



ITS
Institut
Teknologi
Sepuluh Nopember

TUGAS AKHIR – TL184834

**REVIEW PENGARUH PERLAKUAN PANAS TERHADAP
PERUBAHAN STRUKTUR MIKRO, KEKUATAN DAN
KEKERASAN PADUAN Al-Si-Cu-Mg**

**MUHAMMAD ABI RAFDI
NRP. 02511640000108**

**Dosen Pembimbing
Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.
Ir. Rochman Rochiem, 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 PERLAKUAN PANAS TERHADAP
PERUBAHAN STRUKTUR MIKRO, KEKUATAN DAN
KEKERASAN PADUAN Al-Si-Cu-Mg**

MUHAMMAD ABI RAFDI
NRP. 02511640000108

Dosen Pembimbing
Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.
Ir. Rochman Rochiem, 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 THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE
MICROSTRUCTURE, STRENGTH AND HARDNESS OF
Al-Si-Cu-Mg ALLOY**

MUHAMMAD ABI RAFDI
NRP. 02511640000108

Supervisors
Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.
Ir. Rochman Rochiem, 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 PERLAKUAN PANAS TERHADAP
PERUBAHAN STRUKTUR MIKRO, KEKUATAN DAN
KEKERASAN PADUAN Al-Si-Cu-Mg**

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:

MUHAMMAD ABI RAFDI

NRP 02511640000108

Disetujui Oleh Tim Penguji Tugas Akhir:

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



SURABAYA
Agustus 2020

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

REVIEW PENGARUH PERLAKUAN PANAS TERHADAP PERUBAHAN STRUKTUR MIKRO, KEKUATAN DAN KEKERASAN PADUAN Al-Si-Cu-Mg

Nama : MUHAMMAD ABI RAFDI
NRP : 02511640000108
Departemen : Teknik Material dan Metalurgi
Pembimbing I : Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.
Pembimbing II : Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.

Abstrak

Paduan cast Al-Si-Cu-Mg adalah paduan yang dapat diberikan perlakuan panas untuk meningkatkan sifat mekanik paduan dengan cara memunculkan presipitat. Presipitat menjadi penghalang dislokasi sehingga terjadi mekanisme precipitation hardening. Perlakuan panas yang dilakukan adalah solution heat treatment (SHT) yang diakhiri quenching, dan dilanjutkan dengan aging. Setiap tahapan perlakuan panas memberikan pengaruh pada struktur mikro. Dimulai pada tahap as-cast paduan Al-Si-Cu-Mg dapat memiliki fasa yang beragam, tergantung pada komposisi paduan. Morfologi Si eutektik dan ukuran butir juga menentukan proses precipitation hardening. Tahap SHT bertujuan untuk melarutkan Mg dan Cu, homogenisasi dan spheroidized Si. Tidak semua fasa intermetalik dapat larut, sehingga dapat memberikan efek negatif terhadap proses presipitasi. Proses quenching sangat penting untuk menjaga super saturated solid solution pada temperatur ruang, sehingga pada tahap aging presipitasi berjalan optimal. Perpaduan presipitat yang terbentuk memberikan efek penguatan baik saat koheren maupun semi-koheren dengan matriks Al. Kekuatan dan kekerasan tertinggi didapat pada kondisi peak-aged. Dengan mengamati perubahan sifat mekanik selama proses perlakuan panas dapat disimpulkan paduan Al-Si-Cu-Mg dengan presipitat θ' -Al₂Cu dan Q' -Al₄Cu₂Mg₈Si₇ memberikan pengaruh pericpitation hardening terbesar (dapat meningkatkan YS ~240 MPa) diikuti paduan Al-Si-Mg dengan presipitat β'' -

Mg₂Si dan paduan Al-Si-Cu dengan presipitat θ' -Al₂Cu yang memberikan pengaruh lebih rendah.

Kata Kunci: *Paduan Al-Si-Cu-Mg, Perlakuan Panas, Precipitation hardening.*

REVIEW THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE, STRENGTH AND HARDNESS OF Al-Si-Cu-Mg ALLOY

Student Name : MUHAMMAD ABI RAFDI
NRP : 02511640000108
Department : Material dan Metallurgical Engineering
Supervisor : Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.
Co-Supervisor : Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.

Abstract

Cast Al-Si-Cu-Mg alloys are heat-treatable alloys. Heat treatment can cause precipitation. Precipitate hinder dislocation motion, so strengthening mechanism call precipitation hardening occurred. Solution heat treatment (SHT) with quenching, and aging are steps of heat treatment for these alloys. Each level of heat treatment affects the alloy microstructure. As-cast condition for Al-Si-Cu-Mg alloys have various phase combinations that can be occurred, depend on the alloy composition. Precipitation is also affected by the morphology of eutectic Si and microstructure dendrite size. SHT have purpose to dissolve phase containing Cu and Mg, homogenize, and spheroidize the eutectic Si. Not all intermetallic phases can dissolve, undissolved phases may alter negative effect for the precipitation. On the quenching process it's crucial to retained the super saturated solid solution at room temperature. So, on the aging process precipitation can be optimized. Combination of all coherent and semi-coherent precipitate will make strengthening mechanism worked. Maximum strength and hardness can be obtained on peak-aged condition. Al-Si-Cu-Mg alloy with θ' -Al₂Cu and Q' -Al₄Cu₂Mg₈Si₇ provide best precipitation hardening effect (by increasing YS ~240 MPa) followed by Al-Si-Mg alloy with β'' -Mg₂Si precipitate and Al-Si-Cu alloy with θ' -Al₂Cu precipitate.

