAHAN ..... **v**
Abstrak ..... **vii**
Abstract ..... **ix**
KATA PENGANTAR ..... **xi**
DAFTAR ISI ..... **xiii**
DAFTAR GAMBAR ..... **xv**
DAFTAR TABEL ..... **xix**
BAB I PENDAHULUAN
1.1 Latar Belakang 1
1.2 Rumusan Masalah 2
1.3 Batasan Masalah 2
1.4 Tujuan Paper Review 3
1.5 Manfaat Paper Review 3
BAB II TINJAUAN PUSTAKA
2.1 Paduan Al-Si-Mg-Cu 5
2.2 Efek Elemen Paduan 8
2.2.1 Silicon 9
2.2.2 Magnesium 10
2.2.3 Tembaga 12
2.3 Diagram Fasa 13
2.3.1 Sistem Al-Si 14
2.3.2 Sistem Al-Mg 16
2.3.3 Sistem Al-Cu 17
2.3.4 Sistem Al-Si-Mg 17
2.4.5 Sistem Al-Si-Mg-Cu 19
2.4 Age Hardening 20
2.4.1 Solution Treatment 22
2.4.2 Artificial Aging 23
2.5 Fasa Intermetalik pada Paduan Al-Si-Mg-Cu 24
2.5.1 Fasa Intermetallik β 25
2.5.2 Fasa Intermetallik Q 27
2.5.3 Fasa Intermetallik θ 28

BAB III METODOLOGI PAPER REVIEW
3.1 Diagram Alir 31
3.2 Bahan Paper Review 32
3.2.1 Aluminium 32
3.2.2 Copper 32
3.2.3 Magnesium 32
3.2.4 Silicon 32
3.3 Data Pengujian Paper Review 33
3.3.1 Transmission Electron Microscope (TEM) 34
3.3.2 Uji Tarik 35
3.3.3 Uji Kekerasan 35
3.3.4 Differential Scanning Calorimety(DSC) 36
3.4 Ruang Lingkup Pembahasan 36
3.5 Variabel Pembahasan Jurnal 37
BAB IV HASIL DAN PEMBAHASAN
4.1 Efek Cu terhadap Presipitat 39
4.1.1 Presipitat β"-Mg_2Si 40
4.1.2 Presipitat Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ 48
4.1.3 Presipitat θ′Al_2Cu 56
4.2 Efek Mg terhadap Presipitat 62
4.2.1 Presipitat β"-Mg_2Si 63
4.2.2 Presipitat Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ 67
4.2.3 Presipitat θ′-Al_2Cu 72
4.3 Efek Si terhadap Presipitat 77
4.3.1 Presipitat β"-Mg_2Si 78
4.3.2 Presipitat Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ 83
4.3.3 Presipitat θ′-Al_2Cu 86
BAB V KESIMPULAN DAN SARAN
5.1 Kesimpulan 91
5.2 Saran 92
DAFTAR PUSTAKA 93
UCAPAN TERIMA KASIH 99
BIODATA PENULIS 101

DAFTAR GAMBAR

Gambar 2.1 Skema diagram fasa binary Al-β eutektik tipe : (a) wilayah paduan tempa dan pengecoran (b) tipe paduan 14
Gambar 2.2 Diagram Fasa Al-Si.....15
Gambar 2.3 Diagram Fasa Al-Mg 16
Gambar 2.4 Diagram Fasa Al-Cu. 17
Gambar 2.5 Diagram fasa Al-Si-Mg 18
Gambar 2.6 Diagram Fasa Al-Si-Mg-Cu.....20
Gambar 2.7 Kelarutan Mg_2Si pada aluminium 21
Gambar 2.8 Diagram *Prepitation Hardening* 22
Gambar 2.9 Diagram fasa equilibrium paduan Al-Si-Mg-Cu pada temperatur ruang 25
Gambar 2.10 Proses presipitasi presipitat Mg2Si pada paduan Al-Si-Mg 26
Gambar 2.11 Presipitat β" pada kondisi peak aging.....26
Gambar 2.12 Presipitat Q' pada kondisi peak aging 28
Gambar 2.13 Presipitat θ' pada kondisi peak aging.....29
Gambar 3.1 Diagram alir review jurnal 31
Gambar 3.2 Ukuran sampel uji tarik (mm) 35
Gambar 4.1 Morfologi presipitat paduan Al-Si-Mg setelah perlakuan panas artificial aging dengan perbedaan kadar Cu (a0 0.0 Cu (b) 1.0 Cu (c) 3.0 Cu.....41
Gambar 4.2 Kekerasan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Mg-Cusetelah proses *artificial aging*.....41
Gambar 4.3 Kekerasan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Mg-Cu setelah proses *artificial aging* 42
Gambar 4.4 Struktur mikro setelah *artificial aging* 165℃ selama 10 menit (a) 0.5 wt% Cu (b) 1 wt% Cu (c) 2.5 wt% Cu (d) 4.5wt% Cu.....44
Gambar 4.5 Presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu selama proses *artificial aging* (a-b) 0.5%wtCu (c-d) 1%wtCu (a,c) HRTEM (b,d) FFT.....45

Gambar 4.6 Kurva kadar Cu pada (a) kekerasan pada kondisi peak aging (b) densitas presipitat.....47
Gambar 4.7 Struktur mikro paduan Al-Si-Mg-Cu (a-c) 0% Cu (d-g) 0.4% Cu (h-k) 0.85% Cu (l-n) 1.25% Cu 48
Gambar 4.8 Presipitat pada kondisi peak aging untuk kadar Cu 1% (a) B”-Mg_2Si (b) Q’-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ (c) pre-B”-Mg_2Si.....49
Gambar 4.9 Kurva DSC paduan Al-Si-Mg-Cu 50
Gambar 4.10 Presipitat Q” pada kondisi peak aged untuk kadar Cu 1% (a) fasa berbentuk dot (b) corresponden SADP and (c) EDS 51
Gambar 4.11 Presipitat Q’ pada paduan Al-Si-Mg-Cu (a) kadar Cu 2.5% (b) kadar Cu 2%.....52
Gambar 4.12 Presipitat Q’ pada paduan dengan kadar Cu 2.5% (a)HRTEM (b) corresponding FFT (c) schematic pattern 52
Gambar 4.13 Presipitat θ' berbentuk lamellar pada paduan Cu dengan kadar (a) 2.5% (b) 4.5% (Qiao Xiao dkk,. 2016) (c) 2.5% (d) 4.5% 53
Gambar 4.1 Kurva kekerasan vs waktu aging pada 165℃ paduan Al-Si-Mg-Cu 54
Gambar 4.15 Kurva stress-strain paduan Al-Si-Mg-Cu 55
Gambar 4.16 Kurva kekerasan vs waktu aging pada 160℃ paduan Al-Si-Mg-Cu 55
Gambar 4.17 Presipitat θ' paduan Al-Si-Mg-Cu pada kadar Cu 2.5%.....57
Gambar 4.18 Presipitat θ' berbentuk lamellar pada paduan Cu dengan kadar (a) 2.5% (b) 4.5% (c) 2.5% (d) 4.5% (e) 4% 57
Gambar 4.19 Kurva kekerasan dengan perbedaan kadar Cu 59
Gambar 4.20 Kurva tegangan-regangan dengan perbedaan kadar Cu.....60

Gambar 4.21 *Artificial aging* pada temperatur 150℃ pada paduan Al-1.1Cu-xMg.....63
Gambar 4.22 Densitas presipitat β" dan Q' selama proses *artificial aging* pada temperatur 180 ℃ 64
Gambar 4.23 Struktur mikro paduan Al-Si-Mg-Cu dengan perbedaan rasio Cu:Mg a) 0.75 (b) 0.37 (c) 2.6.....65
Gambar 4.24 Struktur mikro paduan Al-Si-Mg-Cu dengan perbedaan rasio Cu/Mg (a-b) 14.4 (c-d) 4.6 (e-f) 3 (g-h)1.11 (i-j) 0.4.....67
Gambar 4.25 Struktur mikro paduan Al-Si-Cu-Mg dengan perbedaan rasio Cu:Mg (a-b) 13.6 (c-d) 0.32 4.1.....69
Gambar 4.26 Struktur mikro paduan Al-Si-Cu dengan perbedaan kadar Mg setelah perlakuan panas T6 (a-b) 0.1 wt% Mg (c-d) 0.3 wt% Mg.....70
Gambar 4.27 Jumlah fasa Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ pada temperatur 300℃ sebagai fungsi kadar Cu dan Mg.....71
Gambar 4.28 Sifat mekanik paduan Al-Si-Cu dengan perbedaan kadar Mg (a) Kekerasan (b) Kekuatan.....72
Gambar 4.29 Struktur mikro paduan Al-8Si-3Cu (a) TEM (b) pola difraksi 74
Gambar 4.30 Kurva DSC paduan Al-Cu dan Al-Si-Cu 74
Gambar 4.31 Struktur mikro TEM paduan Al-Si-Cu (a) tanpa kadar Mg (b) 0.32 wt% Mg 75
Gambar 4.32 Kurva DSC pada paduan Al-Si-Mg-Cu.....76
Gambar 4.33 Struktur mikro dengan variasi Mg/Si setelah proses *age hardening* dengan variasi rasio Mg:Si kadar berlebih (a)0.5%Si (b)0.1%Si (c)0.15%Si (d)0.05%Si (e)0.15%Mg (g)0.25%Mg.....80

Gambar 4.34 Kurva DSC pada paduan dengan rasio Mg:Si 1.18,2.17 dan 2.46 81
Gambar 4.35 Model evolusi presipitasi dari SSSS sampai GPzone pada tahap awal proses presipitasi pada paduan Al-0.73Si-0.65Mg-0.13Cu.....83
Gambar 4.36 SADP TEM pada kondisi peak aging pada paduan Al-Cu-Mg dengan perbedaan rasio Cu/Mg (a) 3.18 (b)2.48 84
Gambar 4.37 Kurva kekerasan vs waktu aging pada paduan Al-2.5Cu-1.5Mg-(Si) pada temperatur 200 ℃.....85
Gambar 4.38 Rasio Mg:Si terhadap pertumbuhan presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu 86
Gambar 4.39 Kurva *age hardening* paduan Al-Mg-Cu dan Al-Si-Mg-Cu 87
Gambar 4.40 Struktur mikro paduan pada 30 menit pertama proses *artificial aging* (a)AlCuMgSi (b) AlCuMg 88
Gambar 4.41 HAADF-STEM pertumbuhan presipitat θ' pada presipitat Q” selamaa proses *artificial aging* pada temperatur 180 ℃ (a) 0.5 jam (b)1.5 jam (c) 5 jam dan (d) 12 jam.....89
Gambar 4.42 Ilusrasi pertumbuhan presipitat θ' pada paduan (a) Al-Cu-Mg (b) Al-Cu-Mg-Si 89

DAFTAR TABEL

Tabel 2.1 Penamaan Seri Alumnium Coran 6
Tabel 2.2 Karakteristik dan sifat mekanik silicon.....9
Tabel 2.3 Karakteristik dan sifat mekanik magnesium 11
Tabel 2.4 Karakteristik Tembaga 13
Tabel 2.5 Reaksi fasa pada sistem ternary Al-Si-Mg.....18
Tabel 2.6 Kelarutan maksimal magnesium dan silicon dalam larutan padat aluminium 19
Tabel 3.1 Data pengujian karakterisasi presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu 34
Tabel 3.2 Variabel review jurnal 38
Tabel 4.1 Perbandingan komposisi paduan Al-Si-Mg dengan penambahan kadar Cu terhadap jenis presipitat yang terbentuk pada kondisi peak aging 61
Tabel 4.2 Respon paduan terhadap *age hardening* dan peak aging.....73
Tabel 4.3 Perbandingan rasio Cu:Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap jenis presipitat yang terbentuk pada kondisi peak aging.....77
Tabel 4.4 Parameter kecepatan nukleasi presipitat β'' dengan variasi rasio Mg:Si.....81
Tabel 4.5 Binding energy antara atom terlarut dan vacancies pada matriks Al 82
Tabel 4.6 Perbandingan paduan Al-Cu-Mg dengan penambahan Si pada terhadap jenis presipitat yang terbentuk pada kondisi peak aging 90

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

BAB I
PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang

Paduan Al-Si-Mg-Cu merupakan salah satu paduan yang dapat ditingkatkan kekuatan dan kekerasannya dengan cara diberi perlakuan panas, yang disebut *age hardening*. Meningkatnya sifat mekanik paduan aluminium dengan proses *age hardening* dapat terjadi karena adanya medan regangan pada struktur mikro yang disebabkan oleh ikatan koheren dari tumbuhnya presipitat (Mohamed, 2012). Efektifitas *age hardening* sangat bergantung pada jenis, jumlah, ukuran dan persebaran dari presipitat dengan ukuran nano (S.Esmaeli, X.Wang dan W.J.Poole, 2003). Kemudian jenis, jumlah, ukuran dari presipitat yang terbentuk sangat bergantung pada komposisi paduan dan perlakuan panas yang diberikan (Resch dkk, 2019). Pada paduan Al-Si-Mg-Cu terdapat 3 presipitat yang berdampak positif pada meningkatnya sifat mekanik paduan yaitu β"-Mg_2Si, θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ (Sjolander dan Seifeddine, 2010).

Miao dan Laughlin (2000) melakukan penelitian terkait penambahan kadar Cu sebanyak 0.91 wt% pada paduan tipe 6022 (Al-Si-Mg). Hal tersebut dapat merubah urutan pertumbuhan presipitat. Urutan pertumbuhan presipitat pada paduan ini adalah (SSSS) → G.P. zones → needlelike β″ → lath shaped Q' → Q + Si (stable) yang mana tumbuh presipitat yang berbeda selama proses *artificial aging* dibandingkan paduan Al-Si-Mg. Penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg juga dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan paduan seiring dengan terbentuknya fasa Q' atau prekursornya disertai dengan meningkatnya jumlah presipitat θ'-Al_2Cu (Li, Brusethaug dan Olsen, 2006).

Unsur Cu bukan satu-satunya paduan yang mempunyai pengaruh terhadap pertumbuhan presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu. Terlarutnya fasa intermetalik juga dipengaruhi oleh rasio Cu:Mg

dan kadar Mg, untuk rasio Cu:Mg rendah beberapa fasa intermetalik masih tetap terlihat dan belum larut pada matriks Al. Selain itu rasio Cu:Mg dan kadar silicon dapat mempengaruhi pertumbuhan presipitat yang memiliki pengaruh terhadap meningkatnya sifat mekanik paduan (Zheng dkk, 2015). Selain itu pada penelitian yang dilakukan oleh Xu dkk (2016) ditemukan ektifitas proses presipitasi pada tahap nukleasi juga dipengaruhi oleh rasio Mg:Si. Karena itu untuk mengetahui pertumbuhan presipitat yang mana mempunyai peranan penting dalam proses *age hardening* demi meningkatkan sifat mekanik paduan aluminium, perlu dilakukan review pengaruh elemen paduan pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, , θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$.

1.2 Rumusan Masalah

Adapun Rumusan masalah dari penelitian ini sebagai berikut:

1. Bagaimana pengaruh kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, , θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$?
2. Bagaimana pengaruh kadar Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, , θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$?
3. Bagaimana pengaruh kadar Si pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, , θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$?

1.3 Batasan Masalah

Adapun batasan masalah dari penelitian ini sebagai berikut:

1. Elemen paduan pada jurnal dianggap hanya mempengaruhi pertumbuhan presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu.
2. Elemen paduan pada jurnal yang mempengaruhi presipitat dianggap hanya paduan Cu, Mg dan Si.

1.4 Tujuan Paper Review

Adapun tujuan dari penelitian ini sebagai berikut:

1. Mereview pengaruh pengaruh kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_{1.}$
2. Mereview pengaruh kadar Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, , θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$.
3. Meriveiw pengaruh kadar Si pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat β"-Mg_2Si, θ'-Al_2Cu dan Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$.

1.5 Manfaat Paper Review

Paper review ini mengambil dan membahas sejumlah data yang dapat digunakan oleh praktisi atau industri untuk meningkatkan kualitas produk dengan material Al-Si-Mg-Cu serta pengembangan ilmu pengetahuan, terutama mengetahui efek elemen paduan pada pertumbuhan presipitat dan pengaruhnya terhadap sifat mekanik paduan Al-Si-Mg-Cu.

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

BAB II
TINJAUAN PUSTAKA

2.1 Paduan Al-Si-Mg-Cu

Spesifikasi aluminium menjadikan aluminium sebagai salah satu logam yang paling banyak digunakan. Massa jenis yang rendah,tahan terhadap korosi, dan konduktivitas listrik yang tinggi cocok untuk dijadikan material elektrifikasi, otomotif dan industri dirgantara. Dalam Industri otomotif diperlukan berbagai komponen dengan bentuk yang rumit dan memiliki sifat mekanik yang baik. Pengecoran aluminium diproduksi dengan berbagai paduan menunjukan betapa banyaknya karakteristik yang dapat dicapai dan didapatkan oleh paduan. Selain itu hal lain yang membuat kebanyakan komponen dengan material aluminium dibuat dengan cara di cor, dikarenakan aluminium memiliki fluiditas yang baik untuk benda coran yang memerlukan detail permukaan yang halus (L.Rooy, 2004). Paduan aluminium untuk pengecoran dapat dikelompokan berdasarkan komposisi kimia maupun aplikasi dari paduan tersebut. Aluminium Association designation system mencoba mengelompokkan tipe aluminium sebagai mana disebutkan pada Tabel 2.1.

Tabel 2.1 Penamaan Seri Alumnium hasil coran (ASM Metal Handbook Volume 2, 1992)

Seri	Deskripsi
1xx.x	*Controlled unalloyed compositions*
2xx.x	*Aluminum alloys containing copper as the major alloying element*
3xx.x	*Aluminum-silicon alloys also containing magnesium and/or copper*
4xx.x	*Binary aluminum-silicon alloys*
5xx.x	*Aluminum alloys containing magnesium as the major alloying element*
6xx.x	*Currently unused*
7xx.x	*Aluminum alloys containing zinc as the major alloying of either copper, magnesium, chromium, manganese, or combinations of these element, usually also containing additions*
8xx.x	*Aluminum alloys containing tin as the major alloying element*
9xx.x	*Currently unused*

Banyaknya paduan pada pengecoran aluminium membuat aluminium mempuyai beberapa seri paduan yang dapat dikelompokan menjadi tiga yaitu (*ease of casting, strength, and quality of finish). Ease of casting* merupakan aluminium seri 3xx.x yang mana memiliki *castability* yang sangat baik. Banyaknya kandungan silicon pada paduan ini membuat seri 3xx.x memiliki *fluidity* dan kemampuan mengisi cetakan yang baik, hal tersebut membuat seri ini paling banyak digunakan untuk benda cor yang kompleks. *Strength* merupakan paduan aluminium yang memiliki kekuatan tinggi, tipe 2xx.x merupakan seri paduan yang memiliki kekuatan yang sangat tinggi namun *castability* sangat rendah. Karena itu tipe ini hanya digunakan pada aplikasi tertentu seperti industri dirgantara. *Quality of finish* merupakan kelompok paduan aluminium yang digunakan saat membutuhkan proses *finishing* yang bagus, seri *5xx.x* dan *7xx.x* memiliki sifat yang dibutuhkan untuk aplikasi yang

membutuhkan kualitas *finishing* yang baik seperti bearing (Kaufman, 2000).

Aluminium paduan merupakan tipe paduan yang memiliki Hall-Perch koefisien yang rendah, sehingga kekuatannya tidak bisa ditingkatkan secara signifikan dengan cara grain refinement. Selain itu, tidak ditemukannya transisi fasa allotropic aluminium pada temperatur kamar, mengakibatkan tidak banyaknya proses pengerasan paduan aluminium dibandingkn dengan steel. Namun, aluminium menunjukan kecenderugan yang rendah untuk dapat mencapai kesetimbangan thermal dengan logam lainnya. Hal tersebut menyebabkan terbentuknya fasa intermetallic dengan logam paduan dengan kadar yang rendah. Dengan terbentuknya fasa metastabil yang mengakibatkan terjadinya memiliki tegangan antarmuka dengan struktur kristal mariks Al menyebabkan terjadinya peningkatan kekuatan aluminium melalui proses *age hardening*. Paduan Al-Si-Mg-Cu(6xxx) mempunyai kekuatan yang rendah, namun memiliki sifat lain yang menguntungkan seperti mudah dibentuk, mudah dilas dan memiliki ketahanan korosi yang baik membuat paduan ini menjadi yang paling sering digunakan dibanding paduan Al-Cu-Mg(2xxx) dan Al-Zn-Mg-Cu(7xxx) yang mana juga merupakan bagian dari paduan aluminium yang mampu di tingkatkan sifat mekaniknya. Paduan Al-Si-Mg-Cu menunjukan cluster atom terbentuk dengan waktu yang singkat dari kondisi *supersaturated solid solution* (SSS) pada tahap awal proses aging (Dumitraschkewitz dkk, 2018).

Paduan Al-Si-Mg-Cu merupakan bagian dari beberapa seri aluminium seperti paduan hasil tempa 2xxx (dengan silikon semagai *impuritiy* atau elemen paduan) dan 6xxx, dan juga paduan hasil pengecoran 3xxx. Paduan Al-Si-Mg-Cu memiliki beberapa tipe pada sistem seri aluminium dan juga mengandung kadar elemen copper, magnesium dan silicon yang berbeda. Sifat mekanik dari paduan Al-Si-Mg-Cu ditingkatkan setelah proses perlakuan panas yang melibatkan *solution treatment*, *quenching* (atau pendinginan dengan udara dari temperatur hot deformation) dan proses aging untuk memaksimalkan sifat mekanik paduan.

Sifat mekanik yang diperoleh akan bergantung pada struktur yang terbentuk setelah proses perlakuan panas. Struktur yang terbentuk dapat di deskripsikan dengan komposisi fasa, morfologi, persebaran dan ukuran precipitat yang terdekomposisi dari kondisi supersaturated solid solution (Eskin, 2003).

2.2 Efek Elemen Paduan

Asosiasi aluminium menentukan batas komposisi untuk paduan aluminium dalam bentuk paduan dan membuat daftar untuk setiap paduan dalam bentuk ingot. Tentunya tidak semua paduan merupakan paduan utama walaupun memiliki pengaruh terhadap sifat mekanik dan struktur mikro seperti elemen Sr, yang mana sangat penting untuk mengontrol struktur mikro dan sifat mekanik. Namun dalam daftar yang dibuat oleh asosiasi aluminium paduan Sr hanya dimasukan dalam kategori “lain-lain”.

Untuk tujuan memahami efek dan pentingnya suatu paduan maka untuk sebagian besar elemen dapat dikategorikan sebagai *major element, minor element,* unsur pengubah dan pengotor struktuktur mikro sebagai berikut :

1. Major element,merupakan paduan dengan kadar yang paling tinggi. Unsur-unsur yang dikategorikan sebagai paduan utama adalah *silicon*(Si), tembaga(Cu), dan magnesium(Mg).
2. Minor element, merupakan elemen-elemen yang tidak digunakan dalam kadar yang tinggi seperti nikel (Ni), tin(Sn) dan lain-lain.
3. Unsur pengubah struktur mikro, unsur-unsur yang digunakan untuk mengubah struktur mikro seperti titanium(Ti), boron(B), strontium (Sr), fosfor(P), berrylium(Be), Mangan(Mn), Chromium(Cr).
4. Unsur pengotor, usur-unsur pengotor ditekan sedimikan rupa supaya tidak memiliki kadar yang tinggi pada paduan aluminium karena memberikan efek negatif untuk struktur mikro dan sifat mekanik. Unsur-unsur

tersebut termasuk besi (Fe), chromiun(Cr), dan zinc(Zn) (Mathai, 2015).

2.2.1 Silicon

Silicon merupakan salah satu unsur semi logam. Silicon memiliki sifat mekanik yaitu merupakan logam semikonduktor, ringan, dan kuat namun rapuh. Berikut merupakan karakteristik dan sifat mekanik logam silicon yang dapat dilihat pada Tabel 2.2 (P.Groover, 2010).

Tabel 2.2 Karakteristik dan sifat mekanik silicon (P.Groover, 2010)

Sifat Mekanik	*Value*
Kekerasan (HV)	1000-1200
Kekuatan Luluh (MPa)	45
Kekuatan Tarik (UTS) (MPa)	113
Modulus Elastisitas (MPa)	$115x\ 10^3$

Paduan aluminium dengan paduan utama silicon membuat material terpenting dari sebagian besar komponen paduan aluminium yang diproduksi. Paduan ini diaplikasikan pada banyak komponen di bidang industri otomotif dan dirgantara yang mana memerlukan kombinasi yang baik antara *castability* dan sifat mekanik, ketahanan terhadap korosi dan tahan lama untuk pemakaian. Dengan penambahan unsur seperti tembaga dan magnesium dapat mengingkatkan sifat mekanik dan membuat paduan tersebut memiliki efektifitas yang lebih tinggi saat diberi perlakuan panas (Zamani, 2015).

Efek dari silicon dalam paduan aluminium adalah meningkatkan karakteristik pengecoran. Penambahan silicon ke aluminium murni dapat meningkatkan fluiditas dan ketahanan *hottear*. Paduan Al-Si pada umumnya menjangkau rentang *hypoeutectic* dan *hypereutectic* hingga sekitar 25% Si. Secara umum, rentang optimal kandungan silicon dapat berhubungan dengan proses pengecoran . Untuk proses laju pendinginan yang

lambat (seperti plester, *investment*, dan pasir), kisarannya adalah 5 hingga 7%, untuk cetakan permanen 7 hingga 9%, dan untuk *die casting* 8 hingga 12%. Basis untuk rekomendasi ini adalah hubungan antara laju pendinginan, fluiditas dan efek dari persentase eutektik. Penambahan silicon juga disertai dengan penurunan massa jenis dan koefisien ekspansi termal) (ASM Metal Handbook Volume 15, 1992).