Keywords: *Al-Si-Cu-Mg alloy, Heat treatment, Precipitation hardening.*

(This page is intentionally left blank)

KATA PENGANTAR

Puji dan syukur penulis ucapkan ke hadirat Tuhan Yang Maha Esa berkat rahmat dan karunia-Nya *paper review* Tugas Akhir yang berjudul “Review Pengaruh Perlakuan Panas Terhadap Perubahan Struktur Mikro, Kekuatan dan Kekerasan Paduan Al-Si-Cu-Mg” dapat terlaksana dengan baik dan dapat selesai tepat pada waktunya. Tujuan dari penyusunan Laporan Tugas Akhir adalah untuk memenuhi salah satu syarat akademik yang wajib dipenuhi dalam kuliah program studi Departemen Teknik Material dan Metalurgi FTIRS-ITS, Surabaya.

Terselesaikannya Laporan Tugas Akhir tidak luput dari bantuan, motivasi serta partisipasi dari semua pihak, untuk itu pada kesempatan ini penulis ingin menyampaikan terima kasih sebesar-besarnya kepada:

1. Orang tua penulis, Bapak Sabirin Mochtar dan Ibu Dini Savitri Soe’oed serta keluarga penulis yang telah membantu dalam segala aspek pembelajaran sampai dengan penyelesaian studi saat ini.
2. Ibu Dian Mughni F, S.T., M.Sc. dan Bapak Ir. Rochman Rochiem, M.Sc. selaku dosen pembimbing Tugas Akhir atas bimbingannya selama pelaksanaan dan penyusunan Laporan Tugas Akhir.
3. Bapak Fakhreza Abdul, ST., M.T. selaku dosen wali yang senantiasa memberikan arahan akademik selama masa perkuliahan.
4. Bapak Sigit Tri Wicaksono, S.Si. M.Si., Ph.D. selaku kepala Departemen Teknik Material dan Metalurgi FTIRS-ITS.
5. Pak Anto, Pak Tari, Pak Chanan serta seluruh karyawan DTMM yang selalu membantu selama perkuliahan.

Penulis menyadari penyusunan laporan ini masih jauh dari kesempurnaan. Untuk itu, penulis sangat mengharapkan kritik dan saran yang membangun dari pembaca. Semoga laporan ini dapat berguna bagi penulis dan semua pihak yang terkait.

Surabaya, Agustus 2020
Penulis

MUHAMMAD ABI RAFDI

DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL	i
LEMBAR PENGESAHAN	v
ABSTRAK	vii
ABSTRACT	ix
KATA PENGANTAR	xi
DAFTAR ISI	xiii
DAFTAR GAMBAR	xvi
DAFTAR TABEL	xxiii
BAB I PENDAHULUAN	
1.1 Latar Belakang	1
1.2 Perumusan Masalah	2
1.3 Batasan Masalah	3
1.4 Tujuan Review	3
1.5 Manfaat Review	3
BAB II TINJAUAN PUSTAKA	
2.1 Aluminium	5
2.2 Pengaruh Unsur Pada Paduan Aluminium.....	6
2.2.1 Silikon	7
2.2.2 Magnesium.....	8
2.2.3 Tembaga	8
2.3 Diagram Fasa	9
2.3.1 Diagram Fasa Al-Si.....	9
2.3.2 Diagram Fasa Al-Mg.....	10
2.3.3 Diagram Fasa Al-Cu.....	11
2.3.4 Diagram Fasa Al-Mg-Si	12
2.3.5 Diagram Fasa Al-Si-Mg-Cu	14
2.4 Perlakuan Panas Pada Aluminium	14
2.4.1 <i>Solution Heat Treatment</i>	16
2.4.2 <i>Quenching</i>	16
2.4.3 <i>Aging</i>	18
2.5 Mekanisme Penguatan	19
2.5.1 <i>Solid-Solution Strengthening</i>	19
2.5.2 <i>Grain Size Strengthening</i>	20