Efek silicon terhadap sifat mekanik paduan Al-Si telah banyak dipelajari. Sifat mekanik dari paduan Al-Si bergantung pada ukuran,bentuk dan persebaran silicon primer dan eutectic silicon. Semakin tinggi kadar silicon maka semakin tinggi pula kekerasan dari paduan aluminium (Jaber, 2010). Hal tersebut dikarenakan terbentuknya eutektik silicon yang lebih keras dibandingkan dengan matriks Al. Jadi dengan bertambahnya fraksi volume eutektik silicon maka meningkat pula kekuatan dan kekerasan dari paduan aluminium tersebut. Sedangkan untuk kekuatannya ketika ditambahkannya kadar silicon akan menurun ketika sudah melewati titik eutektik dikarenakan mulai terbentuknya Si primer. Si primer yang bersifat getas mengakibatkan menurunnya kekuatan dan keuletan dari paduan Al-Si (Mathai, 2015).

2.2.2 Magnesium

Magnesium (Mg) merupakan unsur logam yang teringan, spesifikasi material lain dari magnesium dapat dilihat pada Tabel 2.3. Dalam bentuk murni, magnesium termasuk logam yang lunak dan kekuatannya kurang mumpuni untuk diplikasikan pada sebagian besar industri. Namun magnesium dapat dipadukan dan diberi perlakuan panas sehingga memiliki kekuatan yang dapat dibandingkan dengan paduan aluminium. Dengan paduan dan perlakuan yang tepat magnesium akan memiliki rasio perbandingan kekuatan dan berat yang dapat diaplikasikan pada komponen pesawat terbang dan peluru kendali (P.Groover 2010).

Tabel 2.3 Karakteristik dan sifat mekanik magnesium (P.Groover, 2010)

Properties	*Value*
Massa Jenis (g/cm^3)	1.74
Kekerasan (HB)	20
Kekuatan Luluh (MPa)	45
Kekuatan Tarik (UTS) (MPa)	150
Modulus Elastisitas (MPa)	48 X 10^3

Sebagai paduan, magnesium adalah unsur yang dapat meningkatkan efektifitsd paduan Al-Si saat diberi perlakuan panas. Umumnya paduan Mg digunakan dalam paduan Al-Si yang lebih kompleks yang mengandung tembaga, nikel, dan elemen lainnya untuk tujuan yang sama. Fasa intermetalik Mg_2Si menampilkan batas kelarutan sekitar 0,7% Mg, di luar itu tidak ada penguatan lebih lanjut atau terjadi pelunakan matriks. Paduan Al-Mg banyak digunakan dalam aplikasi yang membutuhkan permukaan dan ketahanan korosi yang baik, serta kombinasi antara kekuatan dan keuletan. Karakteristik aging yang tidak stabil saat temperatur kamar pada konsentrasi magnesium yang tinggi membuat perlu diberikannya perlakuan panas (ASM Metal Handbook Volume 15, 1992).

Unsur Mg merupakan paduan tambahan yang penting pada paduan Al-Si-Cu. Banyak variasi pengaplikasian penambahan kadar Mg, seperti pada pressure die casting Al-Si-Cu dengan tambahan Mg maksimal 0.1wt% pada seri A380, 0.4-0.6wt% pada seri 360.0 dan 0.2-0.4wt% pada seri 364.0. Pada *permanent mould cast* paduan Al-Si-Cu, dengan penambahan Mg hingga 0.1% pada seri A319, 0.4-0.65% pada seri 390.0 dan 0.7-1.3wt% pada seri 393.0 (Davis, 1993). Penggunangan Mg juga mempuyai rentang yang berbeda untuk beberapa negara denga tipe paduan yang sama, seperti paduan Al-9Si-3Cu, menambahkan kadar Mg

dibawah 0.1% di USA (Davis, 1993). Tetapi digunakan 0.05-0.55wt% di Jerman, dan dibawah 0.3% di Cina dan Jepang (Zhang, 2005).

Sudah banyak penelitian yang menginvestigasi efek penambahan Mg pada paduan Al-Si-Cu, Seperti penelitian yang dilakukan oleh Gauthier dan Samuel (1995) dan Sablonniere dan Samuel (1996) mendapati optimasi perlakuan panas berhubungan dengan kadar Mg yang mana perlu mengatur temperatur solution treatment dengan rentang yang sangat sempit untuk kadar Mg< 0.06 wt%. Penelitian lain juga dilakukan oleh Hwang dkk (2009) dengan membandingkan paduan Al-Si-Cu dengan dan tanpa penambahan kadar Mg 0.45wt% dan ditemukan penambahan Mg meningkatkan sifat mekanik secara signifikan pada kondisi *as cast* dan setelah proses aging. Ada juga penelitian yang dilakukan Yang dkk (2015) menemukan penambahan kadar Mg sebanyak 0.45wt% meningkatkan kekerasan secara signifikan, namun efektifitasnya berkurang pada kadar Mg diatas 0.45wt%.

2.2.3 Tembaga

Tembaga murni memiliki warna yang unik yaitu merah muda, namun yang paling membedakan tembaga dengan logam lainnya adalah sifat resitivitas listriknya yang rendah. Karena sifat tersebut maka tembaga sering kali diaplikasikan sebagai konduktor listrik, selain itu tembaga juga memiliki sifat konduktifitas panas dan ketahanan korosi yang baik sehingga menjadikan tembaga salah satu logam yang paling banyak digunakan. Namun, tembaga memiliki kekuatan dan kekerasan yang rendah apabila dibandingkan dengan beratnya, maka dari itu dalam penggunaannya tembaga sering kali dipadukan dengan unsur lain seperti Zn, Sn dan Al (P.Groover, 2010). Karakteristik tembaga ditunjukan pada Tabel 2.4 sebagai berikut,

Tabel 2.4 Karakteristik Tembaga (P.Groover, 2010)

Karakteristik	*Value*
Nomor atom	29
Melting temperatur	1083ºC (1981ºF)
Boiling temperatur	2562ºC (4643ºF)
Struktur kristal	FCC

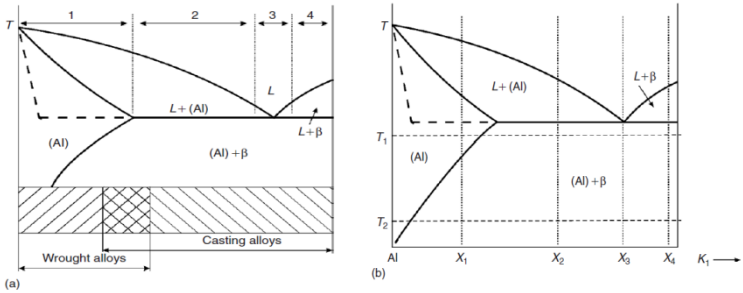
Tembaga sering digunakan sebagai paduan aluminium dengan komposisi berkisar 4 sampai 10% pada paduan *binary*. Tembaga pada dasarnya meningkatkan kekuatan dan kekerasan pengecoran paduan aluminium dan setelah diberi perlakuan panas. Paduan 4-6% tembaga memiliki respon yang paling baik terhadap perlakuan panas. Tembaga pada umumnya mengurangi korosi yang bersifat umum, pada komposisi tertentu tergantung pada materialnya dapat menghindari kerentanan terhadap korosi tegangan. Namun, paduan tembaga juga dapat mengurangi ketahanan terhadap panas dan mengurangi *castability (*ASM Metal Handbook Volume 15, 1992). Pengaruh tembaga dalam paduan aluminium khususnya untuk paduan Al-Si-Mg-Cu berpengaruh pada sifat mekanik paduan tersebut. Dengan menambahkan kadar tembaga mengakibatkan meningkatnya kekuatan dan kekerasan dikarenakan adanya *age hardening* dan berkurangnya keuletan (Zeren, 2005).

2.3 Diagram Fasa

Prinsip tentang unsur paduan dan aluminium dapat dilihat pada diagram fasa eutektik (Gambar 2.1). Sesuai dengan parameter pada etutektik biner, maka paduan aluminium dapat diklasifikasikan menurut kondisi pengecoran menjadi 4 kelompok sebagai berikut :

1. Paduan "*Solid solution type*", seperti paduan Al-Cu dan Al-Mg, paduan ini memiliki sifat adanya degrenasi ketidaksetimbangan reaksi eutektik yang akan hilang setelah diberi perlakuan T6.

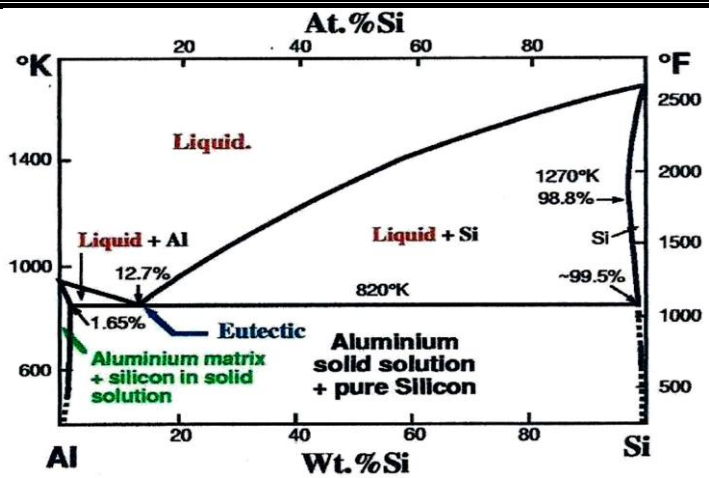
2. Paduan *hypoeutectic*, yang mana pada kondisi eutektiknya memiliki 2 fasa contohnya paduan Al-Si dengan 7%Si.
3. Paduan eutektik, dengan fasa eutektiknya merupakan komponen utama pada struktur mikro contohnya paduan Al-Si dengan 12%Si.
4. Paduan *hypereutectic*, paduan yang memiliki kristal primer karena melewati fasa eutektik contohnya paduan Al-Si *hypereutectic* (Zolotorevsky, 2007).



Gambar 2.1 Skema diagram fasa binary Al-β eutektik tipe : (a) wilayah paduan tempa dan pengecoran (b) tipe paduan (Zolotorevsky, 2007)

2.3.1 Sistem Al-Si

Paduan binary Al-Si bukan paduan yang dapat diberi perlakuan panas untuk meningkatkan sifat mekaniknya, diagram fasa binary Al-Si dapat dilihat pada Gambar 2.2. Silicon dijadikan paduan aluminium dikarenakan kemampuannya yang dapat membentuk fasa eutektik (Al)+(Si), yang dapat mempengaruhi sifat dari paduan Al-Si seperti castability. Selain fasa (Al)+(Si) eutektik total konsentrasi silicon dalam matriks Al dibagi lagi menjadi dua komponen. Pertama kadar silicon (<1.65%) dalam matriks Al (baik dalam bentuk larutan padat maupun dalam bentuk presipitat). Kedua kadar silicon dalam matriks aluminium sebesar 20% atau lebih (Sebagian besar dalam bentuk Si primer) (Zolotorevsky, 2007).

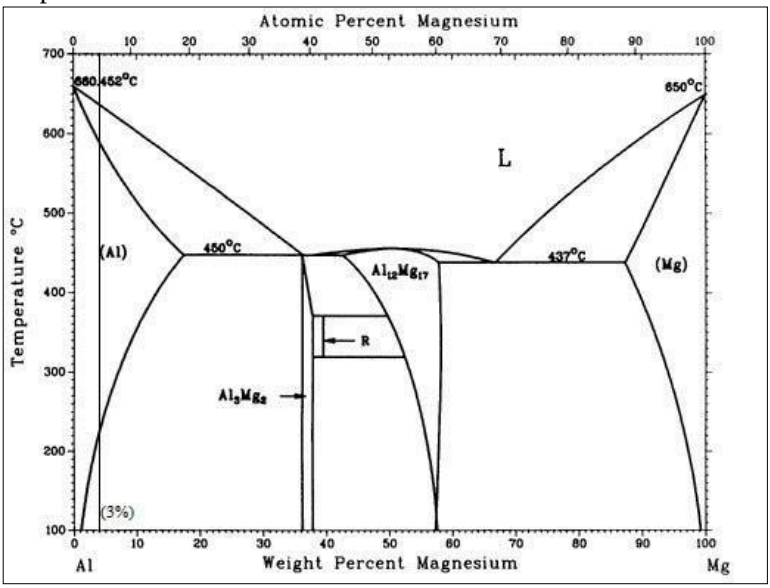


Gambar 2.2 Diagram Fasa Al-Si (Abdulwahab dkk, 2012)

Kelompok paduan Al-Si yang paling penting berada pada kadar 4-12% silicon yang mana pada *range* tersebut terlihat peningkatan kekuatan dengan meningkatnya kadar silicon. Untuk daerah *hypoeutecic* pada daerah kurang dari 12.2% dan lebih dari itu merupakan daerah *hypereutectic*. Pada kadar silicon 12% Si paduan memiliki fasa ∝-dendrit, Al-Si eutektik dan struktur mikro lainnya, silicon tumbuh secara tidak teratur pada matriks aluminium dalam paduan Al-Si eutektik. Pembentukan dan pertumbuhan butir ∝-dendrit dan Al-Si eutektik dapat terjadi dengan dua cara, pertama pada zona pendinginan dan saat kondisi melting. Pada saat pendinginan terjadi pertumbuhan butir ∝-dendrit dan Al-Si eutektik yang bergantung pada kecepatan pendinginan (Donald, 2004). Pada kadar silicon diatas 12% terbentuk Si primer yang terbentuk terlebih dahulu pada proses solidifikasi dan akan diikuti dengan pembentukan Al-Si eutektik (Bogdanoff, 2016).

2.3.2 Sistem Al-Mg

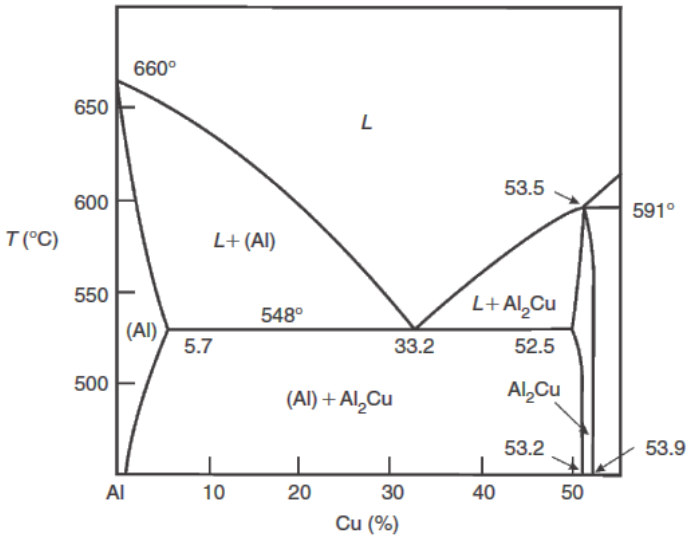
Paduan Al-Mg merupaan paduan yang memiliki *corrosion resistance* yang baik. Paduan ini memiliki reaksi non-quilibrium eutektik yang akan hilang seletah diberi perlakuan panas T6 (Zolotorevsky, 2007). Pada Gambar 2.3 terlihat pada garis persen berat Mg sebesar 3% fasa yang terbentuk pada temperatur kamar adalah fasa α Al + $AlMg_{\beta}$. Seiring dengan penambahan temperatur fasa yang terbentuk juga akan berubah, pada temperatur 220°C fasa akan berubah menjadi αAl. Jika temperatur terus dinaikan maka fasa αAl yang terbentuk akan semakin banyak. Pada akhirnya di temperatur 590°C fasa berubah menjadi Al+*liquid* dan fasa akan menjadi sepenuhnya *liquid* pada temperatur 640°C.



Gambar 2.3 Diagram Fasa Al-Mg (ASM Metal Handbook Volume 3, 1992)

2.3.3 Sistem Al-Cu

Penambahan kadar Cu dapat meningkatkan kekuatan dari paduan aluminium. Meningkatnya kekuatan dipengaruhi oleh meningkatnya kadar Cu terjadi ketika paduan aluminium diberi perlakuan panas *Solution Treatment*, *quenching*, dan *artificial aging* bergantung pada kadar kelarutannya dalam matriks Al yang dapat dilihat pada gambar 2.4 (Zolotorevsky, 2007). Cu dengan kadar rendah tidak akan mempengaruhi peningkatan sifat mekanik setelah paduan diberi perlakuan panas, hal tersebut dikarenakan kadar Cu kurang dari 0.1% tidak akan mengubah urutan perubahan presipitat pada paduan aluminium (Saito, Marioara dan Røyset, 2014).

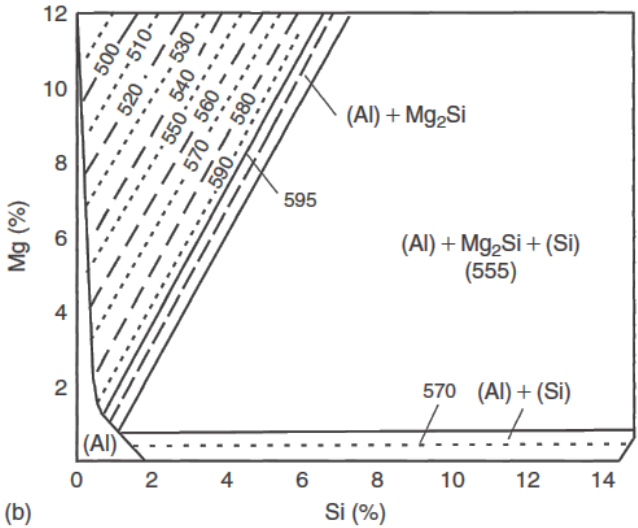


Gambar 2.4 Diagram Fasa Al-Cu (Zolotorevsky, 2007).

2.3.4 Sistem Al-Si-Mg

Aluminium dapat bereaksi secara setimbang dengan Mg_2Si, Al_8Mg_5, dan (Si), pada diagram fasa antara (Al) dan Mg_2Si menunjukan perbandingan rasio konsentrasi berat Mg banding Si

adalah 1.73 yang mana dapat dilihat pada Gambar 2.5. Sistem tersebut membagi diagram fasa menjadi dua diagram eutektik yaitu Al-Mg-Mg_2Si dan Al-Si-Mg_2Si, dimana presipitat Mg_2Si (β''-Mg_2Si dan β'-Mg_2Si) memiliki fasa yang relatif stabil untuk berbagai perlakuan panas paduan aluminium. Variasi dari reaksi fasa dapat dilihat pada tabel 2.5 (Zolotorevsky, 2007).



Gambar 2.5 Diagram fasa Al-Si-Mg (Zolotorevsky, 2007)

Tabel 2.5 Reaksi fasa pada sistem ternary Al-Si-Mg (Zolotorevsky, 2007)

Phase Reaction	T(°C)	Komposisi pada cairan	
		Mg(%)	Si(%)
L => (Al) + Mg2Si (quasi binary cross section)	595	8.15	7.75
L => (Al) + (si) + Mg2Si	555	4.96	12.95
L => (Al) + Mg2Si + Al8 Mg5	449	32.2	0.37

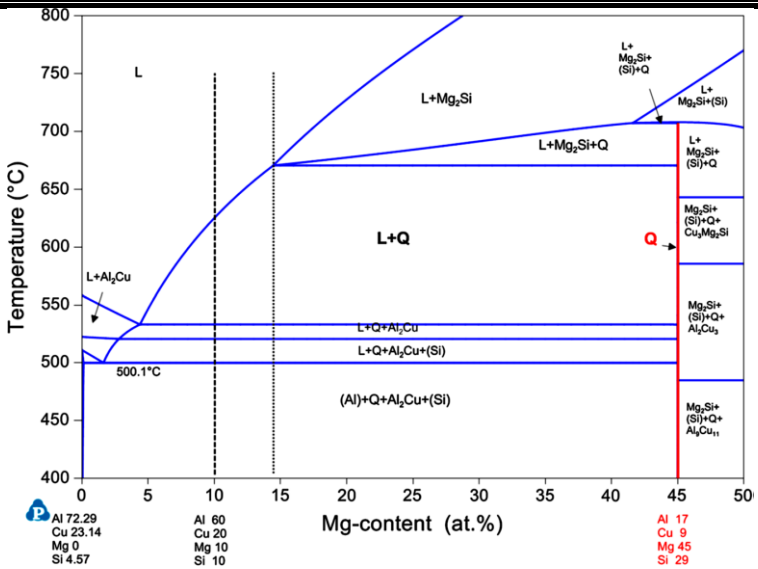
kelarutam Mg_2Si pada aluminium sedikit berkurang ketika kelebihan kadar Si pada Mg_2Si, dan berkurang drastis ketika berlebihnya jumlah Mg pada kesetimbangan rasio Mg_2Si. Kelarutan Mg dan Si di dalam aluminium dalat dilihat pada tabel 2.6 (Zolotorevsky, 2007).

Tabel 2.6 Kelarutan maksimal magnesium dan silicon dalam larutan padat aluminium (Zolotorevsky, 2007)

T (◦C)	(Al)+Mg2Si+Al8Mg5		(Al)+Mg2Si		(Al)+(Si)+Mg2Si	
	Mg(%)	Si(%)	Mg(%)	Si(%)	Mg(%)	Si(%)
595	-	-	1.17	0.69	-	-
577	-	-	1.1	0.63	-	-
552	-	-	1	0.57	0.83	1.06
527	-	-	0.83	0.47	0.6	0.8
502	-	-	0.7	0.4	0.5	0.65
452	15.3	0.1	0.48	0.27	0.3	0.45
402	11	<0.01	0.33	0.19	0.22	0.3
302	5	<0.01	0.19	0.11	0.1	0.15

2.4.5 Sistem Al-Si-Mg-Cu

paduan Al-Si-Mg-Cu memilii potensi untuk ditingkatkan kekuatannya, yang mana akan sangat bergantung dari proses perlakuan panas berupa *Solution Treatment* dan *artificial aging*. Pada paduan qurtenary Al-Si-Mg-Cu meningkatnya kekuatan secara signifikan disebabkan fasa Q dan fasa β'' (S.Esmaeli, 2003). Pada Gambar 2.6 untuk kadar Mg dibawah 4.8% terlihat pada temperatur disekitar 550℃ paduan sudah mulai membentuk fasa solid dengan fasa Q larut sepenuhnya pada matriks Al berbentuk liquid dan terdapat fasa Al_2Cu yang kemudian temperatur terus diturunkan hingga solid pada temperatur dibawah 500℃ yang terdapat fasa (Al), Q, Al_2Cu dan (Si) primer jika melewati kadar Si eutektik pada diagram fasa binary Al-Si.



Gambar 2.6 Diagram Fasa Al-Si-Mg-Cu (Loffler, 2015)

Paduan yang ditempatkan dalam gradien temperatur yang curam akan benar-benar meleleh di bagian dimana temperaturnya berada di atas temperatur liquidus (TL), dan tetap sepenuhnya padat dibawah temperatur solidus (TS). Di bagian sampel yang temperaturnya di atas TS, tetapi di bawah TL, akan terbentuk *mushy zone*. Pada *mushy zone*, beberapa proses terjadi secara bersamaan yang akhirnya mengarah untuk resolidifikasi. Dalam paduan multifasa, beberapa zona akan terbentuk selama resolidifikasi, bagian pertama di bawah TL terdiri dari fasa murni, di bagian selanjutnya menuju suhu yang lebih rendah, fasa akan terbentuk tergantung dari fasa *local equilibrium* (Loffler, 2015).

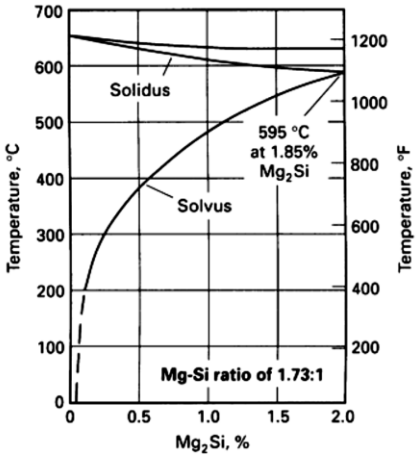
2.4 Age Hardening

Pelakuan panas pada paduan aluminium dibatasi penggunaannya menjadi lebih spesifik, yaitu untuk meningkatkan kekuatan dan kekerasan melalui proses *age hardening*. Age

hardening merupakan perlakuan panas yang dapat meningkatkan sifat mekanik paduan yang melibatkan keluarnya presipitat halus selama proses aging (naturan dan artificial aging) dari kondisi Supersaturated Solid Solution (ASM Metal Handbook volume 4, 1992).

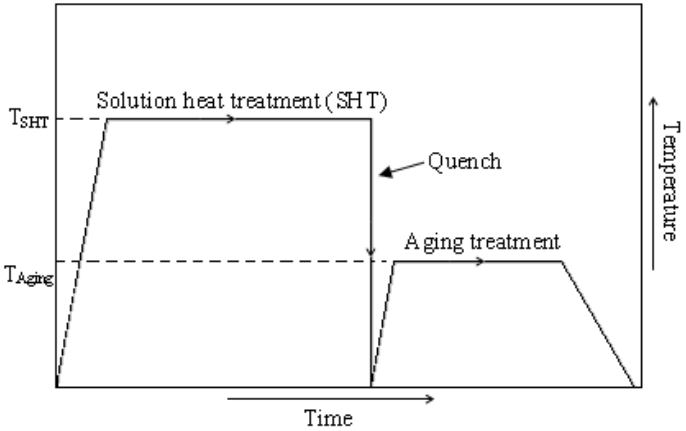
Suatu ciri dari age hardening adalah diawali dengan membentuk larutan padat homogen pada range temperatur tertentu, yang mana pada range temperatur tersebut kelarutan akan semakin meningkat dengan meningkatnya temperatur, sebagai contoh dapat dilihat pada Gambar 2.7 (ASM Metal Handbook volume 4, 1992). Proses age hardening akan membentuk kembali presipitat yang larut pada saat proses solution treatment (A.R.Farkoosh dan M.Pekguleryuz 2015). Sistem paduan aluminium yang melalui proses presipitasi antara lain :

1. Al-tembaga dengan penguatan dari Al_2Cu.
2. Al–tembaga–magnesium (presipitasi magnesium)
3. Al-silicon-magnesium dengan penguat dari Mg_2Si.