2.5.3	<i>Precipitation Strengthening</i>	21
2.6	Struktur Mikro	24
2.7	Sifat Mekanik.....	24
2.7.1	Kekuatan Tarik.....	24
2.7.2	Kekerasan	26
BAB III METODOLOGI REVIEW		
3.1	Diagram Alir	27
3.2	Bahan Material dari Berbagai Jurnal	28
3.3	Ruang lingkup Pembahasan Jurnal	30
3.4	Data Pengujian	32
3.4.1	Metalografi	33
3.4.2	SEM.....	33
3.4.3	TEM	34
3.4.4	XRD	34
3.4.5	DSC	35
3.4.6	Uji Kekerasan.....	36
3.4.7	Uji Tarik	37
BAB IV HASIL DAN PEMBAHASAN		
4.1	<i>As-Cast</i> Paduan Aluminium.....	39
4.1.1	Al-Si-Mg	40
4.1.2	Al-Si-Cu	42
4.1.3	Al-Si-Cu-Mg	45
4.2	<i>Solution Heat Treatment</i>	48
4.2.1	Al-Si-Mg	49
4.2.2	Al-Si-Cu	54
4.2.3	Al-Si-Cu-Mg	59
4.3	<i>Quenching</i>	65
4.3.1	<i>Quench Sensitivity</i>	65
4.3.2	Diagram Pendinginan Paduan Aluminium.....	69
4.4	<i>Natural Aging</i> Sebelum Proses <i>Artificial Aging</i>	72
4.5	<i>Artificial Aging</i>	78
4.5.1	Al-Si-Mg	79
4.5.2	Al-Si-Cu	88
4.5.3	Al-Si-Cu-Mg	97

4.6	Perbandingan Sifat Mekanik Paduan Al-Si-Cu-Mg.....	112
BAB V KESIMPULAN DAN SARAN		
5.1	Kesimpulan	119
5.2	Saran	121
DAFTAR PUSTAKA		123
LAMPIRAN.....		133
UCAPAN TERIMAKASIH.....		135
BIODATA PENULIS.....		137

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

DAFTAR GAMBAR

Gambar2.1	Diagram fasa biner Al-Si.....	10
Gambar2.2	Diagram fasa biner Al-Mg	11
Gambar2.3	Diagram fasa biner Al-Cu	12
Gambar2.4	Solidus <i>projection view</i> diagram fasa terner Al-Mg-Si	13
Gambar2.5	Digram fasa <i>pseudobinary</i> Al-Mg ₂ Si.....	13
Gambar2.6	Diagram fasa Al-Si-Mg-Cu	14
Gambar2.7	Kurva perlakuan panas <i>age hardening</i>	15
Gambar2.8	Skema <i>strain field</i> (a) <i>tension strain field</i> (b) <i>compressive strain field</i>	20
Gambar2.9	Ilustrasi <i>grain boundary</i> sebagai penghalang dislokasi <i>continue</i>	20
Gambar2.10	<i>Interphase boundary</i> (a) koheren (b) semikoheren (c) inkoheren	21
Gambar2.11	Skema (a) Efek Friedel (b) Mekanisme Orowan	22
Gambar2.12	Kurva tegangan – regangan teknik	25
Gambar3.1	Diagram alir <i>review papers</i>	28
Gambar3.2	Ilustrasi difraksi <i>Bragg's Law</i>	35
Gambar4.1	Definisi <i>primary</i> dan <i>secondary dendrite arm</i> <i>spacing</i>	39
Gambar4.2	SEM <i>backscattered</i> dari struktur mikro A356.....	40
Gambar4.3	Morfologi pengamatan dengan SEM π -Fe, β - Fe dan partikel Si pada Al-7Si-0,6Mg.....	41
Gambar4.4	Observasi SEM morfologi Si eutektik pada paduan Al-11Si-0,6Mg (a) tanpa Sr dan (b) dengan Sr	41
Gambar4.5	Pengamatan SEM (a)Fasa Al ₂ Cu Eutektik dan (b) Fasa Al ₂ Cu <i>blocky</i> pada paduan Al-Si-Cu 319	42
Gambar4.6	Struktur mikro 319.2 (a) tanpa Sr (b) Modifikasi Sr dan (c) overmodifikasi Sr	43

Gambar4.7	Struktur mikro <i>as-cast</i> paduan (a) Al-7Si-1Cu-0,4 Mg (b) Al-7Si-1Cu-0,8Mg (c) Al-7Si-1,6Cu-0,4Mg (d) Al-7Si-1,6Cu-0,8Mg.....	45
Gambar4.8	Observasi SEM Fasa yang terbentuk pada paduan Al-6,6Si-1,42Cu-0,64Mg + (0,6Mo) (a) Fasa yang terdapat Cu (b) Fasa yang terdapat Mo.....	46
Gambar4.9	Pengamatan SEM Morfologi fasa intermetalik pada paduan Al-9Si-1,8Cu-0,5Mg dengan penambahan Ti,Sr,Ni.....	47
Gambar4.10	Struktur mikro SEM & EDS fasa π -Fe yang sedang mengalami perubahan menjadi β -Fe saat proses SHT	49
Gambar4.11	Susunan struktur mikro partikel Mg ₂ Si disekitar dendrite	50
Gambar4.12	Grafik model SHT paduan A356 &A357.....	51
Gambar4.13	Stuktur mikro paduan Al-Si-Mg dengan variasi waktu <i>solution treatment</i>	52
Gambar4.14	Morfologi Si eutektik pada variasi waktu <i>solution treatment</i> observasi dengan SEM.....	53
Gambar4.15	Kurva waktu <i>solution treatment</i> terhadap %fasa Cu yang tidak larut paduan (a) Al-7Si-3,5Cu (b) Al-7Si-3,5Cu+Sr (c) Al-7Si-3,5Cu+Fe	55
Gambar4.16	Struktur mikro paduan Al-Si-Cu pada kondisi (a) SHT 5 menit (b) SHT 15 menit (c) SHT 8 jam (d) SHT 16 jam	57
Gambar4.17	SEM <i>backscattered</i> (a) A319 SHT 500°C- 4 jam (b) morfologi fasa AlSiFeCu	58
Gambar4.18	Larutnya fasa Mg ₂ Si dan presipitasi Q-Fe selama proses <i>solution treatment</i> (a) <i>as-cast</i> (b) setelah SHT 5 jam pada 500°C.....	60
Gambar4.19	Geometri yang digunakan untuk <i>solution treatment</i> model.....	61

Gambar4.20	Konsentrasi %wt Cu pada dendrite Al-Si-Cu-Mg sebagai fungsi dari (a) waktu SHT dan (b) <i>dimensionless diffusion time</i>	62
Gambar4.21	Konsentrasi % wt Mg pada dendrite Al-Si-Cu-Mg sebagai fungsi dari (a) waktu SHT dan (b) <i>dimensionless diffusion time</i>	62
Gambar4.22	<i>Quench rate</i> terhadap <i>yield strength</i> paduan Al-Si-Cu-Mg setelah perlakuan panas T6	66
Gambar4.23	Struktur mikro (a) presipitat <i>quench</i> Mg ₂ Si observasi dengan TEM (b) PFZ observasi dengan mikroskop optik	67
Gambar4.24	<i>Quench rate</i> terhadap <i>elongation to fracture</i> paduan Al-Si-Cu-Mg setelah perlakuan panas T6.....	68
Gambar4.25	Kurva TTP “ <i>C-curves</i> ” <i>yield strength & tensile strength</i> paduan 7075-T6	70
Gambar4.26	Kurva <i>critical time</i> untuk setiap presipitat <i>quench</i> paduan D357	71
Gambar4.27	Perbandingan kurva TTP D357 dengan paduan Al-Mg ₂ Si lain.....	71
Gambar4.28	<i>Artificial aging</i> pada 180°C (a) tanpa <i>natural aging</i> (b) 20 jam <i>natural aging</i> sebelumnya	73
Gambar4.29	Perbandingan <i>yield strength</i> vs waktu <i>aging</i> setelah kombinasi <i>natural</i> dan <i>artificial aging</i> paduan Al-9Si-3Cu-0,3Mg (Zn) (Fe)	74
Gambar4.30	Grafik <i>natural aging</i> dan <i>delayed aging</i> pada 160°C.....	76
Gambar4.31	Paduan Al-1,2% Mg ₂ Si setelah <i>delayed aging</i> observasi dengan TEM.....	76
Gambar4.32	Kurva DSC (a) Paduan Al-10Si-0,4Mg; Al-10Si-1,6Cu; Al-9Si-1,5Cu-0,5Mg (b) Paduan Al-7Si-xMg.....	79
Gambar4.33	Struktur mikro A356 T6 (a) matriks α -Al dan Si eutektik (b) Fasa intermetalik.....	81

Gambar4.34	Paduan Al-Si-Mg T6 (a) SEM presipitat pada matriks (b) EDX (c) XRD.....	82
Gambar4.35	SEM dan EDS <i>mapping analysis</i> fasa intermetalik paduan T6(a) Al-7Si-0,4Mg	82
Gambar4.36	TEM-BF paduan Al-Si-Mg T6 (a) β' -Mg ₂ Si (b) SADPs β' (c) β -Mg ₂ Si (d) SADPs β (e) β'' -Mg ₂ Si.....	83
Gambar4.37	Dislokasi melewati presipitat dengan (a) <i>shearing</i> (b) <i>looping</i>	84
Gambar4.38	(a) Kurva <i>yield strength</i> vs Mg%wt (b) pengaruh Mg wt%, partikel Fe dan SDAS pada kondisi <i>peak-aged</i>	85
Gambar4.39	Kurva <i>artificial aging</i> paduan A357 T6	86
Gambar4.40	Kurva <i>artificial aging</i> Paduan A356 T6).....	87
Gambar4.41	Kurva DSC Al-Cu dan Al-Si-Cu <i>as-quanched</i>	88
Gambar4.42	Struktur mikro paduan T6 (a) Al-9Si-3Cu (b) pengamatan SEM Al-7Si-3Cu dengan 0,5 Fe.....	90
Gambar4.43	XRD (a) paduan Al-10Si-0,3Cu dan Al-7Si-0,7Mg (b) XRD paduan Al-Si-Cu pada setiap proses T6 (c) perbesaran pola XRD pada <i>peak</i> Al(111).....	91
Gambar4.44	TEM dan SADP presipitat θ' -Al ₂ Cu dan	92
Gambar4.45	Distribusi presipitat pada matriks paduan Al-Si-Cu.....	93
Gambar4.46	UTS, YS dan <i>microhardness</i> paduan A319 T6 dengan variasi <i>artificial aging</i>	94
Gambar4.47	UTS dan YS paduan A319 T6 dengan variasi <i>artificial aging</i>	95
Gambar4.48	Sifat mekanik paduan (a) kekerasan Al-(7-9)Si-Cu (b) UTS dan YS Al-7,8Si-3Cu.....	96
Gambar4.49	Kurva kekerasan vs waktu <i>aging</i>	97
Gambar4.50	Kurva DSC paduan Al-10Si-0,3Mg-0,002Cu (M1) Al-10Si-0,5Mg-0,002Cu (M2) Al-10Si-2,3Cu-0,6Mg (M3).....	98