Gambar 2.7 Kelarutan Mg_2Si pada aluminium (ASM Metal Handbook volume 4, 1992)

Gambar 2.8 menunjukan rancangan perlakuan panas yang biasa digunakan untuk meningkatkan sifat mekanik paduan aluminium. Pertama paduan akan diberikan solution treatment dengan temperatur dibawah titik eutektik dengan waktu yang cukup untuk membuat paduan menjadi homogen. Kemudian akan di *quenching* hingga temperatur ruang. Terakhir akan dipanaskan pada temperatur yang tidak terlalu tinggi sehingga terjadi presipitasi (Mohamed, 2012).



Gambar 2.8 Diagram *Prepitation Hardening* (Mohamed, 2012)

2.4.1 Solution Treatment

Solution Heat treatment kebanyakan ditahan pada waktu yang cukup lama untuk membuat struktur *supersaturated solid solution*, yang kemudian akan di *quenching* agar menjaga kondisi supersaturated solution ditemperatur kamar. Pada paduan Al-Si-Mg-Cu,*solution heat treatment* memiliki tiga tujuan :

1. Menghomogenisasi struktur mikro hasil pengecoran.
2. Memutus fasa intermetalik tertentu seperti Al_2Cu dan Mg_2Si.
3. merubah morfologi silicon eutektik (J.barresi, 2000).

Solution treatment paduan Al-Si-Mg-Cu memiliki kekuatan dan keuletan yang paling baik pada temperatur 515°C selama 8 sampai 16 jam, yang kemudian di *quenching* menggunakan media pendingin air dengan temperatur 60°C. Temperatur *solution treatment* yang lebih tinggi akan mencairkan sebagaian fasa tembaga dan terjadinya porositas, yang akan berdampak pada berkurangnya kekuatan paduan tersebut (Gauthier, 1995).

2.4.2 Artificial Aging

Artificial aging merupakan metode perlakuan panas yang biasa digunakan untuk meningkatkan kekuatan dan kekerasan pada paduan aluminium, peningkatan kekuatan dan kekerasan terjadi dikarenakan tumbuhya presipitat pada matriks Al sehingga terjadinya tegangan antarmuka antara presipitat dan matriks Al (Kandil, 2001). Sifat mekanik berupa kekuatan dan kekerasan serta struktur mikro akan berubah bergantung pada waktu dan temperatur aging. *Artificial aging* terjadi pada rentang temperatur 90 sampai 260℃ (Mohamed, 2012).

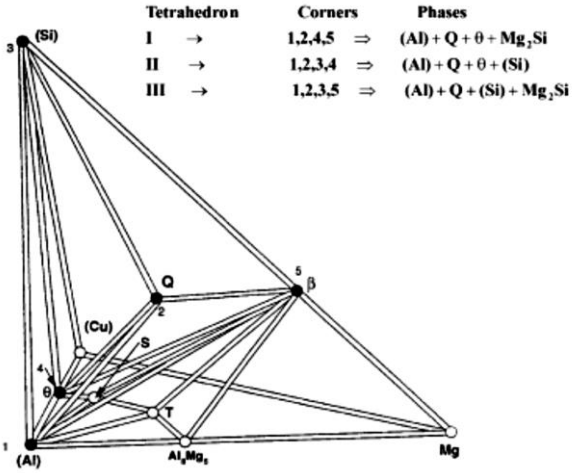
Setelah dilakukan *solution treatment* dan *quenching* matriks akan berada pada kondisi *supersaturated solid solution* dengan kelarutan atom yang tidak stabil, kemudian gugus atom akan terbentuk dengan cepat dan fasa matriks super jenuh akan masuk pada fasa GP zones pada menit awal *artificial aging*. Pada fasa GP zones mulai tumbuh presipitat yang terikat secara koheren maupun semi koheren pada matriks aluminium. Presipitat akan terus membesar selama proses aging karena terjadi difusi atom dari kondisi *supersaturated* matriks ke presipitat. Pertumbuhan presipitat dipengaruhi oleh komposisi serta waktu dan temperatur aging (Mohamed, 2012). Kekuatan dan kekerasan dari paduan alumnium dengan unsur paduan silicon, magnesium dan tembaga akan meningkat dengan meningkatnya waktu dan temperatur aging yang mana disebut *age hardening*. Kekuatan dari paduan yang mengalami *age hardening* diatur oleh interaksi antara atom yang dipengaruhi oleh tumbuhnya presipitat. Tegangan yang menghasilkan naiknya kekuatan dan kekerasan

pada paduan yang mengalami *age hardening* merupakan hasil dari ikatan koheren antara presipitat dengan matriks, ikatan antar presipitat dan juga keduanya. Terdapat tiga sumber terjadinya *age hardening* yaitu medan regangan pada presipitat, komposisi kimia presipitat dan persebaran presipitat (Mohamed, 2012). Terdapat tiga jenis presipitat yang terbentuk pada paduan Al-Si-Mg-Cu selama proses *artificial aging*. Jenis presipitat yang terbentuk akan mempengaruhi meningkatnya sifat mekanik akibat dari proses precipitation hardening (Chen dkk, 2019).

2.5 Fasa Intermetalik pada Paduan Al-Si-Mg-Cu

Paduan Al-Si-Mg-Cu merupakan paduan aluminium yang terbentuk ketika adanya penambahan kadar Cu pada paduan seri 6xxx, atau biasa juga dilakukan penambahan Si pada paduan seri 2xxx. Paduan Al-Si-Mg yang diberi perlakuan T6 akan memiliki memiliki fasa intermetalik β, dengan presipitat utama pada *age hardening*nya adalah fasa β”-Mg2Si. Dengan penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg akan membuat struktur mikro paduan yang diberi perlakuan T6 memiliki 3 fasa intermetalik. Ketiga fasa tersebut adalah fasa β, fasa Q dengan presipitat utama pada *age hardening* adalah fasa semi koheren Q’, dan fasa θ dengan fasa semi koheren θ' (Sjolander and Seifeddine, 2010).

Pada Gambar 2.9 ditunjukan fasa yang terbentuk pada penambahan kadar Si pada paduan Al-Cu-Mg. Tiga fasa (Al), θ, dan S pada paduan Al-Cu-Mg, berubah menjadi (Al), θ,S, dan β. Pada kadar Si rendah dan kandungan Mg tinggi (rasio Mg:Si > 1.73). Pada kandungan Si tinggi terjadi perubahan struktur mikro dimana fasa Q menggantikan fasa S, dan fasa tetrahedron yang terbentuk menjadi (Al), θ, Q, dan β, yang mana sama dengan penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg (Chakrabarti dan Laughlin, 2004).

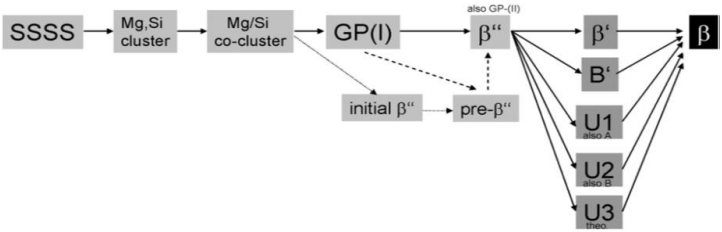


Gambar 2.9 Diagram fasa equilibrium paduan Al-Si-Mg-Cu pada temperatur ruang (Chakrabarti dan Laughlin, 2004)

2.5.1 Fasa Intermetallik *β*

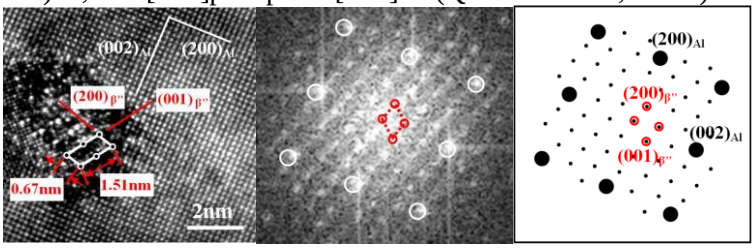
Proses presipitasi untuk presipitat Mg_2Si dapat dilihat pada Gambar 2.10, dan dapat di deskripsikan sebagai berikut :

1. Presipitat pada kondisi GP zone (berbentuk jarum).
2. Fasa intermediate *β*"-Mg2Si (presipitasi homogen).
3. Fasa intermetallic *β*'-Mg2Si (presipitasi heterogen).
4. Fasa equilibrium *β*-Mg2Si dengan struktur FCC berbentuk *rod* atau *plate* (Mohamed, 2012).



Gambar 2.10 Proses presipitasi presipitat Mg2Si pada paduan Al-Si-Mg (Mohamed, 2012)

Pada saat proses artifisial aging berlangsung dari kondisi *supersaturated solid solution* (SSSS) terbentuk endapan Mg dan Si pada menit pertama proses aging dalam bentuk cluster yang kaya akan silicon. Atom silicon dan magnesium akan terdifusi dari matriks Al ke Mg,Si cluster (R. Vissers, 2007). Endapan tersebut akan membentuk presipitasi awal yang disebut GP zones pada menit awal proses aging, kemudian berubah menjadi presipitat metastabil β"-Mg2Si, yang berikatan secara koheren dengan matriks Al. Ikatan koheren presipitat β" memiliki pengaruh besar pada peningkatan kekuatan dan kekerasan paduan aluminium (Zandbergen, 2015). β"-Mg_2Si memiliki struktur monoclinic, dengan lattice parameter a=1.51 nm dan c =0.67nm seperti yang ditunjukan pada Gambar 2.11, dan memiliki hubungan orientasi dengan matriks Al, adalah (200)presipitat// (301)Al, dan [010]presipitat//[010]Al (Qiao Xiao dkk,. 2016).

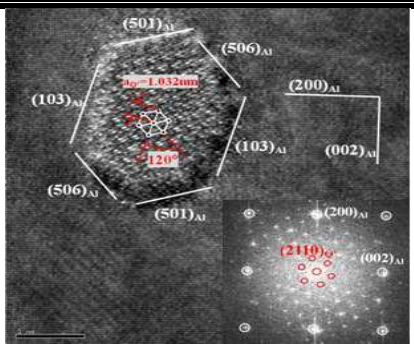


Gambar 2.11 Presipitat β" pada kondisi peak aging (Qiao Xiao dkk, 2016)

Setelah waktu aging yang semakin lama presipitat β" akan berubah menjadi presipitat β' yang berikatan secara semikoheren dengan matriks Al (Frøseth A G, 2003). Tepat sebelum presipitat β' berubah menjadi fasa equilibrium β-Mg_2Si paduan aluminium akan memiliki kekuatan dan kekerasan maksimum (mohammed,2012). Pertumbuhan dan persebaran dari presipitat β' akan sangat bergantung pada komposisi paduan dan variasi perlakuan panas yang diberikan.Tahap terakhir dari presipitasi adalah fasa equilibrium β-Mg_2Si, yang mana tidak berikatan secara koheren dengan Mg_2Si. Fasa ini akan muncul pada tahap terakhir *artificial aging* (Resch, 2019).

2.5.2 Fasa Intermetallik Q

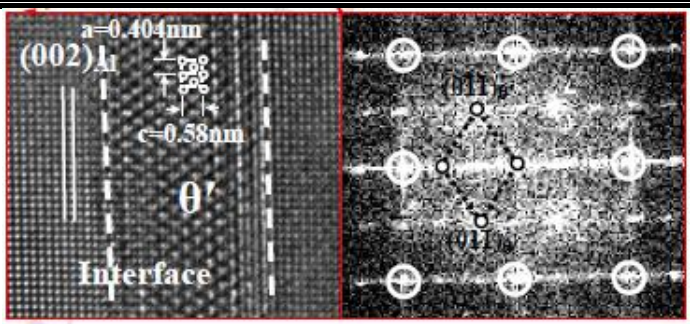
Presipitat Q memiliki tahapan pertumbuhan yang hampir sama dengan presipitat β. Pada tahap awal *artificial aging* pada paduan yang sudah berada pada tahap *supersaturated solid solution* (SSSS) akan terbentuk GP zone. Kemudian untuk paduan Al-Si-Mg yang diberi kadar Cu dan melalui proses *age hardening* akan terbentuk presipitat Q' yang mana merupakan prekursor fasa Q (stabil). Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ merupakan presipitat dengan bentuk heksagonal dengan sudut 120°diantara axis a dan b, dan memiliki struktur kristal HCP dengan lattice parameter a=1.04 nm dan c=0.405 nm seperti yang ditunjukan pada Gambar 2.12. Presipitat Q' memiliki morfologi berbentuk lath (granular) yang mana sulit dibedakan dengan presipiyatat β". Tahapan pertumbuhan presipitat Q adalah *QP→QC→Q'→Q*. prekursor *QP* dan *QC* yang metastabil bertransformasi menjadi *Q*' yang juga metastabil dengan morfologi bentuk *lath*. Fasa *Q* merupakan fasa seimbang hasil dari transisi fasa sebelumnya. Dimana *QP* hingga *Q*' memiliki struktur heksagonal (Chakrabati dan Laughin, 2004).



Gambar 2.12 Presipitat Q' pada kondisi peak aging (Qiao Xiao dkk, 2016)

2.5.3 Fasa Intermetallik *θ*

θ'-Al_2Cu merupakan salah satu presipitat yang dapat meningkatkan paduan Al-Si-Mg-Cu setelah diberi perlakuan panas *artificial aging* . Tahapan pertumbuhan presipitat selama proses aging adalah GPI→GPII(θ")→ θ'→ θ. Dimulai dari tahap GPI dan GPII terjadi ikatan koheren antara presipitat dan matriks Al yang menyebabkan terjadinya distorsi pada struktur kristal, pada tahap ini presipitat memiliki stoikiometri Al_3Cu. Kemudian jika proses aging terus berlanjut akan berubah menjadi fasa metastabil θ' yang mana merupakan fasa utama yang memiliki efek terbesar untuk meningkatkan sifat mekanik paduan melalui precipitation hardening. θ' memiliki struktur kristal Body Centered Tetragonal dengan stoikiometri Al_2Cu (Biswas dkk, 2011). Seperti yang ditunjukan pada Gambar 2.13, presipitat θ' dengan struktur kristal BCT memiliki lattice parameter dengan nilai a = 0.404 nm dan c = 0.58nm (A.R.Farkoosh dan M.Pekguleryuz, 2015).

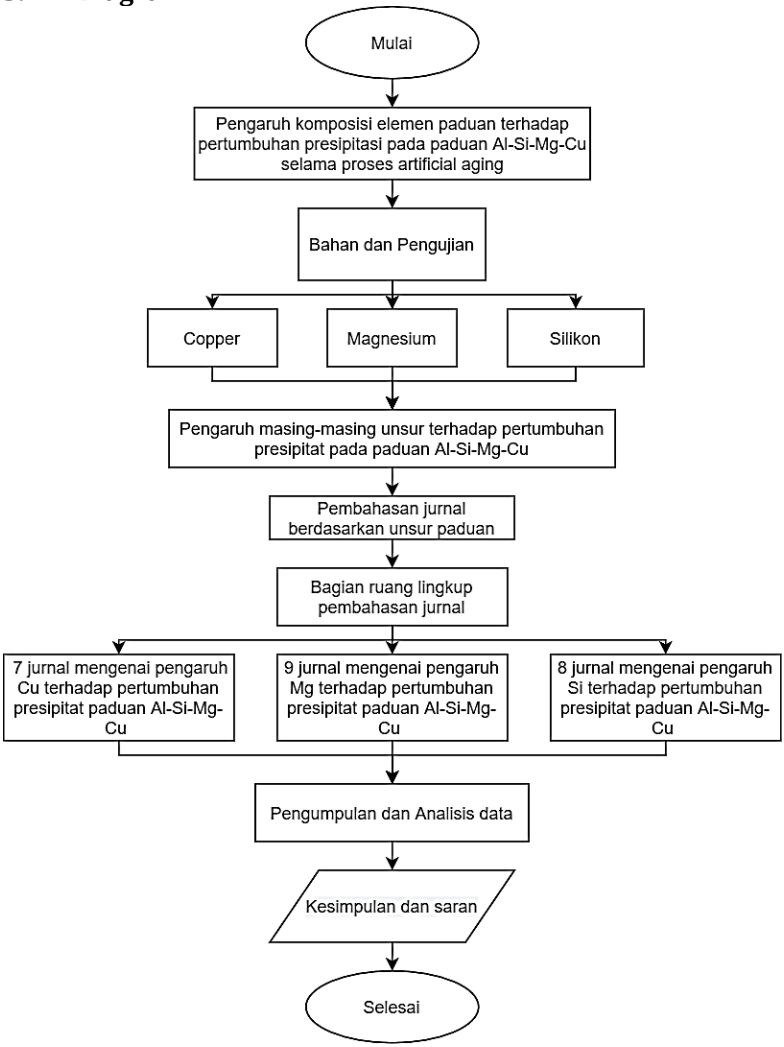


Gambar 2.13 Presipitat θ' pada kondisi peak aging (Qiao Xiao dkk, 2016)

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

BAB III
METODOLOGI PAPER REVIEW

3.1 Diagram Alir



Gambar 3.1 Diagram alir review jurnal

3.2 Bahan Paper Review

Review ini bertujuan untuk menganalisis pengaruh unsur paduan pada material Al-Si-Mg-Cu terhadap pertumbuhan presipitat yang menyebabkan terjadinya *age hardening* pada paduan tersebut. Analisis unsur paduan yang akan di review ditunjukan pada Tabel 3.1

3.2.1 Aluminium

Aluminium merupakan unsur *solvent* pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang memiliki komposisi paling besar. Persentase aluminium akan bergantung pada tambahan unsur paduan lainnya, seperti 94-98wt% yang diperoleh dari aluminium murni dan Al-20%Si (Chen dkk, 2019), 88-92.5wt% (Sjölander dan Seifeddine, 2011) dan 98,04wt% (A.R.Farkoosh dan M.Pekguleryuz, 2015).

3.2.2 Copper

Copper termasuk *major element* pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang dapat terlarut pada matriks Al dengan kadar yang cukup banyak. Kadar Cu diatur sedimikian rupa pada paduan Al-Si-Mg-Cu agar memiliki efek yang baik pada pertumbuhan presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu (Qiao Xiao dkk, 2016).

3.2.3 Magnesium

Magnesium termasuk *major element* pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang memiliki kelarutan paling tinggi pada matriks Al Namun, hanya dibutuhkan sebagian kecil kadar Mg agar berdampak positif pada pertumbuhan presipitat (Lumley, Polmear dan Curtis, 2009).

3.2.4 Silicon

Silikon merupakan *major element* pada paduan Al-Si-Mg-Cu dengan kelarutan paling rendah. Kadar silikon yang terlarut pada matriks Al dan mempengaruhi pertumbuhan presipitat tidak melebihi 1.5% (Lumley, 2011). Pada penggunaanya silikon

digunakan pada kadar tinggi karena memiliki efek yang baik pada fasa (Al) dan fasa sekunder (Si) (Mathai, 2015).

3.3 Data Pengujian Paper Review

Data pengujian yang dikumpulkan pada review ini bertujuan untuk mengobservasi dan menganalisis pertumbuhan presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu dalam ukuran nano. Maka dari itu perlu diperoleh data karakterisasi baik secara langsung dengan megamati struktur mikro dan pertumbuhan presipitat yang dipengaruhi oleh unsur paduan, maupun secara tidak langsung dengan menganalisis sifat paduan yang dipengaruhi oleh pertumbuhan presipitat (Dumitraschkewitz dkk, 2018). Data pengujian pada review jurnal ini ditunjukan pada Tabel 3.1.

Tabel 3.1 Data pengujian karakterisasi presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu

Material	unsur paduan	Jenis Paduan		Data Pengujian				Referensi
		Wrought alloy	cast alloy	TEM	Uji tarik	Uji kekerasan	DSC	
Al-Si-Mg-(Cu)	Cu		v	v	v			Li (2006)
			v	v		v		Wang (2007)
		v		v		v		Xiao (2016)
			v	v	v		v	Zheng (2015)
		v		v	v	v		Chen (2019)
Al-Si-Cu-(Mg)	Mg		v	v		v		Dong (2018)
			v	v	v			Yang (2015)
			v	v	v			Lumley (2009)
			v	v				Zheng (2015)
		v		v			v	Xu (2016)
Al-(Si)-Cu-Mg	Si	v		v				Jaafar (2012)
		v		v				Garcia (2019)
		v		v		v		Liu (2014)

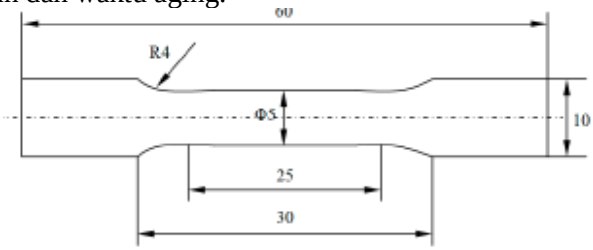
3.3.1 Transmission Electron Microscope (TEM)

Pengujian TEM termasuk salah satu karaterisasi material secara langsung dengan menganalisis gambar mikroskopik yang dihasilkan (Dumitraschkewitz dkk, 2018). Data pengujian TEM pada penelitian ini digunakan untuk menganalisis pertumbuhan presipitat dari proses nukleasi hingga kondisi peak aging. Presipitat yang memiliki ukuran nano perlu dianalisis menggunakan TEM untuk mengatahui jumlah, ukuran, jenis, dan densitas dari presipitat yang mempengaruhi efektifitas *age*

hardening. Pengujian TEM dilakukan dengan menembakan sinar yang berasal dari electron yang kemudian akan ditransmisikan dalam bentuk terhamburkan dan menembus sampel (Astuti, 2016).

3.3.2 Uji Tarik

Pengujian tarik termasuk salah satu cara mengarakterisasi material secara tidak langsung dengan menganalisis hubungan kekuatan tarik material dengan struktur mikro, khususnya presipitat yang mengakibatkan precipitation strengthening (Dumitraschkewitz dkk, 2018). Pada review ini pengujian tarik digunakan untuk mengetahui rentang waktu presipitat saat nukleasi,peak aging dan over aging seperti data yang diperoleh dari penelitian yang dilakukan oleh Chen dkk (2019), dengan sampel uji tarik seperti yang ditunjukan pada Gambar 3.2. Hal ini bertujuan untuk menentukan waktu aging tertentu untuk dilakukannya pengujian TEM, yang mana ditentukan dari kurva kekuatan dan waktu aging.



Gambar 3.2 Ukuran sampel uji tarik (mm) (Chen dkk, 2019)

3.3.3 Uji Kekerasan

Sama seperti uji tarik, uji kekerasan termasuk salah satu cara mengarakterisasi material secara tidak langsung dengan menganalisis hubungan kekerasan material dengan struktur mikro khususnya presipitat yang mengakibatkan *age hardening* (Dumitraschkewitz dkk, 2018). Pada review ini uji kekerasan digunakan untuk mengetahui rentang waktu presipitat saat nukleasi, under aging, peak aging dan over aging seperti data

yang diperoleh dari penelitian yang dilakukan oleh (Liu dkk, 2014). Hal ini bertujuan untuk menentukan waktu aging tertentu untuk dilakukannya pengujian TEM, yang mana ditentukan dari kurva kekerasan dan waktu aging. Beberapa penelitian hanya menggunakan uji kekuatan atau kekerasan saja seperti data yang diperoleh dari penelitian Zheng dkk (2015) dan Liu dkk (2014), dan ada yang menguji keduanya seperti yang dilakukan oleh Chen dkk (2019).

3.3.4 Differential Scanning Calorimety(DSC)

Differential Scanning Calorimetry (DSC) digunakan secara luas untuk mempelajari transisi fasa pada *metallic system* dan biasa digunakan untuk mengukur clustering atom pada paduan aluminium (Kim dkk, 2013). Pengujian DSC digunakan untuk mengukur perbedaan pada aliran panas dengan memanaskan sample yang diletakan pada sebuah crucible. Untuk mendapatkan kurva DSC yang dapat dievaluasi secara tepat, langkah pertama lengkungan aliran panas yang spesifik harus dihilangkah dari raw data. Jadi, pengukuran dasar dikurangkan dari pengukuran sampel. (Osten dkk, 2015). Pada penelitian ini pengujian DSC digunakan untuk mengetahui temperatur transisi fasa pada tahapan pertumbuhan fasa intermetallik pada paduan Al-Si-Mg-Cu. Pengujian ini digunakan untuk menganalisis sifat thermal suatu fasa dari nukleasi hingga menjadi fasa stabil, dan efeknya saat diberi perlakuan panas seperti data yang diperoleh dari pengujian Xu dkk (2016)

3.4 Ruang Lingkup Pembahasan

Penelitian ini akan membandingkan pertumbuhan masing-masing presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang dipengaruhi oleh unsur paduan pada proses *age hardening*. Variabel yang digunakan pada penelitian ini adalah elemen paduan pada paduan Al-Si-Mg-Cu dan pengaruhnya terhadap pertumbuhan presipitat. Adapun unsur paduan tersebut adalah copper, Magnesium dan Silikon. Presipitat yang dipengaruhi pertumbuhannya adalah β"-

Mg_2Si, Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ dan θ'-Al_2Cu. Perbandingan masing-masing pertumbuhan presipitat akibat pengaruh unsur paduan dilakukan dengan menggunakan minimal 3 jurnal pada masing-masing variabel.