Gambar4.51	TEM <i>micrograph</i> dan SADP (inset) $[001]_{Al}$ paduan Al-9Si-1,5Cu-0,5Mg (a) <i>exothermic peak A2</i> (b) <i>exothermic peak B2</i> (c) <i>exothermic peak C</i> (d) Pola indeks difraksi $[001]_{Al}$99
Gambar4.52	Mikrostruktur paduan Al-9Si-05Mg-xCu (a) SEM paduan ~0wt%Cu (b) SEM paduan 0,4wt%Cu (c) SEM paduan 0,85wt%Cu (d) SEM paduan 1,25 wt%Cu (e) TEM partikel Si (f) SADP fasa Si (g) <i>high-resolution</i> TEM101
Gambar4.53	TEM presipitat pada matriks α -Al Paduan Al-9Si-0,5Mg-xCu T6 (a-c) ~0wt%Cu (d-g) 0,4 wt%Cu (h-k) 0,85wt% Cu (l-n) 1,25wt%Cu102
Gambar4.54	Hasil kuantitatif Paduan Al-9Si-0,5Mg-xCu (a) fraksi volum fasa intermetalik kondisi <i>as-cast</i> (b) ukuran presipitat kondisi T6 (c) <i>number density</i> presipitat kondisi T6 (d) kekerasan paduan dengan berbagai <i>aging time</i> (e) <i>peak hardness</i> kondisi T6 (f) <i>peak yield strength</i> kondisi T6 (g) <i>tensile elongation</i> kondisi T6104
Gambar4.55	Struktur mikro paduan Al-9Si-3,5Cu-0,32Mg SHT 510°C 30 menit dan <i>aging</i> 170°C 24 jam (a) observasi dengan mikroskop optik (b) SEM dengan <i>undissolved</i> Al_2Cu dan fasa intermetalik α -Fe (c) TEM <i>undissolved</i> Al_2Cu (d) TEM presipitat pada matriks α -Al.....105
Gambar4.56	TEM (a) morfologi dan SADPs presipitat θ' dan Q' (b) <i>high-resolution</i> TEM Q'106
Gambar4.57	Efek penambahan Mg pada paduan Al-9Si-3,5Cu-xMg (a) sifat mekanik kondisi <i>as-cast</i> (b) sifat mekanik kondisi T6.....107
Gambar4.58	Kurva <i>artificial aging</i> (a) Al-7Si-0,45Mg-xCu pada temperatur 175°C (b) Al-8Si-0,4Mg-xCu pada temperatur 160°C.....108

Gambar4.59 *YS* pada kondisi *peak aged* T6 Al-Si-Mg-Cu
dari berbagai penelitian..... 112

Gambar4.60 Grafik ΔYS dari berbagai penelitian..... 115

DAFTAR TABEL

Tabel2.1 Karakteristik aluminium.....	5
Tabel2.2 Sistem penamaan <i>aluminum cast</i>	6
Tabel2.3 Karakteristik dan sifat mekanik silikon.....	7
Tabel2.4 Karakteristik magnesium.....	8
Tabel2.5 Karakteristik tembaga.....	9
Tabel2.6 <i>Quench rate</i> berbagai media.....	17
Tabel3.1 Referensi jurnal pada pembahasan dan analisis data.....	28
Tabel3.2 Data dari jurnal referensi yang digunakan.....	31
Tabel4.1 Hasil model dan eksperimental waktu SHT.....	50
Tabel4.2 Waktu melarutkan fasa Al ₂ Cu pada paduan Al-Si-Cu.....	56
Tabel4.3 Perbandingan proses SHT paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg.....	64
Tabel4.4 Pengaruh natural <i>aging</i> sebelum <i>artificial aging</i>	77
Tabel4.5 Perbandingan proses <i>artificial aging</i> paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg.....	111
Tabel4.6 Pengaruh presipitat terhadap sifat mekanik paduan	116

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

BAB I

PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang

Aluminium memiliki massa jenis $2,7 \text{ g/cm}^3$, sepertiga dari baja ($7,83 \text{ g/cm}^3$), tembaga ($8,93 \text{ g/cm}^3$) ataupun kuningan ($8,53 \text{ g/cm}^3$). Hal ini merupakan salah satu keunggulan aluminium untuk berbagai aplikasinya. Namun, sifat mekanik seperti kekuatan dan kekerasan dari aluminium sangatlah rendah dibandingkan dengan material seperti baja. Paduan aluminium dengan beberapa unsur dapat mencapai sifat mekanik yang diinginkan. Paduan aluminium dapat dibagi menjadi dua kategori utama yaitu *cast* dan *wrought* aluminium (ASM Volume 2, 1990). Perbedaan dari dua jenis paduan aluminium tersebut adalah proses manufakturnya dan respons terhadap perlakuan panas yang dapat berbeda. Pembahasan secara terpisah diperlukan untuk memahami sifat/karakteristik dari dua jenis paduan aluminium tersebut. Pada *paper* ini paduan *cast* aluminium menjadi fokus bahasan.

Unsur paduan magnesium adalah dasar dari peningkatan kekuatan dan kekerasan pada perlakuan panas paduan Al-Si sedangkan Cu memberikan pengaruh pada paduan aluminium dengan meningkatkan kekuatan, kekerasan, *machinability* dan konduktivitas termal (Yamagata, 2005). Paduan aluminium dengan Si, Mg dan Cu menurut ASM handbook vol 2 merupakan *cast alloy* yang dapat diberikan perlakuan panas (*heat-treatable alloy*). Perlakuan panas dilakukan untuk mencapai sifat mekanik yang diinginkan. Perlakuan panas untuk paduan aluminium dimaksudkan untuk memunculkan presipitat (*precipitation hardening*), hal ini dilakukan dengan tahapan *solution heat treatment* (SHT) dan *aging* (*artificial* atau *natural*). Proses SHT selalu diikuti dengan *quenching* untuk menahan larutan padat jenuh dan *aging* untuk memunculkan presipitat (ASM Volume 4, 1992). Pada *papers review* ini pembahasan terkait *aging* difokuskan pada *artificial aging*.

Banyak penelitian telah dilakukan untuk melihat pengaruh dari perlakuan panas terhadap struktur mikro dan sifat mekanik dari paduan aluminium seperti yang dilakukan Bayuzen Ahmad 2019, menggunakan paduan Al-Si-Cu-Mg, menunjukkan kekuatan tarik padaun tersebut adalah 42 MPa dan meningkat secara signifikan setelah diberi perlakuan panas yaitu 193,67 MPa. Penelitian ini hanya meneliti tentang parameter *aging* (temperatur dan waktu tahan) yang optimum untuk mencapai kekuatan puncaknya. Saïd Beroual dkk pada 2018, yang meneliti paduan Al-Si-Cu dan Al-Si-Mg mendapatkan temperatur serta waktu tahan yang optimum untuk proses *solution treatment* dan *aging* pada kedua paduan tersebut.

Penelitian di atas dan penelitian lain pada umumnya berfokus pada satu atau dua tahapan dari *precipitation hardening* seperti *solution treatment* atau *aging*. Sangatlah penting untuk mempertimbangkan seluruh proses perlakuan panas untuk memperoleh sifat mekanik yang optimal, selain parameter *solution treatment* dan *artificial aging*. (Sjölander & Seifeddine, 2010). Paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg sering digunakan pada penelitian dikarenakan presipitat Mg_2Si , Al_2Cu dan fasa intermetalik lainnya dapat muncul dan memberikan sifat mekanik yang tinggi setelah diberikan perlakuan panas. Pembahasan terkait perubahan struktur mikro paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg pada setiap tahapan perlakuan panas dan proses *precipitation hardening* perlu dibahas lebih lanjut untuk mengetahui dampaknya terhadap sifat mekanik yang nantinya dapat berguna untuk berbagai aplikasi. Oleh karena itu, dilakukan *papers review* tentang perubahan struktur mikro dan sifat mekanik paduan Al-Si-Cu-Mg dengan pembahasan pada setiap tahapan proses perlakuan panasnya.

1.2 Perumusan Masalah

Rumusan masalah pada *papers review* ini adalah :

1. Bagaimana pengaruh perlakuan panas terhadap struktur mikro paduan Al-Si-Cu-Mg?

2. Bagaimana pengaruh struktur mikro hasil perlakuan panas terhadap kekuatan dan kekerasan paduan Al-Si-Cu-Mg?

1.3 Batasan Masalah

Agar diperoleh hasil akhir yang baik serta tidak menyimpang dari permasalahan yang ditinjau, maka batasan masalah pada *papers review* ini adalah sebagai berikut:

1. Paduan minor atau *impurities* yang tidak memberikan pengaruh terhadap struktur mikro dan sifat mekanik secara signifikan diabaikan.
2. Paduan yang digunakan adalah paduan hasil pengecoran, pengaruh metode pengecoran dan parameter pengecoran selain *solidification rate / cooling rate* diabaikan.

1.4 Tujuan Review

Tujuan *papers review* ini adalah:

1. Menganalisis pengaruh perlakuan panas terhadap struktur mikro paduan Al-Si-Cu-Mg.
2. Menganalisis pengaruh struktur mikro hasil perlakuan panas terhadap kekuatan dan kekerasan paduan Al-Si-Cu-Mg.

1.5 Manfaat Review

Manfaat dari *papers review* tugas akhir *papers review* ini adalah didapatkan data dan pemahaman dari proses perlakuan panas terhadap struktur mikro dan sifat mekanik (kekuatan & kekerasan) pada paduan Al-Si-Cu-Mg. *Paper* ini juga dapat bermanfaat bagi pengembangan ilmu teknologi di bidang perlakuan panas *cast aluminium (precipitation hardening)* serta dapat menjadi perhatian untuk penelitian lebih lanjut pada setiap tahapan *precipitation hardening* dan perlakuan panas T6. *Papers review* ini juga dapat digunakan untuk pengembangan produk bagi dunia industri.