3.5 Variabel Pembahasan Jurnal

Berdasarkan unsur paduan dan jenis presipitat diatas, maka akan dilakukan studi review perbandingan pertumbuhan presipitat yang dipengaruhi oleh masing-masing unsur paduan, seperti ditunjukan pada Tabel 3.2.

Tabel 3.2 Variabel review jurnal

Variabel unsur paduan	Variabel Presipitat			Referensi
	β''-Mg_2Si	Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$	θ'-Al_2Cu	
	v			Dong (2018)
	v			Miao (2000)
	v			Li (2006)
Cu	v	v	v	Xiao (2016)
		v		Wang (2007)
		v	v	Zheng (2015)
		v	v	Chen (2019)
	v			Zheng (2015)
	v			Wang (2003)
	v	v		Lumley (2009)
		v	v	Yang (2015)
Mg		v		Lumley(2006)
			v	Biswas(2014)
			v	Wang (2011)
			v	Torsaeter (2011)
			v	Sjolander (2011)
	v			Xu (2016)
	v			Jaafar (2012)
	v			Yang (2014)
		v		Garcia (2019)
Si		v		Hutchinson (2000)
		v		Eskin (2003)
			v	Liu (2014)
			v	Biswas(2014)

BAB IV
HASIL DAN PEMBAHASAN

4.1 Efek Cu terhadap Presipitat

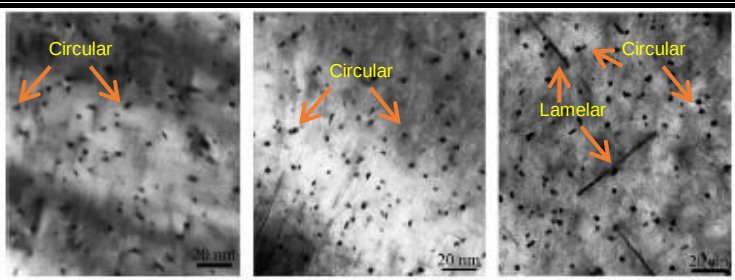
Pada paduan Al-Si-Mg yang diberi perlakuan panas *artificial aging* hanya memiliki satu presipitat yang meningkatkan sifat mekanik paduannya. Presipitat tersebut mengalami pertumbuhan secara bertahap selama proses *artificial aging* sebagai berikut (Supersaturated Solid Solution) → atomic clusters → G.P. zones → pre-β″ → β″ → β′ → β (stable). Dimana kenaikan sifat mekanik sangat dipengaruhi saat tahapan presipitasi berada pada fasa β″-Mg_2Si yang selanjutnya disebut β″ dan β'. Dengan menambahkan unsur Cu pada paduan Al-Si-Mg membuat pertumbuhan presipitat lebih kompleks dan terbentuknya jenis presipitat yang berbeda seperti Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ yang selanjutnya disebut Q' dan θ'-Al_2Cu yang selanjutnya disebut θ' (Marioara, 2014).

Paduan Cu merupakan paduan yang dapat meningkatkan sifat mekanik dari paduan Al-Si-Mg. Banyak penelitian yang mengobservasi peningkatan sifat mekanik seiring dengan meningkatnya kadar Cu, dikarenakan pengaruhnya terhadap jenis, persebaran, ukuran, dan densitas dari presipitat yang terbentuk. Li, Brusethaug dan Olsen (2006) dan Miao dan Laughlin (2000) mendapati penambahan kadar Cu kurang lebih 1 wt% pada paduan Al-Si-Mg dapat meningkatkan kekuatan tarik paduan setelah diberi perlakuan panas *artificial aging*. Hal tersebut disebabkan oleh meningkatnya densitas presipitat dan tumbuhnya presipitat Q' yang dipengaruhi oleh kadar Cu. Wang dkk (2007) dan Zheng dkk (2015) mendapati penambahan kadar Cu hingga 2% dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan paduan Al-Si-Mg-Cu yang mana ditemukan presipitat Q' pada kondisi *peak aging* dan menjadi salah satu presipitat utama yang menyababkan terjadinya *age hardening*. Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk (2019) mendapati penambahan kadar Cu dapat mengubah presipitat utama pada kondisi peak aged, yang mana pada paduan

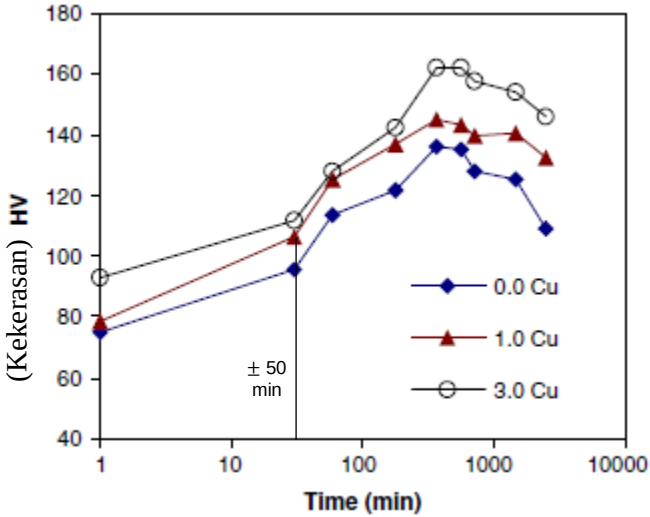
dengan kekerasan tertinggi memiliki presipitat utama θ' dan sedikit Q'.

4.1.1 Presipitat β''-Mg_2Si

Menurut Li, Brusethaug dan Olsen (2006) Kadar Cu meningkatkan akselerasi kinetik pada pembentukan fasa Mg_2Si yang mana mempercepat proses pengintian fasa. Penelitian ini membandingkan struktur mikro paduan Al-Si-Mg dengan penambahan kadar Cu setelah diberi perlakuan panas *artificial aging* pada temperatur 175 ℃ selama 6 jam. Menggunakan pengujian TEM pada paduan dengan tanpa penambahan kadar Cu didapati lebih sedikit presipitat dengan morfologi berbentuk *square* atau circular yang pada penelitian ini diidentifikasi sebagai cross section dari presipitat β'' dibandingkan paduan dengan kadar Cu 1wt% dan 3wt% seperti yang dapat dilihat pada Gambar 4.1. Paduan dengan kadar Cu 1wt% mengalami peningkatan kekerasan yang lebih signifikan pada menit awal artificial aging (± 50 menit) dibandingkan paduan tanpa kadar Cu seperti yang terlihat pada Gambar 4.2. Proses awal artificial aging menunjukan tahap nukleasi dari pertumbuhan presipitat (Li, Brusethaug dan Olsen 2006). Maka diidentifikasikan penambahan kadar Cu 1wt% dapat meningkatkan densitas dari presipitat β'' yang mana meningkatkan kekerasan dari paduan Al-Si-Mg-Cu. Sedangkan peningkatan kekerasan pada paduan dengan kadar Cu 3wt% dikarenakan tumbuhnya presipitat baru berbentuk lamellar yang diidentifikasi sebagai presipitat θ'.



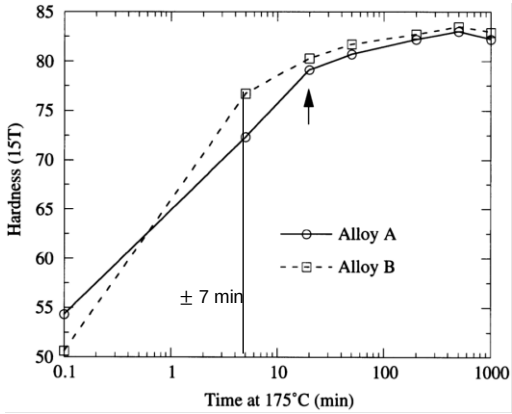
Gambar 4.1 Morfologi presipitat paduan Al-Si-Mg setelah perlakuan panas artificial aging dengan perbedaan kadar Cu (a) 0.0 Cu (b) 1.0 Cu (c) 3.0 Cu (Li, Brusethaug dan Olsen 2006)



Gambar 4.2 Kurva kekerasan vs waktu aging pada paduan Al-Si-Mg-(Xu) (Li, Brusethaug dan Olsen, 2006)

Pengaruh Cu yang dapat meningkatkan akselerasi kinetik pada presipitat *β*" terjadi pada tahap awal proses *artificial aging*. Gambar 4.3 menunjukan penambahan kadar Cu 1wt% meningkatkan kecepatan pengintian presipitat Mg_2Si yang mana berpengaruh pada meningkatnya kekerasan paduan secara

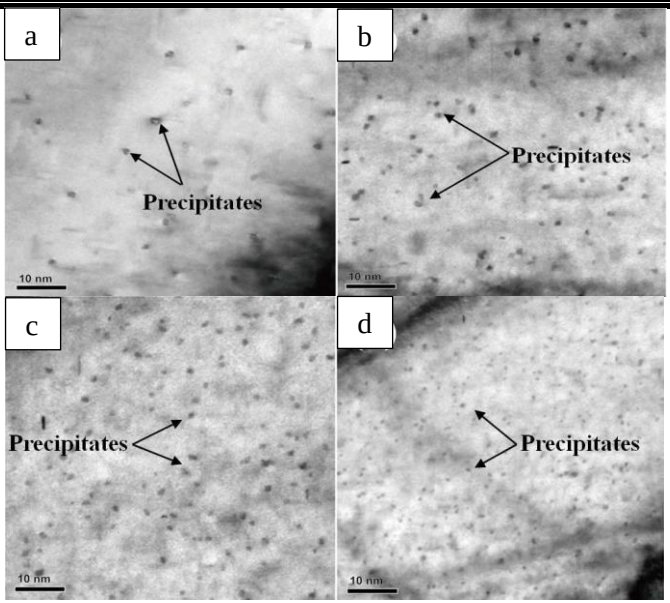
signifikan pada tahap awal proses *artificial aging*. Hal tersebut dapat dilihat dari respon paduan terhadap age hardening, pada paduan B yang mengandung 0.97wt% Cu mengalami peningkatan sifat mekanik yang lebih tinggi pada menit awal (±7 menit) proses *artificial aging*, dibandingkan dengan kadar Cu 0.07wt% Cu. Hal tersebut menunjukan pada tahap nukleasi presipitat paduan B yang mengandung 0.97wt% Cu mengalami pertumbuhan presipitat yang lebih signifikan dibandingkan paduan A yang hanya memiliki 0.07wt% Cu (Miao dan Laughlin, 2000).



Gambar 4.3 Kekerasan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Mg-Cu setelah proses *artificial aging* (Miao dan Laughlin, 2000)

Menurut kedua penelitian diatas meningkatnya sifat mekanik secara signifikan pada tahap awal artifivcial aging dipengaruhi oleh meningkatnya kadar Cu disebabkan oleh meningkatnya densitas presipitat Mg_2Si tersebut. Penambahan atom Cu menurunkan kelarutan Mg_2Si pada matriks Al sehingga presipitat β" yang terbentuk semakin banyak dan semakin tersebar namun dengan ukuran yang lebih kecil (Miao dan Laughlin, 2000). Pada dua penelitian tersebut disimpulkan bahwa kadar Cu meningkatkan densitas presipitat β" dikarenakan paduan

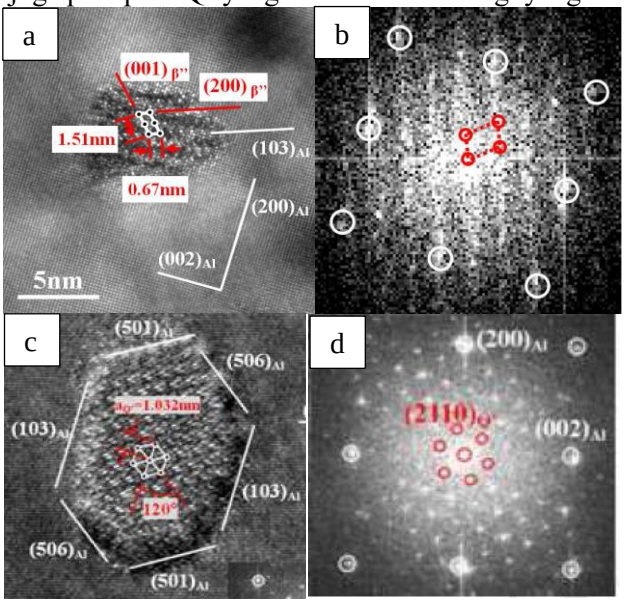
dengan kadar Cu memiliki respon terhadap *age hardening* yang lebih baik dibandingkan paduan tanpa kadar Cu pada tahap awal proses *artificial aging*. Sehingga, proses nukleasi presipitat dianggap lebih cepat dan memiliki densitas yang lebih besar. Namun, pada kedua penelitian diatas tidak dilakukan pengukuran presipitat apa yang mengalami pengingkatan densitas. Selain itu morfologi presipitat prekursor β sulit dibedakan dengan prekursor fasa Q (Qiao Xiao dkk, 2016). Pada review tentang hubungan fasa dan presipitat yang dilakukan oleh Chakrabati dan Laughin (2004) membahas tentang presipitat berbentuk rod β' yang secara *sequence* merupakan kelanjutan dari presipitat β'' memiliki morfologi yang mirip dengan presipitat berbentuk granular Q', dimana keduanya juga memiliki struktur kristal berbentuk heksagonal. Sehingga pada kedua penelitian diatas sulit untuk memastikan densitas presipitat β'' atau Q' yang mengalami peningkatan densitas. Penelitian lebih lanjut dilakukan Qiao Xiao dkk (2016) mengenai pengaruh Cu terhadap presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang diberi perlakuan panas *age hardening*. Gambar 4.4 menunjukan struktur mikro paduan dengan kadar 0.5, 1, 2.5 dan 4.5wt% yang diambil menggunakan uji TEM setelah paduan diberi perlakuan panas *artificial aging* pada temperatur 165 ℃ selama 10 menit. Dengan ditambahkannya kadar Cu semakin banyak jumlah presipitat halus yang terbentuk pada 10 menit pertama tahap artificial aging (tahap nukleasi). Yang mana sesuai dengan penelitian sebelumnya, meningindikasikan penambahan kadar Cu dapat meningkatkan jumlah dan densitas presipitat pada proses awal aging yang merupakan tahap terbentuknya fasa GP zone.



Gambar 4.4 Struktur mikro setelah *artificial aging* 165℃ selama 10 menit (a) 0.5 wt% Cu (b) 1 wt% Cu (c) 2.5 wt% Cu (d) 4.5wt% Cu (Qiao Xiao dkk, 2016)

Namun, tidak seperti penelitian yang dilakukan oleh Miao dan Laughlin (2000) dan Li, Brusethaug dan Olsen (2006) waktu yang dibutuhkan untuk dua paduan dengan kadar Cu rendah (0.5 dan 1%) pada penelitian ini untuk mencapai kondisi peak aging tidaklah sama. Masing-masing paduan membutuhkan waktu 360 dan 480 menit untuk mencapai kondisi peak aging. Pada kondisi peak aging hasil dari observasi High Resolution TEM dianalisis dengan Fourier Transform Spectrum Analysis (FFT) dan ditemukan pada kadar Cu 0.5wt% memiliki bentuk monoclinic dan diindakasi sebagai β''. Namun, pada kadar Cu 1wt% ditemukan presipitat lain yang memiliki bentuk heksagonal dan diindikasi sebagai Q' seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.5. Hal ini mengindikasikan bahwa presipitat yang terbentuk pada

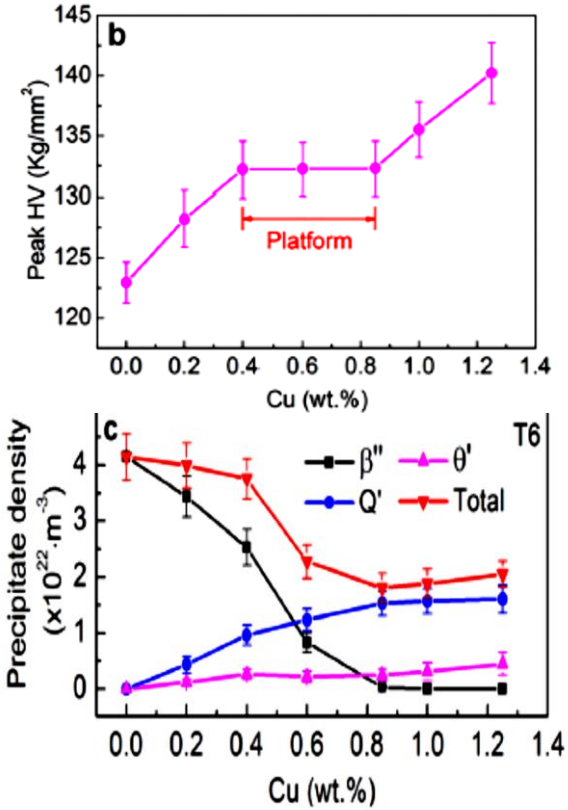
paduan Al-Si-Mg dengan penambahan Cu 1wt% tidak hanya β" namun juga presipitat Q' yang memiliki morfologi yang mirip.



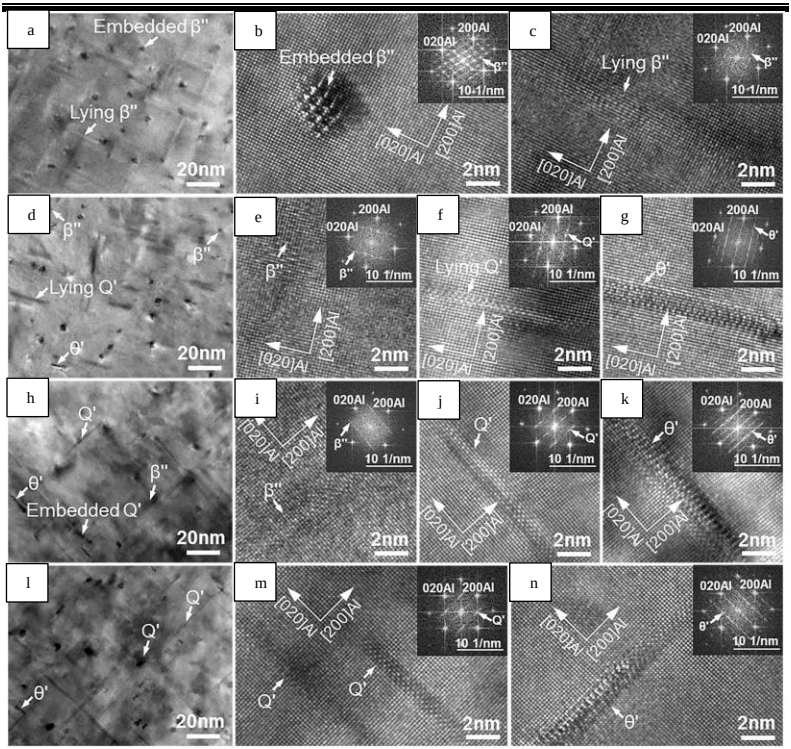
Gambar 4.5 Presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu selama proses *artificial aging* (a-b) 0.5%wtCu (c-d) 1%wtCu (a,c) HRTEM (b,d) FFT (Qiao Xiao dkk, 2016)

Pada penelitian Qiao Xiao dkk (2016) dapat diketahui bahwa meningkatnya sifat mekanik paduan yang disebabkan penambahan kadar Cu ± 1wt% bukan dikarenakan meningkatnya densitas presipitat β". Namun dikarenakan tumbuhnya presipitat Q' yang memiliki morfologi yang mirip dengan β". Mengacu pada teori Orowan jika dilihat secara persebarannya yang merata, bertambahnya ukuran presipitat dan mengakibatkan pengurangan jumlah presipitat tersebut akan mengurangi efek *precipitation hardening* yang dihasilkan. Hal tersebut dikarenakan berkurangnya penghalang pergerakan dislokasi dengan berkurangnya densitas presipitat, dan berlaku juga sebaliknya (Seidman, 2002).

Hal tersebut sejalan dengan penelitian yang dilakukan oleh Dong, Amirkhanlou dan Ji (2018) yang menginvestigasi efek penambahan kadar Cu rendah (0,0.2,0.4,0.6,0.85,1.0,1.25 wt%) pada paduan Al-9Si-0.5Mg-Cu. Paduan hasil pengecoran diberi perlakuan panas T6 dengan waktu tahan aging 0-16 jam. Ditemukan bahwa peningkatan kadar Cu justru mengurangi densitas presipitat β" dan terus berkurang hingga mencapai tahapan sulit di observasi pada kadar Cu tertentu. Pada penambahan kadar Cu sampai 0.4wt% terlihat tidak adanya perubahan pada ukuran namun mengalami penurunan densitas presipitat β" dan tetap terjadi peningkatan sifat mekanik dikarenakan tumbuhnya presipitat lain. Kemudian dengan ditambahkan lagi kadar Cu hingga 0.85% menunjukan pengurangan yang signifikan pada densitas presipitat β" yang mengakibatkan kekerasan pada kondisi peak aged tidak bertambah pada rentang komposisi 0.4-0.85% Cu seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.6. Namun pada komposisi tersebut masih dapat ditemukan presipitat β" setelah diberi perlakuan panas T6 dan baru benar-benar sulit ditemukan pada kadar Cu 1.25% seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.7. Hal ini menunjukan bahwa peningkatan sifat mekanik pada kadar Cu 1% pada penelitian (Miao, 2000) dan (Li, 2006) bukan dikarenakan oleh meningkatnya densitas presipitat β", namun dikarenakan bertambahnya jumlah, densitas dan persebaran presipitat Q’ dan θ’. Selain itu, hal ini juga menunjukan bahwa penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg memperlambat tahapan pertumbuhan presipitat β".



Gambar 4.6 Kurva kadar Cu pada (a) kekerasan pada kondisi peak aging (b) densitas presipitat (Dong, Amirkhanlou dan Ji1, 2018)

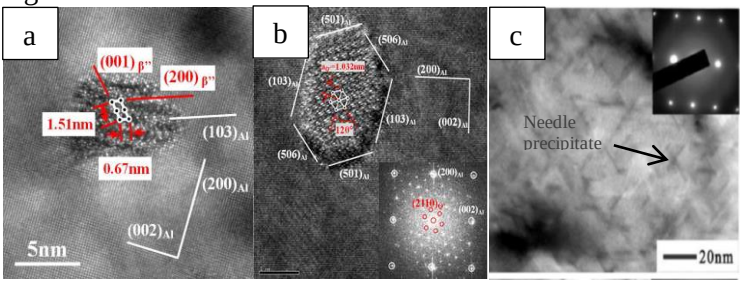


Gambar 4.7 Struktur mikro paduan Al-Si-Mg-Cu (a-c) 0% Cu (d-g) 0.4% Cu (h-k) 0.85% Cu (l-n) 1.25% Cu (Dong, Amirkhanlou dan Ji1, 2018)

4.1.2 Presipitat Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$

Pada studi yang dilakukan oleh Qiao Xiao dkk (2016) ditemukan presipitat Q' menjadi salah satu presipitat utama di kondisi peak aging untuk meningkatkan sifat mekanik pada kadar Cu sebesar 1wt%. Morfologi Q' terlihat mirip dengan β'', untuk membedakannya tidak bisa hanya dilihat dari sisi morfologi saja. Perlu dilakukannya observasi struktur kristal atau observasi distorsi lattice parameter dengan SADP dan analisis FFT. Pada gambar 4.8 memperlihatkan kedua presipitat tersebut pada

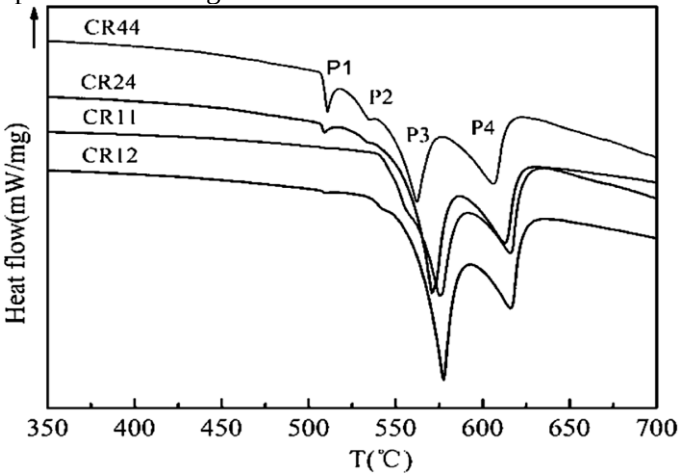
paduan pada kondisi *peak aged*, presipitat dengan struktur monoclinic yang mengandung kadar Mg dan Si namun tanpa Cu diidentifikasi sebagai β" dan presipitat dengan struktur heksagonal yang terbentuk dari Mg, Si dan Cu diidentifikasi sebagai Q'. Namun, pada pada penelitian yang dilakukan oleh (Zheng dkk, 2015) menampilkan hasil yang berbeda. Penelitian ini mempelajari tentang pengaruh komposisi Cu dan rasio Cu:Mg terhadap struktur mikro dan sifat mekanik paduan Al-Si-Mg-Cu yang kemudian diberi perlakuan panas T6 temper. Dimana, pada paduan dengan kadar Cu 1% dan kadar Mg kurang lebih 0.5% terbentuknya presipitat berbentuk needle. Yang mana, pada analisis menggunakan SADP presipitat tersebut belum berikatan koheren secara penuh serta tidak memiliki struktur lattice, maka presipitat tersebut diidentifikasi sebagai prekursor β" atau Q' yang disebut GP zone.



Gambar 4.8 Presipitat pada kondisi peak aging untuk kadar Cu 1% (a)*β*"-Mg_2Si (b) Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ (Qiao Xiao dkk,. 2016) (c) pre-*β*"-Mg_2Si (Zheng dkk, 2015)

Perbedaan tersebut dikarenakan perbedaan perlakukan sebelum diberi perlakuan panas, pada penelitian ini paduan hasil pengecoran langsung diberi perlakuan panas, tidak seperti *wrought alloy* paduan Al-Si hasil pengecoran sensitif pada saat proses quenching, sehingga GP zones terbentuk sebelum proses aging (Wang dkk, 2007). Sulit diobservasinya presipitat Q' pada penelitian Zheng dkk (2015) juga dikarenakan perbedaan waktu aging yang lebih sedikit dibandingkan penelitian yang dilakukan

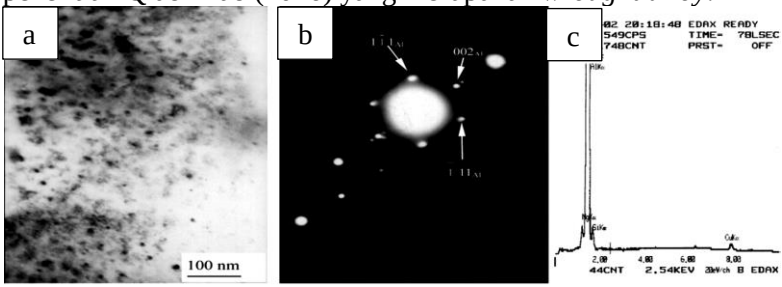
oleh Qiao Xiao dkk (2016) yang mana memungkinkan bahwa struktur mikro tersebut belum mencapai kondisi peak aging. Hal tersebut juga diperkuat oleh kurva sifat mekanik penelitian tersebut. Tidak seperti penelitian Qiao Xiao dkk (2016), penelitian yang dilakukan oleh Zheng dkk (2015) tidak menampilkan kurva sifat mekanik vs waktu aging sehingga sulit diketahui apakah struktur mikro tersebut sudah mencapai kondisi peak aging. Terlepas dari hal tersebut penelitian Zheng dkk (2015) juga menunjukan trend yang sama yang pada pengaruh kadar Cu terhadap meningkatnya jumlah presipitat Q'. Melalui pengujian DSC yang menunjukan semakin tinggi kadar Cu membuat fasa Q terbentuk pada temperatur yang lebih rendah seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.9, peak 2 yang menunjukan transformasi fasa Q semakin kekiri dengan semakin tingginya kadar Cu. Digit pertama setelah CR menunjukan kadar wt% Cu pada paduan dan digit kedua menunjukan rasio Cu:Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu.



Gambar 4.9 Kurva DSC paduan Al-Si-Mg-Cu (Zheng dkk, 2015)

Tumbuhnya presipitat selain β" pada *cast alloy* Al-Si-Mg-Cu dengan kadar Cu 1wt% juga terjadi pada penelitian yang

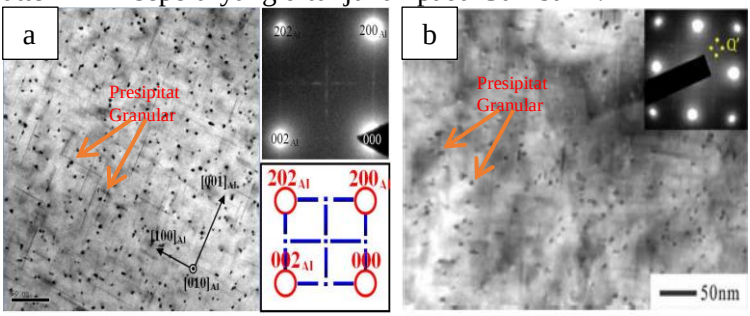
dilakukan oleh Wang dkk (2007). Paduan Al-8Si-0.4Mg-1Cu hasil pengecoran yang diberi *artificial aging* mencapai *peak aged* pada temperatur 160°C dalam waktu 30 jam. Kondisi tersebut dianalisis menggunakan pengujian TEM dan ditemukan presipitat berbentuk titik yang kemudian dikonfirmasi sebagai Q" yang mana juga merupakan prekursor fasa Q dari data SADP dan *energy disperse* dari pengujian EDS yang bisa dilihat pada Gambar 4.10. Pada penelitian yang dilakukan oleh Wang dkk (2007) dan Zheng (2015) yang merupakan *cast alloy* menunjukan respon terhadap *age hardening* yang lebih rendah dibandingkan penelitian Qiao Xiao (2016) yang merupakan *wrought alloy*.



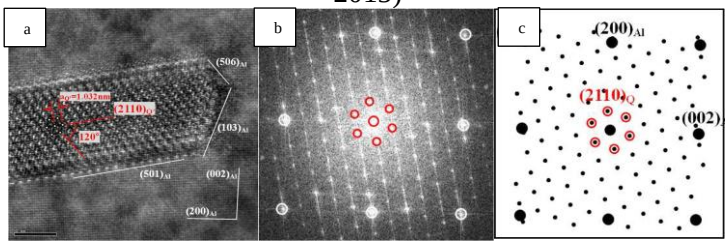
Gambar 4.10 Presipitat Q" pada kondisi peak aged untuk kadar Cu 1% (a) fasa berbentuk dot (b) corresponden SADP and (c) EDS (Wang dkk, 2007)

Bertambahnya kadar Cu meningkatkan terbetuknya intensitas presipitat Q' dan pada penelitian yang dilakukan oleh Qiao Xiao dkk (2016) pada paduan Al-Si-Mg-Cu dengan kadar Cu 2.5wt% , didapati pada kondisi peak aging presipitat dengan bentuk granular menjadi salah satu presipitat utama yang menyebabkan meningkatnya sifat mekanik paduan. Seperti yang dilihat pada Gambar 4.11 yang diperoleh melalui pengujian TEM menunjukan presipitat berbentuk dalam bentuk granular dalam jumlah banyak pada paduan Al-Si-Mg-Cu dengan kadar Cu 2.5wt%. Hal yang sama juga ditemukan pada paduan Al-Si-Mg-Cu dengan kadar Cu sebesar 2wt% seperti penelitian yang dilakukan oleh (Zheng dkk, 2015). Dimana dengan menambahkan

kadar Cu dari 1% menjadi 2% presipitat berbentuk needle pada kondisi peak aging berubah menjadi dua presipitat dengan masing-masing berbentuk rod dan granular. Presipitat berbentuk granular tersebut diidentifikasi sebagai Q' yang mana merupakan prekursor Q melalui hasil uji HRTEM dan di kuatkan dengan pattern FFT seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.12

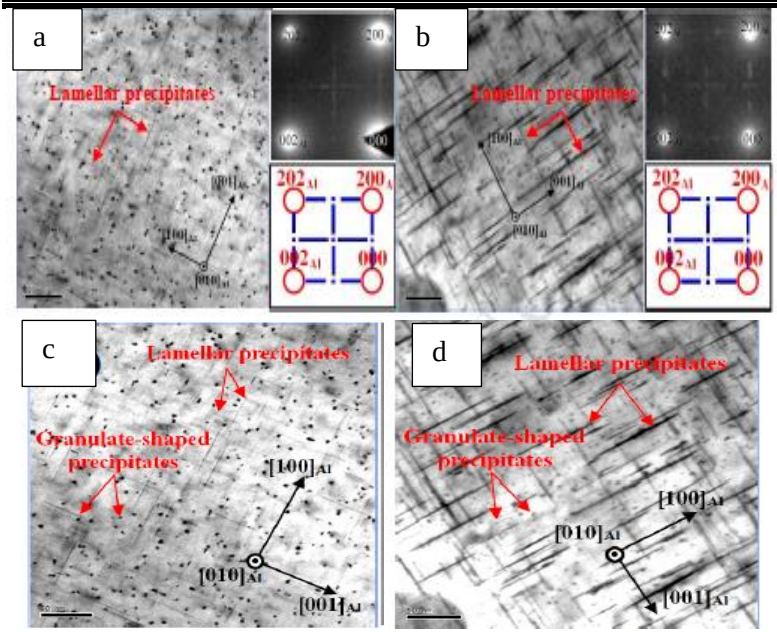


Gambar 4.11 Presipitat Q' pada paduan Al-Si-Mg-Cu (a) kadar Cu 2.5% (Qiao Xiao dkk, 2016) (b) kadar Cu 2% (Zheng dkk, 2015)



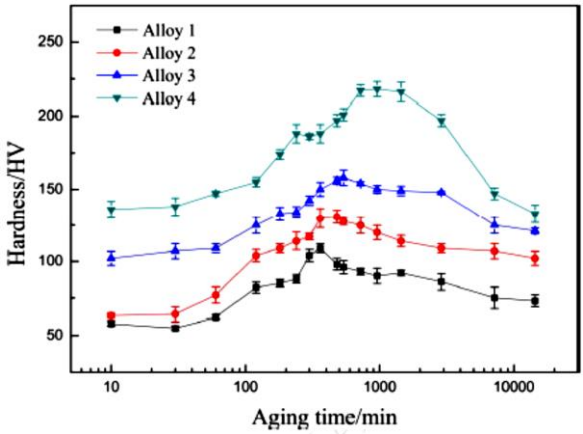
Gambar 4.12 Presipitat Q' pada paduan dengan kadar Cu 2.5% (a)HRTEM (b) corresponding FFT (c) schematic pattern (Qiao Xiao dkk, 2016)

Presipitat yang sama juga ditemukan pada kadar Cu 4.5% pada kedua penelitian yang dilakukan oleh Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk (2019) namun dengan jumlah yang lebih sedikit dibanding paduan dengan kadar Cu 2.5% pada penelitian yang sama seperti pada Gambar 4.13. Hal ini menunjukan presipitat Q' semakin bertambah dengan meningkatnya kadar Cu dan menunjukan penurunan pada kadar Cu 4.5%



Gambar 4.13 Presipitat θ' berbentuk lamellar pada paduan Cu dengan kadar (a) 2.5% (b) 4.5% (Qiao Xiao dkk, 2016) (c) 2.5% (d) 4.5% (Chen dkk, 2019)

Tumbuhnya presipitat Q' pada paduan Al-Si-Mg-Cu mempengaruhi sifat mekanik dari paduan. Tumbuhnya presipitat Q' meningkatkan sifat mekanik dari paduan aluminium seperti hasil yang diperoleh oleh Qiao Xiao dkk (2016). Kekerasan paduan dengan kadar Cu 1% mempunyai presipitat utama needle shape β" dan granular Q' meningkatkan kekerasan paduan pada kondisi peak aging sebesar 21 HV dari sebelumnya paduan dengan adar Cu 0.5% yang hanya memiliki β" sebagai presipitat utama seperti yang terlihat pada Gambar 4.14.

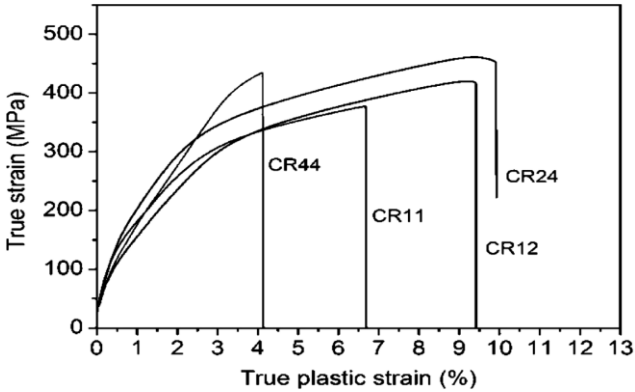


Gambar 4.14 Kurva kekerasan vs waktu aging pada 165℃ paduan Al-Si-Mg-Cu (Qiao Xiao dkk, 2016)

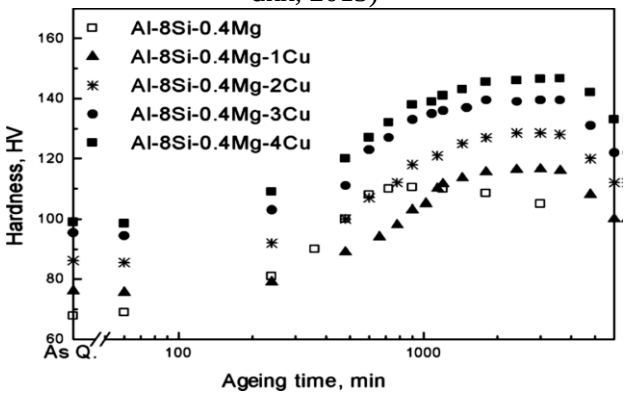
Selain kekerasan kekuatan tarik juga mengalami peningkatan yang diakibatkan oleh terbentuknya presipitat Q'. Hal tersebut sejalan dengan penelitian yang dilakukan oleh Zheng dkk (2015) dimana kekuatan yang tinggi pada paduan CR 24 dan CR44 dengan tingginya kadar Cu disebabkan oleh terbentuknya presipitat Q'.Penelitian ini juga menunjukan pada paduan CR11 yang memiliki presipitat utama β' memiliki kekuatan yang lebih rendah dibandingkan dengan paduan CR24 dan CR44 yang masing-masing memiliki presipitat Q' dan Q',θ' sebagai presipitat utama. Penelitian ini juga menunjukan bahwa paduan CR 24 yang memiliki presipitat Q' halus memiliki keuletan lebih tinggi dibandingkan CR44 yang memiliki presipitat θ' dan Q' dan pada penelitian ini diambil kesimpulan bahwa paduan tersebut memiliki memiliki sifat mekanik yang optimal dengan kekuatan yang tinggi dan daerah deformasi plastic yang luas seperti yang tampak pada Gambar 4.15.

Penelitian Zheng dkk (2015) dan Xiao dkk (2016) menunjukan semakin meningkatnya presipitat Q' dengan meningkatkan kadar Cu membuat meningkatnya kekuatan dan kekerasan dari paduan. Hal tersebut sejalan dengan penelitian

Wang dkk (2007) seperti yang terlihat pada Gambar 4.16. Dimana paduan Al-Si-Mg-Cu dengan kadar Cu 1 dan 2% dengan presipitat Q' pada kondisi peak aged memiliki kekerasan lebih tinggi dibandingkan paduan Al-Si-Mg dengan kadar Mg dan Si yang sama dikarenakan hanya memiliki presipitat β'-Mg_2Si pada kondisi peak aged.



Gambar 4.15 Kurva stress-strain paduan Al-Si-Mg-Cu (Zheng dkk, 2015)



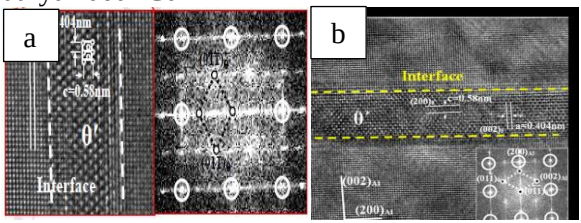
Gambar 4.16 Kurva kekerasan vs waktu aging pada 160℃ paduan Al-Si-Mg-Cu (Wang dkk, 2007)

4.1.3 Presipitat θ' Al_2Cu

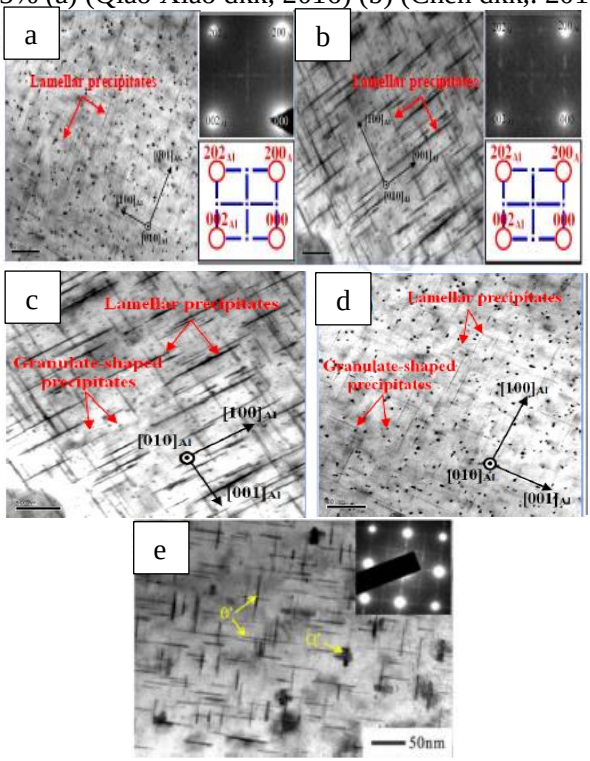
Penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg-Cu meningkatkan fasa θ' yang terbentuk pada kondisi peak aging, hal tersebut sesuai dengan penelitian yang dilakukan oleh Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk (2019) yang mengobservasi pengaruh kadar Cu 0.5 – 4.5% terhadap pertumbuhan presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu setelah diberi perlakuan panas *artificial aging*. Kedua penelitian tersebut menampilkan hasil yang sama pada kadar Cu 2.5%. Diobservasi presipitat dengan bentuk lamellar yang didapatkan dari hasil pengujian TEM, yang kemudian melalui analisis FFT diketahui presipitat tersebut memiliki struktur kristal Body Centered Tetragonal dengan lattice parameter a= 0.404 nm dan c =0.58nm seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.17. Hal ini menunjukan pada kedua penelitian tersebut presipitat θ' semakin banyak dengan meningkatnya kadar Cu dan menggantikan presipitat β" sebagai presipitat yang mengakibatkan *age hardening* pada kondisi peak aging untuk kadar Cu 2.5%. Presipitat yang sama juga ditemukan pada kadar Cu 4.5% pada kedua penelitian tersebut, namun dengan jumlah yang lebih banyak dibanding paduan dengan kadar Cu 2.5%.

Penelitian yang dilakukan Zheng dkk (2015) juga memperkuat, dengan meningkatnya kadar Cu membuat bergantinya presipitat yang menyebabkan terjadinya *age hardening*. Sama seperti penelitian Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk. (2019), presipitat θ' pada penelitian ini juga ditemukan pada paduan yang memiliki kadar Cu paling banyak, yaitu 4% seperti yang terlihat pada Gambar 4.18. Namun berbeda dengan kedua penelitian tersebut, pada penelitian (Zheng dkk, 2015) presipitat θ' sulit ditemukan pada paduan lainnya sebagai presipitat utama penyebab *age hardening* bahkan pada kadar Cu 2%. Hal tersebut dikarenakan sedikit lebih rendahnya kadar Cu dan lebih tingginya kadar Mg dibandingkan penelitian Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk (2019) yang mana menyebabkan rendahnya rasio Cu:Mg pada paduan tersebut. Rendahnya rasio Cu:Mg mengurangi terbentuknya presipitat θ' (Zheng dkk, 2015).

Hal ini menunjukan presipitat θ' terus meningkat dengan meningkatnya kadar Cu



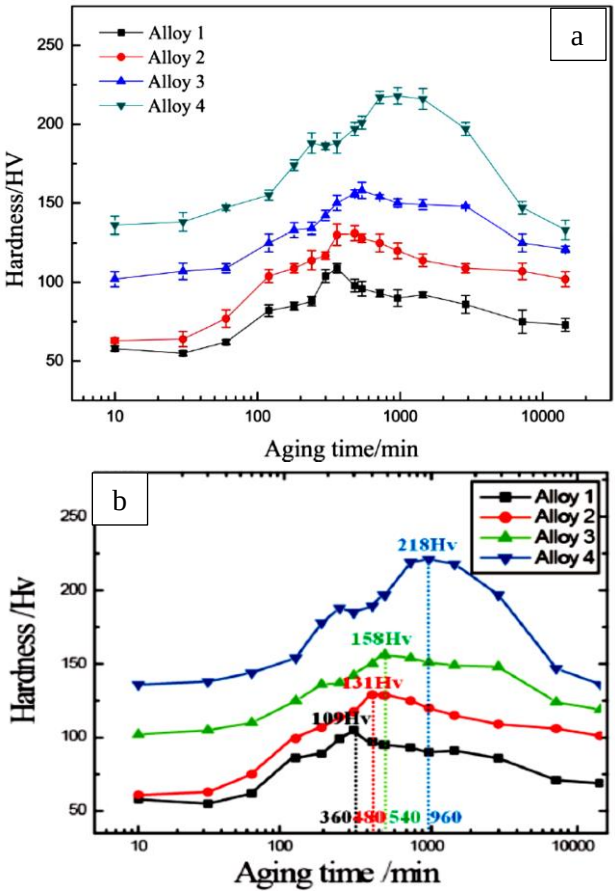
Gambar 4.17 Presipitat θ' paduan Al-Si-Mg-Cu pada kadar Cu 2.5% (a) (Qiao Xiao dkk, 2016) (b) (Chen dkk,. 2019)



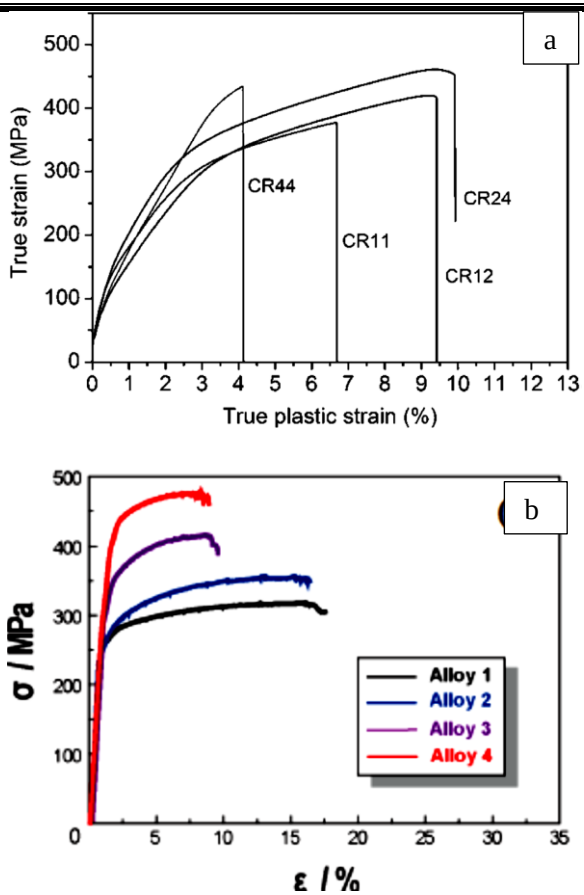
Gambar 4.18 Presipitat θ' berbentuk lamellar pada paduan Cu dengan kadar (a) 2.5% (b) 4.5% (Qiao Xiao dkk,

2016) (c) 2.5% (d) 4.5% (Chen dkk, 2019) (e) 4% (Zheng dkk, 2015)

Semakin tingginya kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg-Cu akan mendorong terbentuknya presipitat θ' dan terjadi peningkatan sifat mekanik paduan setelah proses *artificial aging*. Pada penelitian yang dilakukan oleh Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk (2019) menunjukan kekerasan tertinggi dimiliki oleh paduan yang memiliki presipitat θ' sebagai presipitat utama pada kondisi *peak aging*. Kedua penelitian tersebut juga menunjukan peningkatan kadar Cu dari 0.5% hingga 4.5% membuat digantikannya presipitat utama β'' menjadi θ', dan meningkatkan kekerasan paduan hingga dua kali lipat seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.19. Hasil yang sama didapatkan pada sifat kekuatan, yang mana kekuatan tertinggi setelah proses *artificial aging* diperoleh oleh paduan yang memili presipitat θ' sebagai presipitat utama yang menyebabkan terjadinya precipitation hardening. Namun dengan meningkatnya kadar Cu dari 0.5% hingga 4.5% yang menggantikan presipitat utama β'' menjadi θ', menurunkan elongation dari 19.3% menjadi 10% (Chen dkk, 2019). Hasil yang sama juga didapatkan pada penelitian Zheng dkk (2015) pada paduan CR44 yang memiliki kadar Cu tertinggi sekaligus satu-satunya paduan yang memiliki presipitat θ'setelah proses T6 temper, mempunyai kekuatan (UTS) paling tinggi yaitu 400 MPa dan elongation terendah yaitu 4% seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.20. Hal ini menunjukan presipitat θ' dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan paduan,namun menurunkan keuletannya.



Gambar 4.19 Kurva kekerasan dengan perbedaan kadar Cu (a) (Qiao Xiao dkk, 2016) (b) (Chen dkk, 2019)



Gambar 4.20 Kurva tegangan-regangan dengan perbedaan kadar Cu (a) (Zheng dkk, 2015) (b) (Chen dkk, 2019)

Penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg meningkatkan pertumbuhan presipitat Q' yang menggantikan presipitat β'' pada kondisi peak aging. Terus ditambahkannya kadar Cu tinggi membuat terbentuknya presipitat θ' sebagai presipitat utama pada kondisi peak aging. Seperti yang ditunjukan pada Tabel 4.1. Pada paduan dengan sifat mekanik (Kekerasan

dan kekuatan) yang paling tinggi akibat semakin meningkatnya kadar Cu ditemukannya presipitat θ'. Hal ini menunjukan terjadinya pergantian presipitat utama pada proses *age hardening* di paduan Al-Si-Mg-Cu meningkatkan sifat mekanik paduan yang disebabkan presipitat halus θ' yang tersebar secara merata pada matriks (Al).