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

BAB II TINJAUAN PUSTAKA

2.1 Aluminium

Aluminium keberadaannya sangat melimpah dan menempati urutan ketiga elemen/unsur terbanyak di bumi (setelah oksigen dan silikon). Aluminium merupakan logam *nonferrous* paling banyak digunakan di dunia saat ini. Aluminium menjadi logam *nonferrous* yang banyak digunakan untuk kebutuhan teknik dimulai pada akhir abad ke-19 dimana reduksi elektrolisis dari alumina (Al_2O_3) dikembangkan oleh Charles Hall dan Paul Heroult yang dikenal dengan proses Hall-Heroult. Industri aluminium terus berkembang, dari aplikasi sederhana hingga aplikasi yang lebih kompleks seperti pada bagian otomotif dan industri pesawat terbang (ASM Volume 2, 1990). Aluminium adalah logam ringan yang memiliki sifat *electrical* dan *thermal* yang tinggi serta sifat tahan korosi yang baik. Aluminium juga memiliki keuletan yang tinggi sehingga memiliki sifat *formability* yang baik. Logam aluminium murni memiliki kekuatan yang relatif rendah, tetapi logam aluminium dapat dipadukan dengan unsur lain dan dapat diberikan perlakuan panas sehingga sifatnya dapat mendekati baja, terutama jika aplikasi logam tersebut memerlukan bahan yang ringan, maka aluminium memiliki keunggulan tersebut (Groover, 2010). Pada Tabel 2.1 terdapat beberapa karakteristik dan sifat mekanik dari logam aluminium.

Tabel 2.1 Karakteristik aluminium (Groover, 2010).

<i>Properties</i>	<i>Value</i>
Massa Jenis (g/cm^3)	2,7
Struktur Kristal	FCC
Kekerasan (HB)	20
Kekuatan Luluh (MPa)	28
Kekuatan Tarik (UTS) (MPa)	69
Modulus Elastisitas (MPa)	69×10^3

2.2 Pengaruh Unsur Pada Paduan Aluminium

Kekuatan yang relatif rendah dari aluminium memerlukan penambahan unsur paduan. Penambahan unsur paduan memberikan pengaruh yang berbeda-beda yaitu: *major alloying element*, *minor alloying element*, *impurity element*.

- *Major alloying element* diartikan sebagai elemen atau unsur yang mempengaruhi dan mengontrol *castability* dan sifat dari unsur paduan tersebut
- *Minor alloying element* memberikan pengaruh pada proses solidifikasi, struktur eutektik, memperhalus fasa primer dan mengurangi oksidasi
- *Impurity element* mempengaruhi *castability* dan membatasi sifat yang diinginkan.

Penambahan unsur paduan pada aluminium memerlukan standar dan penamaan. Sistem penamaan untuk *aluminum casting* tidak memiliki standar internasional. Banyak negara, perusahaan dan asosiasi memiliki penamaan untuk *aluminum casting*, yang paling umum digunakan adalah *Aluminum Association designation system*. Digit pertama merupakan paduan utama, Digit kedua dan ketiga merupakan penamaan spesifik dari penambahan elemen. Untuk digit keempat setelah titik merupakan penamaan untuk hasil casting (0) atau ingot (1,2). Tabel 2.2 menunjukkan sistem penamaan aluminium *casting* (Kaufman & Elwin, 2004).

Tabel 2.2 Sistem penamaan *aluminum cast* (ASM Volume 2, 1990)

Seri	Deskripsi
1xx.x	<i>Controlled unalloyed compositions</i>
2xx.x	<i>Aluminum alloys containing copper as the major alloying element</i>
3xx.x	<i>Aluminum-silicon alloys also containing magnesium and/or copper</i>
4xx.x	<i>Binary aluminum-silicon alloys</i>
5xx.x	<i>Aluminum alloys containing magnesium as the major alloying element</i>
6xx.x	<i>Currently unused</i>

-
- 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*
-

2.2.1 Silikon

Sifat mekanik silikon antara lain merupakan logam semikonduktor, ringan, dan kuat namun rapuh. Silikon termasuk kedalam unsur semi logam. Berikut merupakan karakteristik dan sifat mekanik logam silikon yang dapat dilihat pada Tabel 2.3 (Groover, 2010).