Tabel 4.1 Perbandingan komposisi paduan Al-Si-Mg dengan penambahan kadar Cu terhadap jenis presipitat yang terbentuk pada kondisi peak aging

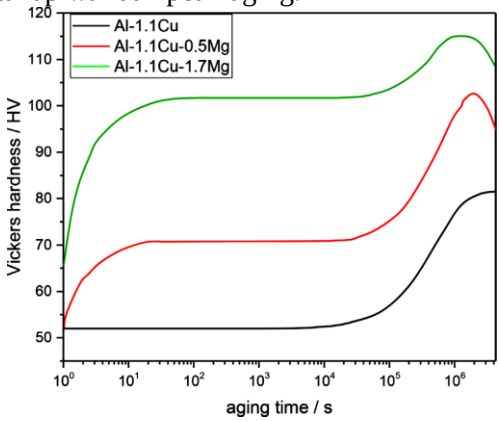
Referensi	unsur paduan	Kadar Cu (Wt%)	Jenis presipitat pada kondisi peak aging	Sifat Mekanik pada kondisi peak aged	
				Kekuatan (MPa)	Kekerasan (Hv)
Li (2006)	Al7Si0.5Mg	0	β"	375	135
		1	β" dan Q'	380	142
		3	θ'	445	161
Xiao (2016)	Al0.5Si0.42Mg	0.5	β"		109
		1	β" dan Q'		131
		2.5	Q' dan θ'		158
		4.5	Minor Q' dan θ'		218
Zheng (2015)	Al6Si0.5Mg	1	Gp Zone	345	
		2	Q'	378	
	Al6Si1Mg	1	β'	327	
		4	minor Q' dan θ'	400	
Chen(2019)	Al0.5Si0.42Mg	0.5	β"	261.3	109
		1	β" dan Q'	270.9	131
		2.5	Q' dan θ'	346.2	158
		4.5	θ'	442.5	218

4.2 Efek Mg terhadap Presipitat

Pada pembahasan sebelumnya diketahui bahwa penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg memiliki efek yang baik pada sifat mekanik setelah diberi perlakuan panas *age hardening*. Hal tersebut dikarenakan terjadinya perubahan jenis presipitat pada kondisi *peak aging* dari β'' menjadi Q' dan θ' (Qiao Xiao dkk, 2016). Namun, unsur Cu bukan hanya satu-satunya unsur yang mempengaruhi efektifitas *age hardening* karena mendorong pertumbuhan presipitat θ'. Hal tersebut dapat dilihat pada penelitian yang membandingkan tiga paduan Al-Si-Cu, Al-Si-Mg dan Al-Si-Cu-Mg. Didapatkan bahwa paduan Al-Si-Cu memiliki respon yang lebih rendah terhadap *age hardening* dibandingkan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Mg-Cu. Paduan Al-Si-Cu yang memiliki presipitat θ' memiliki respon yang sangat lambat pada proses *age hardening*, yaitu 76 MPa untuk temperatur 170 ℃ dan 44MPa untuk 210℃. Hal ini menunjukan bahwa efektifitas peningkatan sifat mekanik paduan aluminium bukan hanya bergantung presipitat θ'. Kemudian dengan ditambahkannya 0.5%Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu mampu meningkatkan respon terhadap *age hardening* menjadi 168 MPa untuk 170 ℃ dan 138MPa untuk 210℃. Hal ini menunjukan bahwa penambahan unsur Mg pada paduan Al-Si-Cu mampu meningkatkan respon paduan terhadap *age hardening* (Sjölander dan Seifeddine, 2011). Terbentuknya prekursor θ saat proses *quenching* pada paduan Al-Si-Cu menyebabkan terjadinya dislokasi. Terbentuknya θ' membuat berkurangnya konsentrasi Cu pada fasa θ'' yang mana menyebabkan berkurangnya kekuatan paduan. Untuk mengurangi dislokasi dan membuat struktur mikro lebih seragam setelah proses solution treatment maka ditambahkan kandungan Mg yang membuat fasa θ' tersebar secara homogen dan memiliki respon yang baik pada proses *artificial aging* (Kang dkk, 1999). Penambahan Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu juga dapat meningkatkan terbentuknya presipitat β'' setelah proses aging (Zheng dkk, 2015). Presipitat β'' memiliki

kontribusi yang lebih besar pada proses *age hardening* untuk mempersingkat waktu untuk mencapai *peak hardening* dibandingkan presipitat Q' dan θ' (Eskin, 2003).

Percepatan proses *age hardening* juga ditemukan pada paduan aluminium seri 2000 (Al-Cu-Mg), yang mana berkaitan dengan proses clustering atom dari kondisi supersaturated solidsolution (Marceaua dkk, 2010). Penelitian yang dilakukan oleh (Marceaua dkk, 2010) menunjukan efek penambahan Mg pada paduan Al-Cu yang mana meningkatkan kecepatan clustering, yang merupakan tahap awal proses *age hardening*. Ditunjukan pada Gambar 4.21 penambahan kadar Mg sebanyak 0.5% sudah mampu mempercepat pertumbuhan presipitat tahap awal aging yang disebut juga rapid hardening. Kekerasan paduan meningkat dengan penambahan kadar Mg, yang mana terlihat pada tahap tahap wal dan peak aging.

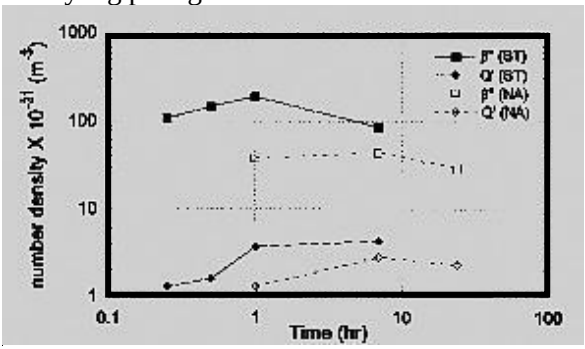


Gambar 4.21 *Artificial aging* pada temperatur 150℃ pada paduan Al-1.1Cu-xMg (Marceaua (Marceaua dkk, 2010)

4.2.1 Presipitat β"-Mg_2Si

Presipitat β" memiliki kontribusi yang paling besar dalam mempersingkat waktu paduan mencapai *peak aging* dibandingkan dengan presipitat Q' dan θ'. Hal tersebut sesuai dengan penelitian yang membandingkan paduan Al-Si-Cu, Al-Si-Mg dan Al-Si-Cu-

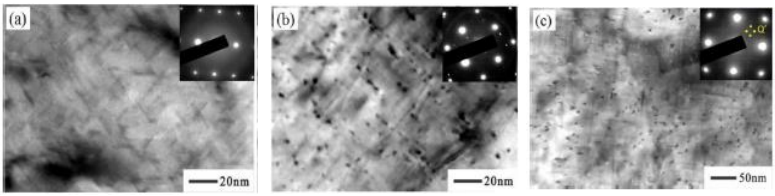
Mg yang diberi perlakuan panas *solution treatment* dan dilanjutkan dengan *atificial aging* dengan temperatur 170℃, dan didapatkan paduan Al-Si-Mg yang memiliki presipitat utama β" membutuhkan waktu 10 jam untuk mencapai kondisi *peak aging*, yang mana lebih cepat dibanding Al-Si-Cu yang memiliki presipitat θ' dan Al-Si-Mg-Cu yang memiliki presipitat Q' dan θ' membutuhkan waktu 170 dan 20 jam (Sjolander dan Seifeddine, 2010). Hal ini sesuai dengan penelitian yan dilakukan oleh Wang dkk (2003) yang meneliti *age hardening* pada paduan Al-Si dengan tambahan Mg kadar rendah dan melakukan pengujian densitas presipitat Q' dan β". Pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang diberikan solution treatment dan dilanjutkan dengan *artificial aging* selama 7 jam pada temperatur 180℃. Didapatkan densitas pada presipitat β" adalah 75-200 x $10^3/\mu m^3$ lebih besar dibanding densitas Q' 1-4 x $10^3/\mu m^3$ seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.22. Rendahnya nilai densitas mengindikasikan awal mula pertumbuhan presipitat dan tahap awal pengerasan yang lambat (Delmas dkk, 2003). Maka dapat disimpulkan pertumbuhan presipitat β" lebih cepat dari Q' dan θ' yang memiliki pertumbuhan yang paling lambat.



Gambar 4.22 Densitas presipitat β" dan Q' selama proses *artificial aging* pada temperatur 180 ℃ (Wang dkk, 2003)

Pada paduan Al-Si-Mg-Cu seringkali dipelajari efek rasio Cu:Mg terhadap pertumbuhan fasa intermetalik. Rasio Cu:Mg

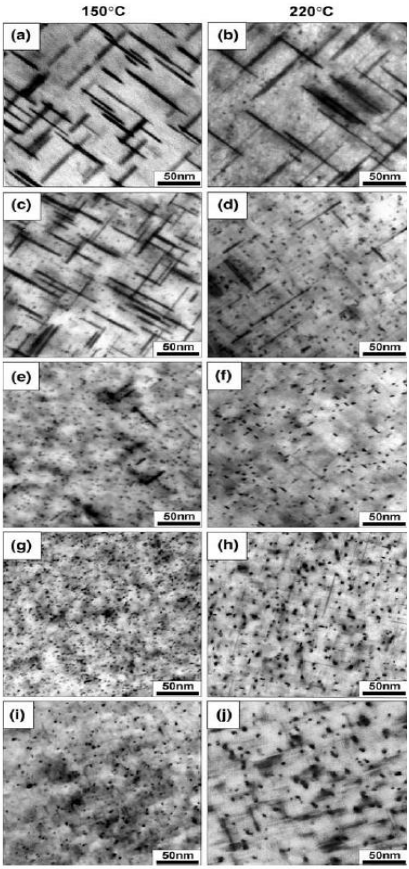
rendah atau dengan kata lain Mg berlebih dibanding Cu membuat meningkatnya pembentukan presipitat β"-Mg_2Si dan menekan pertumbuhan presipitat Q' dan θ' dan berlaku juga sebaliknya. Hal ini sesuai dengan penelitian yang dilakukan oleh Zheng dkk (2015) pada paduan Al-Si-Mg-Cu yang diberi perlakuan panas *solution treatment* dan dilanjutkan dengan *artificial aging* pada temperatur 180℃ selama 6 jam dan 200℃ selama 1 jam. Pada Gambar 4.23 diperlihatkan struktur mikro paduan dengan rasio persen atom 0.37, 0.75, dan 2.6. Pada paduan dengan rasio Cu:Mg 0.75 menunjukan sedikit presipitat berbentuk needle pada pengujian TEM, dan pada analisis SADP belum menunjukan difraksi dengan matriks Al maka diindikasi presipitat tersebut merupakan GP zone. Penambahan Mg pada hingga membuat rasio Cu:Mg menjadi 0.37 membuat presipitat berubah menjadi β' yang merupakan prekursor β seperti β" namun dalam bentuk yang lebih stabil. Hal tersebut dikarenakan rendahnya rasio Cu:Mg pada matriks Al, sehingga mempercepat pertumbuhan fase intermetalik β. Hal ini menunjukan pengurangan rasio Cu:Mg membuat meningkatnya percepatan pertumbuhan fasa β. Menambahkan rasio Cu:Mg menjadi 2.6 yang mana memiliki kadar Mg rendah dibanding Cu membuat presipitat yang berubah menjadi fase Q' yang akan dibahas pada sub sub bab selanjutnya.



Gambar 4.23 Struktur mikro paduan Al-Si-Mg-Cu dengan perbedaan rasio Cu:Mg (a) 0.75 (b) 0.37 (c) 2.6 (Zheng dkk, 2015)

Hal yang serupa juga terjadi pada penelitian Lumley, Polmear dan Curtis (2009). Pada Gambar 4.24 ditunjukan struktur mikro dari 5 paduan Al-Si-Mg-Cu dengan rasio Cu:Mg yang

berbeda dan diberi perlakuan solution treatment yang dilanjutkan dengan *artificial aging*. Diberikan dua temperatur dan waktu *artificial aging* pada masing-masing paduan, yaitu 150℃ selama 24 jam dan 220 ℃ selama 15 menit. Pada temperatur 150℃ tiga paduan dengan rasio Cu:Mg tinggi yaitu 14.4, 4.6 dan 3 memiliki presipitat Q'/L dan θ'. Dengan semakin berkurangnya rasio Cu:Mg menunjukan semakin banyaknya presipitat Q' yang terbentuk dan semakin sedikitnya presipitat θ' dan sangat sulit di observasi pada rasio Cu:Mg 1.11, dan hanya ditemukan presipitat Q'/L. Kemudian pada rasio Cu:Mg 0.4 mulai dijumpai presipitat β"-Mg_2Si. Maka dapat disimpulkan rasio Cu:Mg rendah (Mg berlebih) mempercepat pertumbuhan presipitat β", yang mana mempercepat paduan Al-Si-Mg-Cu mencapai kondisi peak aging.

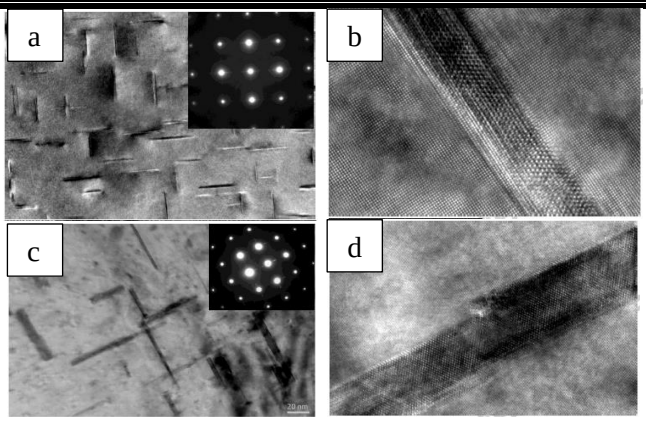


Gambar 4.24 Struktur mikro paduan Al-Si-Mg-Cu dengan perbedaan rasio Cu:Mg (a-b) 14.4 (c-d) 4.6 (e-f) 3 (g-h)1.11 (i-j) 0.4 (Lumley, Polmear dan Curtis, 2009)

4.2.2 Presipitat Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$

Paduan Al-Si-Cu termasuk tipe paduan aluminium yang memiliki efektifitas rendah pada proses *age hardening*, hal tersebut dikarenakan hanya tumbuhnya fasa θ pada struktur mikro selama proses aging (Sjölander dan Seifeddine, 2011).

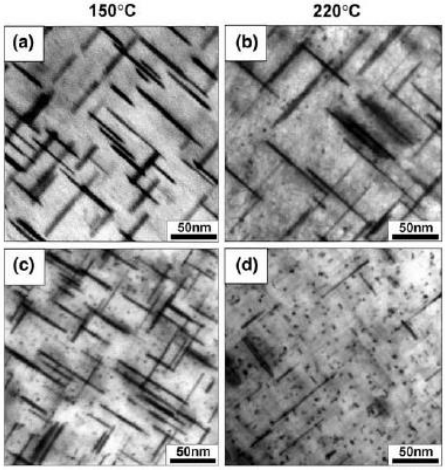
Penambahan kadar Mg membuat meningkatknya respon *age hardening* paduan Al-Si-Cu pada tahap awal proses aging yang mana disebut *rapid hardening* (Marceaua dkk, 2010). Terjadinya *rapid hardening* pada paduan Al-Si-Cu-Mg dikarenakan terjadinya pertumbuhan fasa Q dan prekursornya, yang mana merupakan efek dari penambahan Mg dalam kadar rendah. Hal ini sesuai dengan penelitian yang dilakukan oleh Yang dkk (2015), yang melakukan studi mengenai efek penambahan kadar Mg pada paduan Al-Si-Cu. Penambahan kadar Mg sebanyak 0.32wt% membuat rasio Cu:Mg dalam fraksi atom menjadi 4.1, menunjukan pertumbuhan presipitat yang berbeda dibandingkan dengan rasio Cu:Mg 13.6. Seperti yang terlihat pada Gambar 4.25 struktur mikro pada paduan dengan rasio Cu:Mg 13.6 setelah melui proses solution treatment dan *artificial aging* menunjukan presipitat dengan struktur BCT dengan pengujian TEM dan dianalisis dengan SADP dan diidentifikasi sebagai presipitat θ'. Sedangkan pada paduan dengan rasio Cu:Mg 4.1 diobsesrvasi presipitat Q' dan θ' melalui pengujian yang sama. Hal ini menunjukan penambahan Mg pada paduan Al-Si-Cu dengan kadar rendah mengakibatkan tumbuhnya fasa Q dan terbentuk presipitat Q' pada kondisi peak aged. Dengan bertambahnya kadar Mg pada paduan Al-Si-Cu membuat presipitat utama pada kondisi peak aged bertambah dari hanya presipitat θ' menjadi Q' dan θ'.



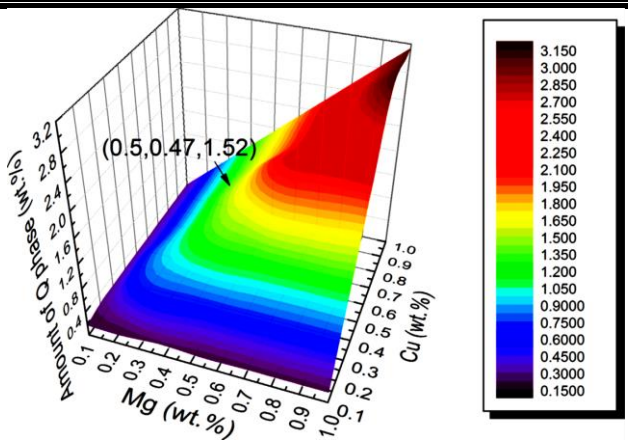
Gambar 4.25 Struktur mikro paduan Al-Si-Cu-Mg dengan perbedaan rasio Cu:Mg (a-b) 13.6 (c-d) 4.1 (Yang dkk, 2015)

Proses *rapid hardening* pada paduan Al-Si-Cu yang diakibatkan penambahan kadar Mg berhubungan dengan pertumbuhan fasa Q sejalan dengan Penelitian yang dilakukan oleh Lumley, Polmear dan Curtis (2009). Yang mana juga menunjukan perbedaan jenis presipitat yang terbentuk pada struktur mikro paduan hanya dengan sedikit penambahan kadar Mg dari 0.1wt% menjadi 0.3wt% . Penambahan Mg kadar rendah merubah rasio Cu:Mg dalam fraksi atom secara signifikan dari 14.4 menjadi 4.6 penelitian ini menunjukan pada paduan Al-Si-Cu dengan rasio Cu:Mg didominasi dengan pertumbuhan fasa θ dan terbentuk presipitat θ' setelah melalui proses *solution treatment* dan *artificial aging*, yang mana sama dengan penelitian sebelumnya. Namun, hasil yang berbeda ditunjukan pada penambahan rasio Cu:Mg 4.6 yang menunjukan terbentuknya fasa L dan θ' setelah melalui proses *solution treatment* dan *artificial aging*. Perbedaan ini dikarenakan temperatur aging pada penelitian ini adalah 150℃ lebih rendah dibandingkan penelitian Yang dkk (2015) yang memiliki temperatur aging 170℃. Menurut penelitian yang dilakukan oleh Chakrabarti dan Laughlin (2004) fasa L yang terbentuk merupakan prekursor dari Q'. Karena

rendahnya temperatur dan waktu aging sehingga tahapan pertumbuhan terhenti pada fasa L dan tidak terbentuk presipitat Q'. Hal tersebut dapat dilihat pada Gambar 4.26 jika temperatur aging dinaikan hingga 220℃ maka semakin banyak pula terbentuknya presipitat berbentuk rod yang diidentifikasi sebagai fasa L/Q'. Hal ini menunjukan tahapan pertumbuhan fasa Q semakin cepat dengan bertambahnya temperatur aging. Hal ini diperkuat dengan simulasi fasa Q dengan fungsi Mg dan Cu pada penelitian yang dilakukan oleh (A.R.Farkoosh dan M.Pekguleryuz, 2015), pada temperatur 300 ℃ paduan Al-Si-Mg-Cu dengan kadar Mg 0.3wt% terbentuk fasa terakhir dari tahapan pertumbuhan fasa Q yaitu fasa stabil Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Hal tersebut menunjukan tahapan pertumbuhan fasa Q semakin mendekati fasa stabil dengan meningkatnya temperatur aging. Persamaan fasa Q yang disimulasikan pada Gambar 4.27 juga menunjukan bertambahnya fasa Q pada temperatur 300℃ dari 0.92% menjadi 1.52% dengan ditambahkannya kadar Mg dari 0.3% menjadi 0.47%.

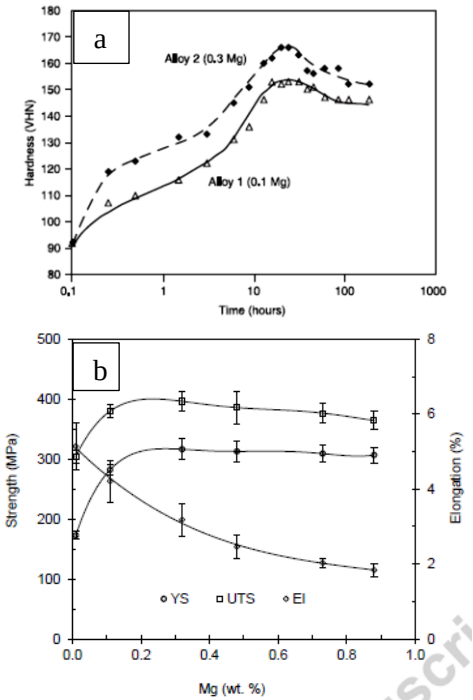


Gambar 4.26 Struktur mikro paduan Al-Si-Cu dengan perbedaan kadar Mg setelah perlakuan panas T6 (a-b) 0.1 wt% Mg (c-d) 0.3 wt% Mg (Lumley, Polmear dan Curtis, 2009)



Gambar 4.27 Jumlah fasa Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ pada temperatur 300℃ sebagai fungsi kadar Cu dan Mg (A.R.Farkoosh dan M.Pekguleryuz, 2015)

Beberapa penelitian menunjukan dengan penambahan kadar Mg pada paduan Al-Si-Cu dapat mempengaruhi pembentukan fasa dan tumbuhnya presipitat Q' dan θ' yang mengakibatkan terjadinya *age hardening*. Tumbuhnya presipitat Q' dan θ' ini meningkatkan kekuatan dan kekerasan paduan pada seperti yang dapat dilihat pada Gambar 4.28. Selain bertambahnya presipitat Q', semakin tersebar dan halusnya presipitat θ' yang disebabkan oleh penaambahan Mg kadar rendah juga menjadi penyebab meningkatnya sifat mekanik paduan Al-Si-Cu.



Gambar 4.28 Sifat mekanik paduan Al-Si-Cu dengan perbedaan kadar Mg (a) Kekerasan (Lumley, et al., 2006) (b) Kekuatan (Yang dkk, 2015)

4.2.3 Presipitat θ'-Al_2Cu

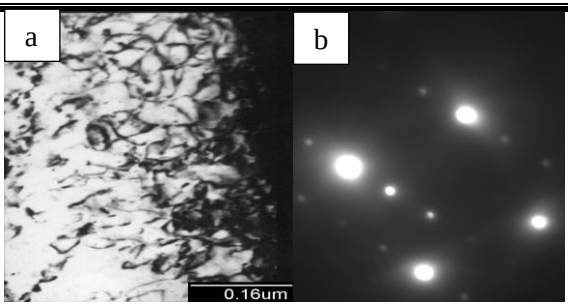
Paduan Al-Si-Cu menunjukan respon terhadap *age hardening* yang paling rendah dibandingkan dengan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Mg-Cu seperti yang dapat dilihat pada Tabel 4.2. Selain respon yang rendah paduan Al-Si-Cu juga membutuhkan waktu yang lebih lama untuk mencapai kondisi peak aging. Hal tersebut sesuai dengan penelitian yang membandingkan paduan Al-Si-Cu, Al-Si-Mg dan Al-Si-Cu-Mg yang diberi perlakuan panas *solution treatment* dan dilanjutkan dengan *artificial aging* dengan temperatur 170℃, dan didapatkan

paduan Al-Si-Cu membutuhkan waktu 170 jam untuk mencapai kondisi peak aging, yang mana jauh lebih lambat dibanding Al-Si-Mg dan Al-Si-Mg-Cu yang hanya membutuhkan waktu 10 dan 20 jam (Sjolander dan Seifeddine, 2010). Hal tersebut dikarenakan rendahnya kadar Mg yang hanya berupa impurities pada paduan tersebut. Penambahan kadar Mg dapat meningkatkan respon terhadap *age hardening* secara signifikan dan mempersingkat waktu untuk mencapai kondisi *peak aging* (Kang dkk, 1999).

Tabel 4.2 Respon paduan terhadap *age hardening* dan peak aging (Sjölander dan Seifeddine, 2011)

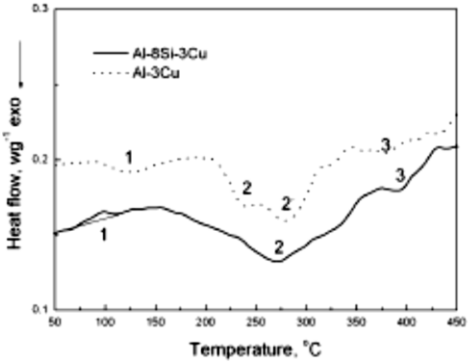
Paduan	Waktu untuk mencapai peak aging (jam)		Respon terhadap *age hardening* ΔYS(MPa)	
	170°C	210°C	170°C	210°C
Al-Si-Mg	10	0.3	139	123
Al-Si-Cu	170	12	76	44
Al-Si-Mg-Cu	20	2	168	168

Rendahnya respon Al-Si-Cu terhadap *age hardening* dan lamanya waktu yang dibutuhkan untuk mencapai *peak aging* dikarenakan terbentuknya dislokasi pada matriks Al yang disebabkan oleh terbentuknya presipitat θ' dengan ukuran yang besar. Terbentuknya dislokasi pada Al matriks terjadi pada proses *quenching* yang mana disebabkan besarnya perbedaan *heat coefficient* antara Al dan Si yang sebelumnya larut pada matriks Al. Terbentuknya presipitat Si pada Al matriks meningkatkan *hardening ability* dikarenakan besarnya kecepatan difusi atom Si dan menyebabkan Si terkumpul dengan sangat cepat. *Age hardening* pada paduan Al-Si dengan penambahan Cu dan atau Mg sangat dipengaruhi oleh kadar Si yang membuat presipitat yang terbentuk lebih kasar. Sehingga terbentuk presipitat θ' yang kasar pada paduan Al-Si-Cu sehingga terjadi dislokasi pada matriks Al seperti yang digambarkan pada Gambar 4.29 (Wang dkk, 2011).



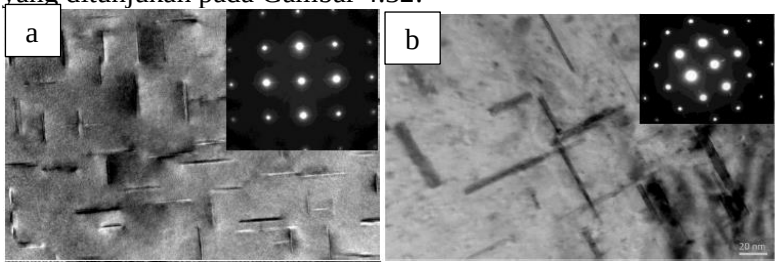
Gambar 4.29 Struktur mikro paduan Al-8Si-3Cu (a) TEM (b) pola difraksi (Wang dkk, 2011)

Pada penelitian ini juga dilakukan pengujian DSC yang mana terdapat 3 peak pada paduan Al-Si-Cu dan masing-masing mengidentifikasikan pembentukan GP zone, θ' dan fasa stabil θ. Seperti yang dapat dilihat pada Gambar 4.30 peak 1 terbentuk pada temberatur rendah yaitu 80-120℃, mengindikasikan GP zone dapat terbentuk sebelum temperatur aging dan dapat terurai pada pemanasan 80℃. Terlalu cepat teruarainya GP zones saat proses aging menjadi alasan tidak efektifnya pembentukan precursor θ pada proses *age hardening* (Wang dkk, 2011).

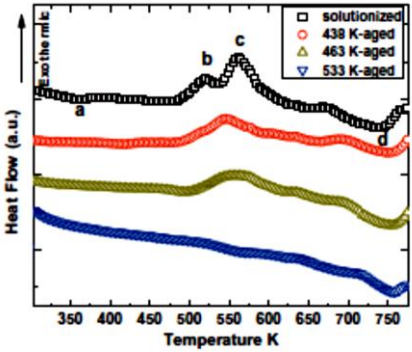


Gambar 4.30 Kurva DSC paduan Al-Cu dan Al-Si-Cu (Torsaeter dkk, 2011)

Seperti yang dibahas pada sub sub bab sebelumnya Dengan bertambahnya kadar Mg pada paduan Al-Si-Cu membuat presipitat utama pada kondisi peak aged bertambah dari hanya presipitat θ'.menjadi Q dan θ' (Yang dkk, 2015). Pada penelitian tersebut struktur mikro di kondisi peak aged mulai memiliki presipitat Q dan θ' rasio Cu:Mg 4.1. Struktur mikro pada paduan tersebut menunjukan presipitat θ' dengan ukuran butir yang lebih halus dibandingkan paduan tanpa penambahan kadar Mg seperti yang terlihat pada Gambar 4.31. Hal ini mengindikasikan pertumbuhan θ' terakselerasi oleh terbentuknya presipitat Q'. Presipitat θ' ternukleasi pada medan regangan yang diakibatkan oleh dislokasi prekursornya (Wang dkk, 2011). Peran GP zone yang sudah terdekomposisi digantikan oleh terbentuknya presipitat Q' atau fasa Q. Hal ini juga sesuai dengan penelitian yang dilakukan oleh Biswas, Siegel dan Seidman (2014) yang meneliti tentang presipitat Q pada aluminium alloy selama proses *age hardening*. Pengujian DSC pada penelitian ini menunjukan precipitat Q yang ditunjukan pada peak b terbentuk terlebih dahulu sebelum presipitat θ' yang ditunjukan oleh peak c seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.32.



Gambar 4.31 Struktur mikro TEM paduan Al-Si-Cu (a) tanpa kadar Mg (b) 0.32 wt% Mg (Yang dkk, 2015)



Gambar 4.32 Kurva DSC pada paduan Al-Si-Mg-Cu (Biswas, Siegel dan Seidman, 2014)

Penambahan Mg kadar rendah pada paduan Al-Si-Cu membuat menurunnya rasio Cu:Mg dalam fraksi atom secara signifikan. Hal tersebut membuat tumbuhnya presipitat Q' yang akan mengakselerasi pertumbuhan presipitat θ' seperti yang ditunjukan pada Tabel 4.3. Hal ini mengindikasikan dengan penambahan Mg pada paduan Al-Si-Cu dan membuat rasio Cu:Mg cukup rendah untuk membentuk presipitat Q' membuat pertumbuhan presipitat memiliki tahapan pertumbuhan GPI→Q'→Q dan θ'. Tahapan pertumbuhan ini juga mengindikasikan presipitat Q' akan mengakselerasi pertumbuhan presipitat θ'

Tabel 4.3 Perbandingan rasio Cu:Mg pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap jenis presipitat yang terbentuk pada kondisi peak aging

Referensi	Rasio Cu:Mg	Jenis presipitat yang terbentuk
Zheng (2015)	0.37	β''
	0.75	GP zone
	2.6	Q'
Lumley (2009)	0.4	Q' dan β''
	1.11	Q'
	3	Q' dan minor θ'
	4.6	Q' dan θ'
	14.4	Minor Q' dan θ'
Yang (2015)	4.1	Q' dan θ'
	13.6	θ'

4.3 Efek Si terhadap Presipitat

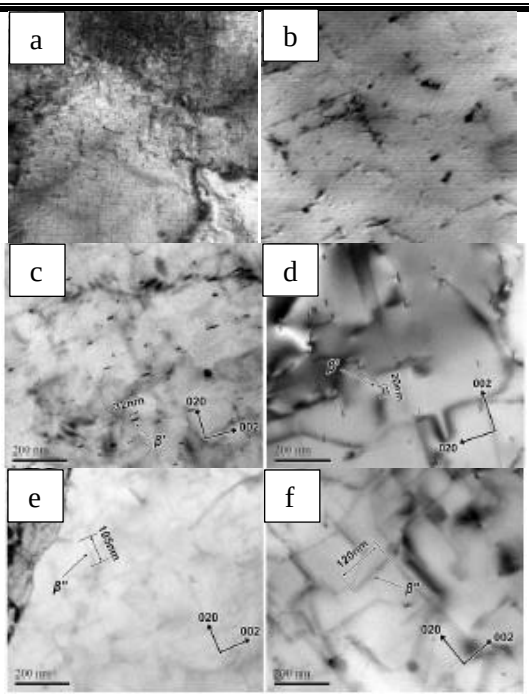
Secara komposisi peran silikon pada pembentukan presipitat selama proses *age hardening* terbatas pada pembentukan prespitat Q’ pada paduan Al-Si-Cu dengan tambahan Mg, dan presipitat β'' pada paduan Al-Si-Mg dengan tambahan Cu kadar rendah (Lumley, 2011). Beberapa penelitian mempelajari efek rasio Mg:Si pada paduan aluminium seri 6xxx terhadap pertumbuhan fasa β seperti yang dilakukan oleh Xu dkk (2016) dan Jaafar dkk (2012). Pertumbuhan presipitat fasa β dan prekursornya semakin bertambah bersamaan dengan semakin rendahnya rasio Mg:Si, yang dengan kata lain memiliki kadar Si berlebih dibanding Mg.

Sama seperti penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg dan kadar Mg pada paduan Al-Si-Cu, penambahan kadar Si pada paduan Al-Cu-Mg juga dapat mempengaruhi nukleasi dan proses pertumbuhan presipitat yang mengakibatkan terjadinya *age hardening*. Penambahan Si kadar rendah memberikan efek positif pada presipitat θ' dan meningkatkan kekuatan dari paduan. Pengintian presipitat θ' terjadi pada presipitat Q' yang terbentuk akibat penambahan kadar Si pada paduan Al-Cu-Mg dengan rasio Cu:Mg yang tinggi. Hal tersebut membuat meningkatnya pertumbuhan presipitat θ' pada tahap awal proses aging (Liu dkk, 2014). Hal serupa juga ditemukan oleh Hutchinson dan Ringer (2000) yang melakukan studi tentang efek silikon pada tahap awal pertumbuhan presipitat pada paduan Al-Si-Mg-Cu, dan ditemukan pada paduan dengan rasio Cu:Mg rendah penambahan silikon membuat presipitat pada kondisi *peak aging* lebih halus dan tersebar.

4.3.1 Presipitat β"-Mg_2Si

Proses *age hardening* pada presipitat β dipengaruhi oleh rasio Mg:Si pada matriks Al. Rasio Mg:Si yang rendah membuat tahapan pertumbuhan dari GP zone hingga fasa stabil β semakin cepat (Eskin, 2003). Pada sistem ternary paduan Al-Si-Mg memiliki presipitat monoclinic β" pada kondisi *peak aging*, yang terus tumbuh selama proses aging dan menjadi fasa heksagonal β' saat mendekati overaging, dan fasa stabil berbentuk cubic β di kondisi over aging. Penelitian pengaruh Cu pada pertumbuhan presipitat seperti yang dilakukan Wang dkk (2007), Qiao Xiao dkk (2016) dan Chen dkk (2019), paduan dengan rasio Mg:Si rendah (Si berlebih) dan kadar Cu rendah membuat terbentuknya presipitat β" pada kondisi peak aging. Namun, untuk kadar Cu tinggi paduan Al-Si-Mg-Cu dapat merubah presipitat β" menjadi presipitat Q' dan θ' pada kondisi *peak aging*. Karena itu untuk mengetahui pengaruh penambahan kadar silikon pada presipitat β" maka perlu dipadukan dengan kandungan Cu rendah.

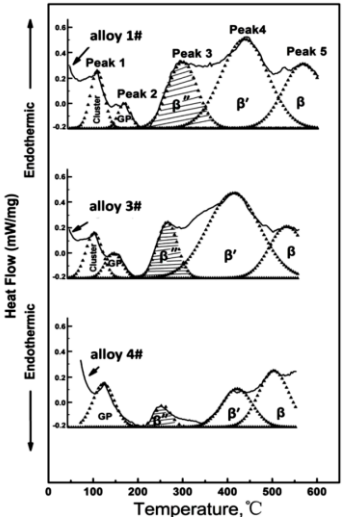
Penelitian yang dilakukan oleh (Xu dkk, 2016) mempelajari efek rasio Mg:Si pada paduan Al-Si-Mg-(Cu) terhadap struktur mikro paduan dengan variasi rasio Mg:Si 1.18-2.74. Presipitat halus β" tersebar secara merata pada matriks Al pada alloy 1 dengan rasio Mg:Si paling rendah (kelebihan Si 0.15%). Setelah aging selama 5 jam presipitat berbentuk needle telah berubah menyerupai bentuk rod yang lebih tersebar dan memilki ukuran yang lebih kecil yang merupakan presipitat β'. Dengan menambahkan rasio Mg:Si menjadi 1.51 (kelebihan Si 0.05%) jumlah presipitat mulai mengalami penurunan dan presipitat yang berubah menjadi bentuk rod lebih sedikit dibandingkan dengan paduan pertama. Semakin meningkatnya rasio Mg:Si semakin sedikit presipitat β" yang terbentuk dan pada paduan yang memiliki kelebihan Mg 0.15%, yang di aging selama 5 jam sudah tidak terlihat presipitat β'. Paduan yang memiliki kelebihan kadar Mg 0.25% yang di aging selama 2 jam menunjukan fasa β" yang besar dan sudah tidak dalam bentuk presipitat yang dapat menyebabkan terjadinya *age hardening*. Yang mana menunjukan sangat rendahnya densistas dari presipitat β". Hal ini sejalan dengan penelitian yang dilakukan oleh Jaafar dkk (2012) yang meneliti efek kadar Si berlebih pada paduan Al-Si-Mg-Cu dan ditemukan pada paduan yang mempunyai kelebihan Si 0.5wt% mempunyai kadar Mg_2Si 0.8wt%, yang mana lebih besar dibandingkan paduan dengan kelebihan kadar Si 0.1wt% yang hanya mempunyai kadar Mg_2Si 0.32wt%. Pada hasil observasi paduan dengan kelebihan kadar Si 0.5wt% memiliki presipitat dengan densitas yang lebih besar, ukuran yang lebih halus dan lebih tersebar dibandingkan paduan yang memeliki kelbihan Si 0.1 wt% saat mencapai kondisi peak aging seperti yang terlihat pada Gambar 4.33



Gambar 4.33 Struktur mikro dengan variasi Mg/Si setelah proses *age hardening* dengan variasi rasio Mg:Si kadar berlebih (a)0.5%Si (b)0.1%Si (Jaafar dkk, 2012) (c)0.15%Si (d)0.05%Si (e)0.15%Mg (f)0.25%Mg (Xu dkk, 2016)

Lebih cepatnya pertumbuhan presipitat pada rasio Mg:Si rendah dikarenakan lebih cepatnya difusi atom Si dari matriks Al dan membentuk cluster sehingga terjadinya rapid hardening pada tahap awal proses aging. Analisis diferential thermal pada paduan ditunjukan pada Gambar 4.34. Rasio Mg:Si yang lebih kecil menunjukan daerah pembentukan β" yang lebih besar dibandingkan paduan dengan rasio Mg:Si tinggi. Pembentukan presipitat β" sangat dipengaruhi oleh interaksi antara solute (dalam hal ini Mg dan Si) dan kekosongan atom selama proses aging. Energi ikatan kovalen atom Si lebih besar dibanding Mg

menjadi alasan difusi atom sangat cepat pada paduan yang memiliki Si berlebih pada matriks Al. Oleh karena itu kecepatan pengintian presipitat β" semakin cepat untuk rasio Mg:Si rendah seperti yang ditunjukan pada Tabel 4.4.



Gambar 4.34 Kurva DSC pada paduan dengan rasio Mg:Si 1.18,2.17 dan 2.46 (Xu dkk, 2016)

Tabel 4.4 Parameter kecepatan nukleasi presipitat β" dengan variasi rasio Mg:Si (Xu dkk, 2016)

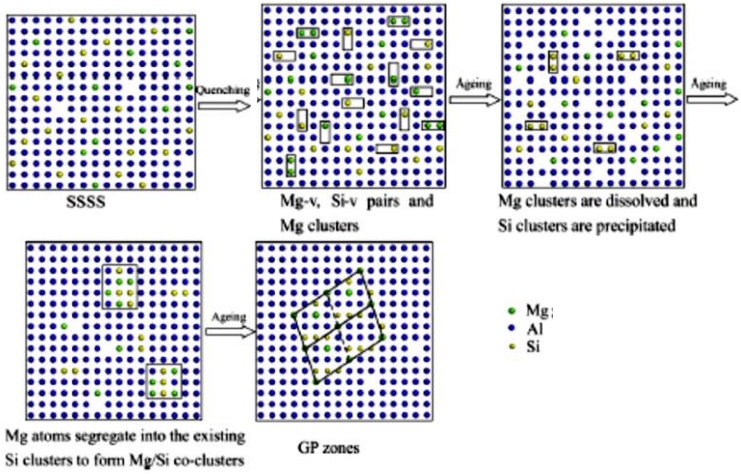
Rasio Mg:Si pada paduan	Nucleation rate parameters k/min
1.18	$5.39X10^8$
2.17	$4.18X10^7$
2.46	$4.01X10^7$

Hal ini sejalan dengan penelitian yang dilakukan oleh Yang dkk (2014) yang mempelajari tahap awal pertumpuhan presipitat pada paduan Al-0.73Si-0.65Mg-0.13Cu. Penelitian ini memberi perlakuan panas aging non isothermal dengan variasi temperatur

pada paduan untuk menganalisis formasi dan evolusi cluster atom pada tahap awal pertumbuhan presipitat. Ditemukan atom Si lebih mudah berinteraksi dengan atom vacancies dibandingkan atom Mg dan mementuk cluster Si-v . Hal tersebut dikarenakan binding energy Si yang lebih besar dibandingkan paduan lainnya seperti yang ditunjukan pada Tabel 4.5. Proses ini terjadi dari kondisi SSSS yang kemudian membentuk cluster Mg, cluster Si dan co-cluster Mg/Si. Hal ini menunjukan pada tahap awal proses *age hardening* terjadi tahapan evolusi struktur mikro SSSS → Si cluster dan Mg cluster → dissolution cluster Mg → Mg/Si co-cluster (Edwards dkk, 1998). Atom Si memiliki peran yang penting dalam mengontrol densitas Mg/Si co-cluster. Atom Si yang berlebih pada paduan Al-Si-Mg-Cu meningkatkan jumlah nukleasi presipitat dan meningkatkan pertumbuhan presipitat. Gambar 4.35 menunjukan simulasi perubahan struktur mikro dari kondisi SSSS sampai GP zone untuk paduan dengan rasio Mg/Si rendah (Yang, et al., 2014).

Tabel 4.5 Binding energy antara atom terlarut dan vacancies pada matriks Al (Yang dkk, 2014)

Unsur	Solute-vacancy binding energy (eV)
Mg	0.19
	0.18
Si	0.23
	0.3
Cu	0.05

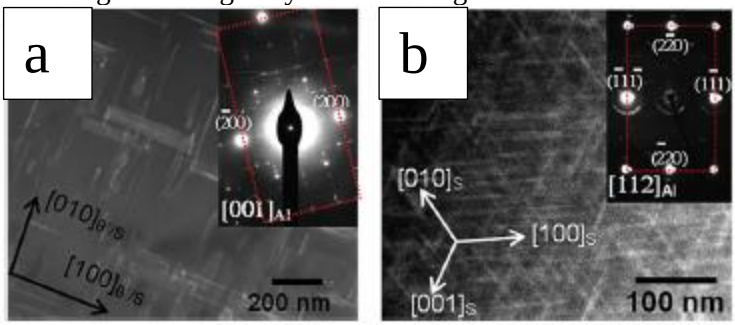


Gambar 4.35 Model evolusi presipitasi dari SSSS sampai GPzone pada tahap awal proses presipitasi pada paduan Al-0.73Si-0.65Mg-0.13Cu (Yang dkk, 2014)

4.3.2 Presipitat Q'-$Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$

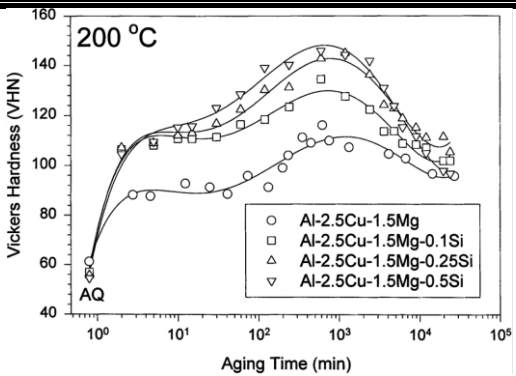
Paduan Al-Cu-Mg memiliki tahapan pertumbuhan presipitat selama proses *age hardening* yang bergantung pada rasio Cu:Mg. Rasio Cu:Mg dapat mengubah presipitat yang terbentuk pada paduan Al-Cu-Mg selama proses *age hardening*. Paduan Al-Cu-Mg dengan rasio Cu:Mg yang tinggi cenderung membentuk presipitat utama θ', sedangakan rasio Cu:Mg rendah cenderung membentuk presipitat utama S-Al_2CuMg. Hal tersebut sesuai dengan penelitian yang dilakukan oleh (Liu dkk, 2014) pada paduan Al-Cu-Mg dengan kadar Mg dan Cu yang tinggi, rasio Cu:Mg 1.5-4 diobservasi fasa S sebagai presipitat utama, untuk rasio Cu:Mg diantara 4 sampai 8 terbentuk fasa θ dan S sebagai presipitat utama dan untuk rasio Cu:Mg lebih dalam 8 di dominasi oleh presipitat θ. Hasil yang sedikit berbeda ditemukan pada penelitian yang dilakukan oleh García dkk (2019) yang membandingkan pertumbuhan presipitat pada paduan Al-Cu-Mg

setelah proses *artificial aging* dengan perbedaan rasio Cu:Mg, pada paduan 1 adalah 3.18 dan pada paduan 2 adalah 2.48. Ditemukan pada paduan 2 presipitat utama masih sesuai dengan penelitian Liu dkk (2014), yaitu diobservasinya fasa S sebagai presipitat utama. Namun, pada paduan 1 ditemukan presipitat utama adalah θ dan S seperti yang dapat dilihat pada Gambar 4.36. Tapi tetap dapat disimpulkan kedua penelitian tersebut menunjukan trend yang sama pada pembentukan jenis presipitat θ dan S dengan meningkatnya rasio Cu:Mg



Gambar 4.36 SADP TEM pada kondisi peak aging pada paduan Al-Cu-Mg dengan perbedaan rasio Cu/Mg (a) 3.18 (b)2.48 (García-Hernández dkk, 2019)

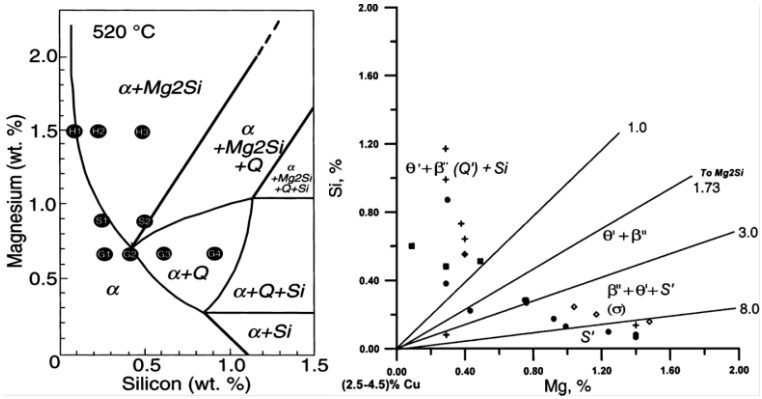
Pertumbuhan presipitat pada paduan Al-Cu-Mg dengan rasio Cu:Mg yang rendah memiliki tahapan SSSS→S”→S’→ S. Presipitat utama S’ pada paduan Al-Cu-Mg memiliki perubahan dengan penambahan Si. Hal ini sejalan dengan penelitian yang dilakukan oleh Hutchinson dan Ringer (2000), penambahan kadar Si pada paduan Al-Cu-Mg meningkatkan *rapid hardening* pada tahap awal proses aging seperti yang dapat dilihat pada Gambar 4.37. Meningkatnya *rapid hardening* ini dikarenakan pengaruh silikon pada presipitat S untuk rasio Mg:Si yang tinggi (Mg berlebih). Penambahan silikon hingga kadar 0.5wt% pada paduan Al-2.5Cu-1.5 Mg memperhalus presipitat S pada kondisi peak aging yang mana menjadi penyebab meningkatnya respon paduan terhadap *age hardening*.



Gambar 4.37 Kurva kekerasan vs waktu aging pada paduan Al-2.5Cu-1.5Mg-(Si) pada temperatur 200 ℃ (Hutchinson dan Ringer, 2000)

Jika silikon terus ditambahkan dan memperkecil rasio Mg:Si maka akan memicu pertumbuhan presipitat Q, hal terserbut sesuai dengan beberapa penelitian yang sudah dibahas sebelumnya seperti penelitian Zheng dkk (2015) pada paduan Al-6Si-2Cu-0.5Mg yang dapat dilihat pada Gambar 4.8, penelitian yang dilakukan Wang dkk (2007) pada paduan Al-8Si-0.4Mg-1Cu yang ditunjukan pada Gambar 4.10, penelitian yang dilakukan oleh Lumley, Polmear dan Curtis (2009) pada paduan Al-8.6Si-3.6Cu-0.3Mg yang ditunjukan pada Gambar 4.26. Ketiganya menunjukan terbentuknya presipitat Q' pada kondisi peak aging. Maka dapat disimpulkan presipitat Q akan terbentuk dengan penambahan kadar Si pada paduan Al-Si-Mg-Cu dengan rasio Mg:Si rendah. Hal ini dikuantitatifkan pada penelitian yang dilakukan oleh Eskin (2003) utuk paduan dengan kadar Cu 2.5-4%, rasio Mg:Si<1 membuat terbentuknya prespipitat Q' yang memiliki morfologi yang sama seperti β' seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.38. Hal ini juga sejalan dengan review yang dilakukan oleh (Chakrabarti dan Laughlin 2004). Pada paper tersebut Chakrabati dan Laughin mereview fasa equilibrium pada paduan Al-Si-Mg-Cu, dan diutarakan pada penambahan kadar Si rendah pada paduan Al-Cu-Mg Tiga fasa (Al), θ, dan S.

Sedangkan, penambahan kadar Si tinggi paduan Al-Cu-Mg, berubah menjadi (Al), θ, S, dan β. Pada kandungan Si tinggi terjadi perubahan struktur mikro dimana fasa Q menggantikan fasa S, dan fasa tetrahedron yang terbentuk menjadi (Al), θ, Q, dan β, yang mana sama dengan penambahan kadar Cu pada paduan Al-Si-Mg.

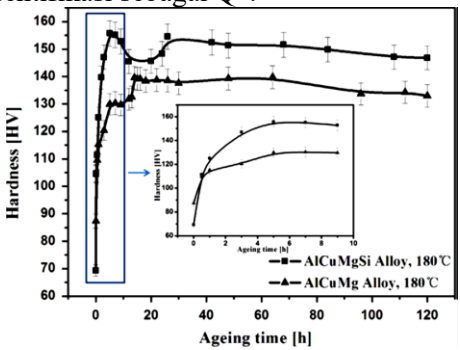


Gambar 4.38 Rasio Mg:Si terhadap pertumbuhan presipitat paduan Al-Si-Mg-Cu (a) (Hutchinson dan Ringer, 2000) (b) (Eskin, 2003)

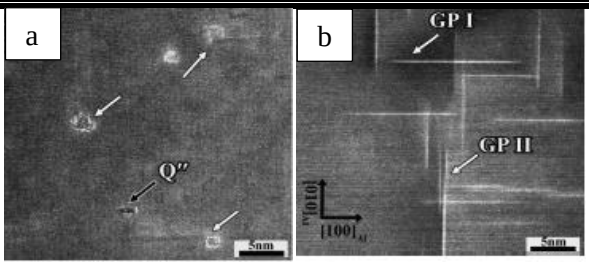
4.3.3 Presipitat θ'-Al_2Cu

Penambahan silikon pada paduan Al-Cu-Mg dengan ratio Cu:Mg tinggi dapat mempengaruhi nukleasi dan pertumbuhan presipitat θ'. Hal ini sesuai dengan penelitian yang dilakukan oleh Liu dkk (2014) yang mempelajari efek Si pada pada pembentukan presipitat paduan Al-Cu-Mg selama proses *artificial aging*. Didapatkan hasil untuk rasio Cu:Mg lebih besar dari 8, presipitat utama pada paduan Al-Cu-Mg adalah θ'. Penelitian yang dilakukan oleh Liu dkk (2014) membandingkan nukleasi dan pertumbuhan presipitat pada paduan Al-5.0Cu-0.3Mg dan Al-5.0Cu-0.3Mg-3Si selama proses *age hardening*. Penambahan paduan silikon pada paduan Al-Cu-Mg meningkatkan kekuatan

dan waktu paduan mencapai kondisi peak aging seperti pada Gambar 4.39. Salah satu penyebabnya adalah perbedaan pengintian dan pertumbuhan pada presipitat θ'. Pada paduan Al-Cu-Mg dengan rasio Cu:Mg tinggi memiliki tahapan pertumbuhan precipitat SSSS→GPI→GPII(θ")→ θ'→ θ (Wang dan Starink 2005). Namun, presipitat θ' pada paduan Al-Si-Mg-Cu memiliki ketebalan tertentu dikarenakan adanya tumpukan layer, sehingga memiliki morfologi yang berbeda pada presipitat Al-Cu-Mg. Hal ini dikarenakan waktu pertumbuhan yang lebih cepat dan ketebalan yang lebih tipis (Liu dkk, 2014). Seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.40 pada tahap awal proses pertumbuhan presipitat θ' pada paduan Al-Cu-Mg-Si tidak ditemukan adanya GP zone, namun sudah terbentuknya presipitat lain yang diidentifikasi sebagai Q".

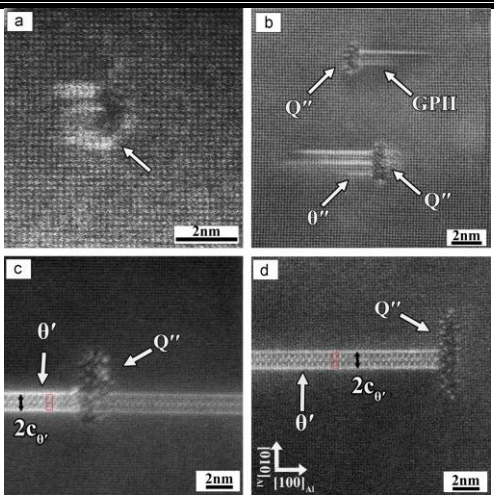


Gambar 4.39 Kurva *age hardening* paduan Al-Mg-Cu dan Al-Si-Mg-Cu (Liu dkk, 2014)

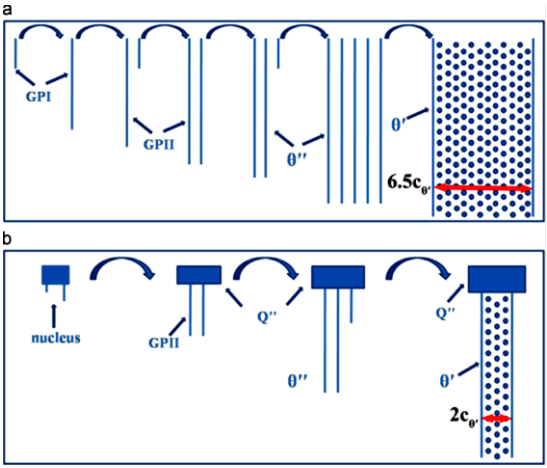


Gambar 4.40 Struktur mikro paduan pada 30 menit pertama proses *artificial aging* (a)AlCuMgSi (b) AlCuMg (Liu dkk, 2014)

Pada proses pertumbuhan presipitat yang ditunjukan pada Gambar 4.41 terlihat tumbuh pada sisi longitudinal dari presipitat Q". Nukleasi presipitat secara bersamaan di setiap layer menyebabkan lebih cepatnya pertumbuhan presipitat θ'. Hal ini sejalan dengan penelitian yang dilakuakn oleh Biswas, Siegel dan Seidman (2014) yang meneliti tentang presipitat Q pada aluminium alloy selama proses *age hardening*. Pengujian DSC pada penelitian ini menunjukan presipitat Q yang ditunjukan pada peak b terbentuk terlebih dahulu sebelum presipitat θ' yang ditunjukan oleh peak c seperti yang ditunjukan pada Gambar 4.32. Maka dapat disimpulkan tahapan pertumbuhan paduan Al-Si-Cu dengan penamahan Mg dengan kadar diatas 0.3% adalah SSSS→GPzone→Q"→θ', yang mampu mengakselerasi pertumbuhan presipitat θ'. Penambahan kadar Si pada paduan Al-Cu-Mg yang membentuk presipitat Q" pada proses awal aging, menjadi penyebab utama lebih cepatnya pertumbuhan θ'. Cu yang tersegregasi pada bagian luar presipitat Q" menjadi tempat terjadinya nukleasi θ'. Adanya tegangangan antar muka dengan matriks Al yang menjadi penyebab terjadinya nukleasi, menyebabkan pertumbuhan presipitat θ' lebih cepat dengan ukuran yang lebih halus dan tersebar seperti yang disimulasikan pada Gambar 4.42.



Gambar 4.41 HAADF-STEM pertumbuhan presipitat θ' pada presipitat Q" selamaa proses *artificial aging* pada temperatur 180 ℃ (a) 0.5 jam (b)1.5 jam (c) 5 jam dan (d) 12 jam (Liu dkk, 2014)



Gambar 4.42 Ilusrasi pertumbuhan presipitat θ' pada paduan (a) Al-Cu-Mg (b) Al-Cu-Mg-Si (Liu dkk, 2014)

Pada Tebel 4.6 menunjukan pada paduan Al-Mg-Cu dengan rasio Cu:Mg rendah, penambahan paduan Si memperkecil rasio Mg:Si pada matriks Al. Rasio Mg:Si yang rendah mendorong nukleasi presipitat β''-Mg_2Si dengan lebih cepat sehingga terbentuk presipitat β'-Mg_2Si yang halus dan terdistribusi secara merata pada matriks (Al). Sedangkan pada paduan Al-Cu-Mg dengan rasio Cu:Mg, penambahan Si membuat terbentuknya presipitat Q'. Presipitat Q' yang terbentuk akan menginisiasi nukleasi dari fasa θ. Hal ini akan mengakselerasi pertumbuhan presipitat θ' yang halus dan terdistribusi pada matriks (Al) di kondisi peak aging.

Tabel 4.6 Perbandingan paduan Al-Cu-Mg dengan penambahan Si pada terhadap jenis presipitat yang terbentuk pada kondisi peak aging

Referensi	Rasio Cu:Mg (at%)	Mg(wt%)	Si(wt%)	Jenis presipitat yang terbentuk
Xu(2016)	0.065	0.58	0.49	β'
	0.064	0.59	0.39	β'
	0.05	0.76	0.35	β'
	0.044	0.86	0.35	β'
Jaaar(2012)	0.19	0.2	0.22	β'
	0.18	0.21	0.62	β'
Yang (2015)	6.29	0.3Mg	tanpa Si	θ'
	6.29	0.3Mg	3	fine θ' dan Q'

BAB V
KESIMPULAN DAN SARAN

5.1 Kesimpulan

Kesimpulan pada paper review ini adalah sebagai berikut :

1) Penambahan paduan Cu pada paduan Al-Si-Mg mendorong terbentuknya fasa Q dan θ. Semakin tinggi kadar Cu yang ditambahkan membuat presipitat β"-Mg_2Si digantikan oleh presipitat Q'- $Al_{3.8}Mg_{8.6}Si_7Cu_1$ dan θ'-Al_2Cu. Terjadinya pergantian presipitat utama pada proses *age hardening* meningkatkan sifat mekanik paduan yang disebabkan tumbuhnya presipitat halus θ'-Al_2Cu.
2) a. Penambahan kadar Mg pada paduan Al-Si-Cu menurunkan rasio Cu:Mg yang membuat tumbuhnya presipitat Q' dan β", menggantikan presipitat θ' pada kondisi peak aging.
   b. Terbentuknya presipitat Q' yang disebabkan penambahan Mg kadar rendah mendorong terjadinya nukleasi dari fasa θ dan mengakselerasi pertumbuhan presipitat θ' yang halus pada kondisi peak aging.
3) a. Penambahan paduan Si pada paduan Al-Mg-Cu dengan rasio Cu:Mg yang rendah memperkecil rasio Mg:Si pada matriks Al dan mengakselerasi nukleasi presipitat β"-Mg_2Si.
   b. Penambahan paduan Si pada paduan Al-Mg-Cu dengan rasio Cu:Mg yang tinggi membuat terbentuknya presipitat Q'. Presipitat Q' yang terbentuk akan menginisiasi nukleasi dari fasa θ dan mengakselerasi pertumbuhan presipitat θ' yang halus pada kondisi peak aging.

5.2 Saran

Adapun saran dari paper review ini adalah :

1. Unsur paduan Al-Si-Mg-Cu pada review ini sebaiknya dikembangkan ke ranah minor elemen seperti Ag dan Mo yang mana juga memiliki pengaruh baik terhadap pertumbuhan presipitat dan meningkatkan sifat mekanik dari paduan.
2. Pertumbuhan presipitat bukan hanya bergantung pada proses *artificial aging* seperti yang dibahas pada paper ini, tapi juga bisa dikembangkan dengan membahas proses sebelumnya seperti solidifikasi, cold working, solution treatment dan quenching yang mana belum dibahas secara mendalam pada review kali ini. Selain itu pembahasan tentang sifat mekanik paduan Al-Si-Mg-Cu yang diberi perlakuan panas sebaiknya dikembangkan pada fasa lain yaitu matriks (Al) dan fasa sekunder (Si) yang mana juga memiliki peran penting dalam meningkatkan sifat mekanik paduan.

DAFTAR PUSTAKA

A.R.Farkoosh & M.Pekguleryuz, 2015. Enhanced Mechanical Properties of an Al–Si–Cu–Mg Alloy at 300℃: Effects of Mg and the Q-precipitate phase. **Materials Science & EngineeringA**, pp. 277-286.

Abdul Wahab, M. et al., 2012. Effect of Thermal Ageing Treatment on The Mechanical Properties of Antimony-Modified A356.0 Type Al-Si-Mg Alloy. **Journal of Materials and Environmental Science**, pp. 87-92.

ASM, 1992. **ASM Metal Handbook Volume 15**. Washington D.C: ASM International.

ASM, 1992. **ASM Metal Handbook Volume 2**. Washington D.C: ASM International.

ASM, 1992. **ASM Metal Handbook Volume 3**. Washington D.C: ASM International.

ASM, 1992. **ASM Metal Handbook volume 4.** Washingtion D.C: ASM International.

Astuti, A., 2016. **BAB IV Karakterisasi Material.** Semarang: s.n.

Biswas, A., Siegel, D. J. & Seidman, D. N., 2014. Compositional evolution of Q-phase precipitates in an aluminum alloy. **Acta Materialia**, pp. 322-336.

Biswas, A., Siegel, D. J., Wolverton, C. & Seidman, D. N., 2011. Precipitates in Al–Cu alloys revisited: Atom-probe tomographic experiments and first-principles calculations of compositional evolution and interfacial segregation. **Acta Materialia**, pp. 61807-6204.

Bogdanoff, T., 2016. THE EFFECT OF SI CONTENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AL-SI ALLOY. **Article in La Metallurgia Italiana** .

Chakrabarti, D. & Laughlin, D. E., 2004. Phase relations and precipitation in Al–Mg–Si alloys with Cu additions. **Progress in Materials Science,** pp. 389-410.

Chen, Y. et al., 2019. Influences of Cu Content on the Microstructure and Strengthening Mechanisms of Al-Mg-Si-xCu Alloys. **mdpi**.

Davis, J., 1993. **Aluminium and Aluminium Alloys**. USA: ASM International.

Delmas, F. et al., 2003. Straining mechanisms in aluminium alloy 6056. In-situ investigation by transmission electron microscopy. **Materials Science and Engineering***: A*, pp. 286-291.

Donald, M., 2004. Eutectic Nucleation in Al-Si Alloy. **Acta Materialia,** pp. 4273-4280.

Dong, X., Amirkhanlou, S. & Ji1, S., 2018 . **Formation of strength platform incast Al–Si–Mg–Cu alloys**, s.l.: www.nature.com/scientifice reports.

Dumitraschkewitz, P. et al., 2018. Clustering in Age-Hardenable Aluminum Alloys. **Advanced Engineering Materials.**

Edwards, G., K, S., GL, D. & MJ, C., 1998. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. **Acta Mater**, pp. 321-328.

Eskin, D., 2003. Decomposition of supersaturated solid solutions in Al–Cu–Mg–Si alloys. **Journal of Material Science,** pp. 270-290.

Frøseth A G, H. R. D. P. M. A. S. J. a. M. C. D., 2003. Bonding in MgSi and Al–Mg–Si compounds relevant to Al–Mg–Si alloys. **Physical Review B, vol. 67, Issue 22, id. 224106.**

García-Hernández, a. et al., 2019. ArticleInfluence of plastic deformation and Cu/Mg ratioon the strengthening mechanisms andprecipitation behavior of AA2024 aluminum alloy. **Journal of Material Research and Technology.**

Gauthier, 1995. Heat Treatment of 319.2 Al Automotive Alloy: Part. **Cast Metal**, pp. 91-106.

Hutchinson, C. & Ringer, S., 2000. Precipitation Processes in Al-Cu-Mg Alloys Microalloyed with Si. **Metallurgical And Materials Transactions A**, pp. 2721-2733.

J.barresi, 2000. Effect of Magnesium, Iron, and Cooling Rate on Mechanical Properties of Al-7Si-Mg Foundry Alloys. **AFS Transactions**, pp. 563-570.

Jaafar, A., Rahmat, A., Zainol, I. & Hussein, Z., 2012 . Effect of Composition on The Mechanical Properties and Microstructural Development of Dilute 6000 Series Alloys. **Journal of Applied Sciences**, pp. 775-780.

Jaber, G. A., 2010. An Investigation into Solidification and Mechanical Properties Behavior of Al-Si Casting Alloys. **International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering IJMME-IJENS Vol:10 No:04**, pp. 30-35.

Kandil, H., 2001. **Recent Development in Age Hardening Behaviour of Aluminum Alloys-A Review Article**. Indianapolis, ASM International, pp. 343-351.

Kang, H. G., Kida, M., Miyahara, H. & Ogi, K., 1999. Age-hardening characteristics of Al-Si-Cu-base cast alloys. **Transactions of the American Foundrymen's Society,** pp. 507-5015.

Kaufman, J., 2000. **Introduction to Aluminium Aloy and Temper.** Wasington D.C: ASM International.

Kim, S., Kim, J., H. Tezuka, E. K. & Sato, T., 2013. Formation Behavior of Nanoclusters in AlMgSi Alloys with Different Mg and Si Concentration. **Materials Transactions**, pp. 297-303.

L.Rooy, J. K. e. E., 2004. **Aluminum Alloy Casting Properties, Processes, and Application**. Washington D.C: ASM International.

Liu, et al., 2014. Influence of Mgcontents on aging precipitation behavior of Al–3.5Cu–xMg alloy. **Acta Metall Sin**, pp. 107-114.

Liu, L. et al., 2014. The effect of Si on precipitation in Al–Cu–Mg alloy with a hingh ratio Cu/Mg. **Materials Science & Engineering A**, p. 187–195.

Li, Y., Brusethaug, S. & Olsen, A., 2006. Influence of Cu on The Mechanical Properties and Precipitation Behavior of

AlSi7Mg0.5 Alloy During Aging Treatment. **Scripta Materialia**, pp. 99-103.

Loffler, A., 2015. Quaternary Al-Cu-Mg-Si Q Phase: Sample Preparation,Heat Capacity Measurement and First-Principles Calculations. **CrossMark**.

Lumley, R., 2011. **Fundamentals of Aluminium Metallurgy Production, Processing and Application**. Cambridge: Woodhead Publishing.

Lumley, R., O'Donnell, R., Gunasegaram, D. & Givord, M., 2006. Blister free heat treatment of high pressure diecasting alloys. **Materials Science Forum,** pp. 519-522.

Lumley, R., Polmear, I. J. & Curtis, P., 2009. Rapid heat treatment of aluminum high-pressure. **Metall. Mater. Trans**, pp. 1716-1726.

Marceaua, R. et al., 2010. Solute clustering in Al–Cu–Mg alloys during the early stagesof elevated temperature ageing. **Acta Materialia**, pp. 4923-4939.

Mathai, B., 2015. Effect of Silicon on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si Piston Alloys. **International Journal of Engineering Trends and Technology** *(IJETT*, pp. 301-303.

Miao, W. & Laughlin, D., 2000. Effects of Cu Content and Preaging on Precipitation Characteristics in Aluminum Alloy 6022. **Metallurgical And Materials Transactions A**, pp. 361-371.

Mohamed, A., 2012. A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys - Conventional and Novel Applications. s.l.: ***Intech Open***.

Mohamed, A., 2012. Influence of Mg and Solution Heat Treatment on The Occurrence of Incipient Melting in Al–Si–Cu–Mg Cast Alloys. **Materials Science and Engineering A**.

Osten, J., Milkereit, B., Schick, C. & Kesser, O., 2015. Dissolution and Precipitation Behaviour during

Continuous Heating of Al-Mg-Si Alloys in a Wide Range of Heating Rates. **Materials**, pp. 2830-2848.

P.Groover, M., 2010. **Fundamental of Modern Manufacturing 4th edition**. USA: John Wiley & Sons inc.

Qiao Xiao, H. L. et al., 2016. Effect of Cu content on precipitation and age-hardening behavior in Al-Mg-Si-xCu alloys. **Journal of Alloys and Composition**.

R. Vissers, 2007. The crystal structure of the β' phase in Al–Mg–Si alloys. **Acta Mater**, pp. 3815-3823.

Resch, L. et al., 2019. In situ monitoring of artificial aging and solution heat treatment of a commercial Al–Mg–Si alloy with a high intensity positron beam. **Journal of Physics: Condensed Matter.**

S.Esmaeli, X.Wang & W.J.Poole, D. a., 2003. On The Precipitation-Hardening Behavior of the Al-Si-Mg-Cu Alloy AA6111. **Metallurgical and Materials Transactions** , pp. 751-763.

Saito, T., Marioara, C. D. & Røyset, J., 2014. Effect of Low Cu Addition and Thermo-Mechanical History on Precipitation in Al-Mg-Si Alloys. **Materials Science Forum** , pp. 1014-1019.

Sjolander, E. & Seifeddine, S., 2010. The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. **Journal of Material Processing Technology**, pp. 1249-1259.

Sjölander, E. & Seifeddine, S., 2011. Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys. **Materials Science and Engineering A**, pp. 7402-7409.

Torsaeter, M. et al., 2011. Study of intergrown L and Q0 precipitates in Al–Mg–Si–Cu alloys. *Scripta Materialia*, pp. 817-820.

Wang, G. et al., 2007. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys. **Material anda Design,** pp. 1001-1005.

Wang, G., Yan, L., Ren, G. & Zhao, Z., 2011. Comparing age hardening behaviors of Al-3Cu and Al-8Si-3Cu alloys. **Advanced Materials Research**, pp. 1667-1670.

Wang, S. C. & Starink, M. J., 2005. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based Alloys. **International Materials Reviews**, pp. 193-215.

WANG, X. et al., 2003. Precipitation Strengthening of the Aluminum Alloy AA6111. **Metallurgical and Materials Transactions A**, pp. 2913-2924.

Xu, X. et al., 2016. Effects of various Mg/Si ratios on microstructure and performance property of Al-Mg-Si alloy cables. **Materials Characterization.**

Yang, H. et al., 2015. Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die–cast Al–Si–Cu alloys. **Materials Science & Engineering A.**

Yang, W. et al., 2014. Initial precipitation and hardening mechanism during non-isothermal aging in an Al–Mg–Si–Cu 6005A alloy. **Materials Characterization,** pp. 170-177.

Zandbergen, D, C. A. & G, S., 2015. Study of precipitation in Al–Mg–Si alloys by atom probe tomography I. Microstructural changes as a function of ageing temperature. **Acta Mater,** pp. 136-148.

Zeren, M., 2005. Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al–Cu–Si–Mg alloys. **Journal of Material Processing Technology**, p. 297.

Zhang, Y., 2005. **Handbook for metal specification over the world.** China: China Sci.Tech.Press.

Zheng, Y. et al., 2015. Effects of Cu content and Cu/Mg ratio on the microstructure and mechanical properties of AleSieCueMg alloys. **Journal of Alloy and Compounds,** pp. 291-296.

Zolotorevsky, V. S., 2007. **Casting ALuminium Alloys.** Moscow: ELSEVIER.

UCAPAN TERIMA KASIH

Pengerjaan tugas akhir di dedikasikan kepada seluruh elemen yang memberikan dukungan dan inspirasi kepada penulis dalam menyelesaikan laporan tugas akhir. Pada kesempatan ini penlis mengucapkan banyak terima kasih kepada

1. Ayah, Bunda dan Mail selaku keluarga tercinta penulis yang telah menjadi sumber motivasi dan inspirasi selama proses penyusunan tugas akhir, serta telah memberi dukungan baik secara moril maupun materil, dan tentunya doa yang tidak henti-hentinya disemogakan untuk kesehatan dan kelancaran penulis selama penyusunan laporan tugas akhir.
2. Seluruh dosen dan karyawan Departemen Teknik Material dan Metalurgi FTIRS-ITS atas ilmu dan ajarannya yang membuat penulis dapat menyelesaikan penyusunan tugas akhir.
3. Rekan seperjuangan piston Mahle M124 (Bayu dan Rafdi) yang membuat beban tugas akhir serasa tidak dipikul sendirian karena punya rasa yang sama baik saat berhasil maupun gagal.
4. Teman-teman metal mentul yang selalu berbagi motivasi, wawasan dan jam bimbingan sehingga proses pengerjaan tugas akhir berjalan dengan lancar.
5. Salma Nurhidayah yang menjadi alasan penulis bisa fokus menyelesaikan laporan tugas akhir serta dedikasinya dalam memberi support moril, ide dan perasaan yang mempercepat proses penyusunannya
6. Seluruh penghuni kontrakan C5 dan tiensquad baik yang telah lulus di wisuda 121, maupun rekan seperjuangan wisuda 122 yang banyak membantu penulis dalam menyelesaikan beban akademik dengan belajar bersama dan mencegah skip kelas.

7. Teman-teman PI dan Direktur HMMT RAPI yang telah memberi banyak pembelajaran dan proses pendewasaan, serta selalu menciptakan lingkungan yang membangun selama kehidupan perkuliahan.
8. Seluruh pengurus dan anggota HMMT FTI-ITS yang banyak mengupgrade pola pikir dan pandangan masa kuliah penulis.
9. Seluruh mahasiswa teknik material dan metalurgi, terkhusus keluarga besar MT18 yang sudah memperlihatkan pemandangan masa kuliah yang selalu bisa dikenang.
10. Perhimpunan Metalurgi dan Material seluruh Indonesia (PM3I) yang menyediakan wadah untuk memperluas koneksi dan wawasan seprofesi.
11. Teman-teman jalur alternatif (Margo, Irfan dan Hafidh) yang tidak pernah menolak ajakan touring sekaligus menjadi salah satu sumber inspirasi penulis dalam merencanakan visi kedepan.
12. Teman-Teman TSBM (Defas, Dicky, Nanta, Disa, Widya, Rafa) yang mengajarkan pentingnya sebuah pertemuan dengan sulitnya menjalankan wacana, serta menjadi sumber motivasi penulis setiap ada kesempatan untuk mendengar update hidup masing-masing.
13. Teman-teman lelaki sukses (Topa, Bagus, Akbar, Rama, Haekal) yang selalu menampung penulis setiap masa liburan sekaligus menjadi tempat brainstorming.

BIODATA PENULIS

Penulis bernama lengkap Na'il Akbar Nuhung, lahir pada tanggal 20 Februari 1998 di Jakarta. Penulis merupakan anak pertama dari orang tua yang bernama Dahrun Nuhung dan Hilalia. Penulis menempuh pendidikan pertamanya di TK ulul albab, kemudian melanjutkan di SD Al-Zahra Indonesia, dilanjutkan di SMPN 17 Tangerang Selatan, lalu SMAN 60 Jakarta Selatan, dan studi terakhir di Teknik Material dan Metalurgi Institut Teknologi Sepuluh Nopember. Penulis memulai pengalaman organisasinya dengan menjadi ketua OSIS SMPN 17 Tangerang Selatan pada tahun 2012, dan anggota Karya Ilmiah Remaja SMAN 60 Jakarta pada tahun 2015. Penulis menambah pengalaman organisasinya di masa perkuliahan dengan menjadi staff Departemen Dalam Negeri Himpunan Mahasiswa Material dan Metalurgi (HMMT) 2017/2018 dan Staff Departemen Kesekretariatan Perhimpunan Mahasiswa Metalurgi dan Material se-Indonesia (PM3I) 2017/2018. Penulis juga memiliki pengalaman organisasi terakhir sebagai Wakil Ketua Himpunan Mahasiswa Teknik Material dan Metalurgi (HMMT). Pada tahun 2019 penulis menjalani kerja praktik di PT. Toyota Motor Manufacturing Indonesia (TMMIN) Sunter Plant divisi casting dan mendapatkan training basic safety awareness. Pada tahun yang sama penulis berkesempatan menjadi asisten praktikum mata kuliah teknologi pengecoran dan asisten dosen mata kuliah matematika rekayasa, serta bergabung menjadi anggota lab Metalurgi untuk mendalami riset Tugas Akhir dengan topik pengecoran dan heat treatment.