Table 2.3 Karakteristik dan sifat mekanik silikon (Groover, 2010)

<i>Properties</i>	<i>Value</i>
Massa Jenis (g/cm ³)	2.30
Struktur Kristal	<i>Diamond Cubic</i>
Kekerasan (HV)	1000-1200
Kekuatan Tarik (UTS) (MPa)	113
Modulus Elastisitas (MPa)	115 X 10 ³

Pengaruh silikon pada paduan aluminium adalah meningkatkan fluiditas dan *hot tear resistance*. Penggunaan kadar silikon sangat beragam diantara hipoeutektik sampai hipereutektik dengan kadar 30% Si. Silikon bersama magnesium dapat membentuk Mg₂Si pada paduan yang bisa diberikan perlakuan panas. Silikon juga dapat membentuk *complex insoluble phase* bersama Fe dan unsur lainnya (Kaufman & Elwin, 2004). Secara umum kandungan silikon dapat mempengaruhi laju pendinginan *fluidity* dan *feeding* hasil pengecoran, terdapat rekomendasi kandungan silikon untuk berbagai proses pengecoran. Proses *slow cooling rate (Plaster, Investment, and sand)* kandungan silikon 5 – 7 %, untuk *permanent mold* 7 – 9 % dan untuk *die casting* 8 -12% (ASM Volume 15, 1992).

2.2.2 Magnesium

Magnesium (Mg) adalah logam ringan. Karakteristik dan sifat mekanik dapat dilihat dalam Tabel 2.4. Magnesium relatif mudah untuk dilakukan kerja mesin. Namun, dalam semua pemrosesan magnesium, partikel kecil logam teroksidasi dengan cepat, dan harus diperhatikan untuk menghindari bahaya terbakar (Groover, 2010).

Tabel 2.4 Karakteristik magnesium (Groover, 2010)

<i>Properties</i>	<i>Value</i>
Massa Jenis (g/cm^3)	1.74
Struktur Kristal	HCP
Kekerasan (HB)	20
Kekuatan Luluh (MPa)	45
Kekuatan Tarik (UTS) (MPa)	150
Modulus Elastisitas (MPa)	48×10^3

Unsur paduan magnesium adalah basis dari peningkatan kekuatan dan kekerasan pada perlakuan panas paduan aluminium-silikon dan biasanya digunakan pula untuk paduan Al-Si yang mengandung Cu dan Ni. Fasa Mg_2Si memiliki batas kelarutan 0,7 % Mg, lebih dari batas kelarutan maka mekanisme penguatan tidak terjadi atau kekuatan matriks dapat turun. Untuk memunculkan fasa Mg_2Si yang mengutkan diperlukan proses perlakuan panas sehingga Mg_2Si terbentuk sebagai presipitat (Kaufman & Elwin, 2004).

2.2.3 Tembaga

Tembaga merupakan salah satu logam yang banyak digunakan. Tembaga memiliki sifat yang lunak, ulet dan dapat ditempa. Tembaga memiliki berat jenis $8,9 \text{ kg/dm}^3$ dan temperatur leleh 1083°C . Tembaga memiliki sifat mekanik kekuatan tarik berkisar 150 MPa hingga 400 MPa. Tembaga merupakan logam non-ferrous dengan sifat konduktor listrik, karakteristik dan sifat mekanik logam tembaga dapat dilihat pada Tabel 2.5. Unsur

tembaga memberikan pengaruh pada paduan aluminium dengan meningkatkan kekuatan, kekerasan, *machinability* dan konduktivitas termal. Perlakuan panas paling efektif untuk paduan dengan 4-6 % Cu. Tembaga mengurangi sifat *castability* dan *hot tear resistance* bersamaan dengan menurunnya *corrosion resistance* (Brown, 1999).

Tabel 2.5 Karakteristik tembaga (Groover, 2010)

<i>Properties</i>	<i>Value</i>
Berat Jenis (kg/dm ³)	8.9
<i>Hardness</i> (HB)	45
Struktur Kristal	FCC
Kekuatan tarik (UTS) (Mpa)	300
Modulus Elastik (MPa)	110 X 10 ³

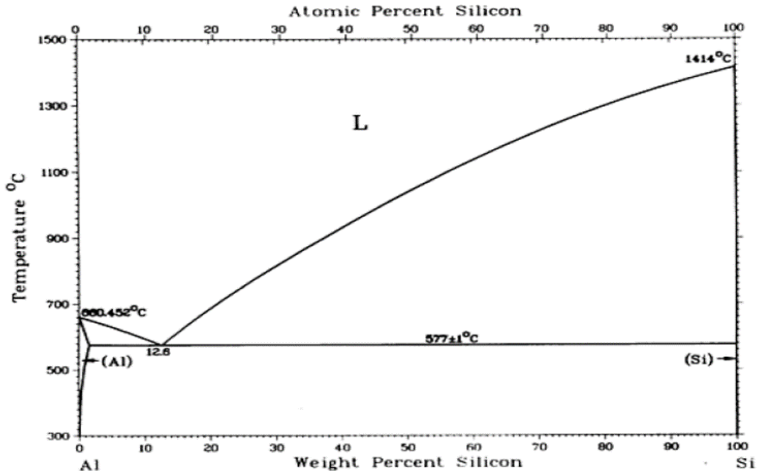
2.3 Diagram Fasa

Diagram fasa untuk suatu sistem paduan sangatlah penting, dikarenakan adanya hubungan antara mikrostruktur, sifat mekanik dan perkembangan mikrostruktur berdasarkan diagram fasa-nya. Diagram fasa dapat memberikan informasi mengenai *melting* temperatur, kiristalisasi dan fenomena lainnya (Callister, 2009).

2.3.1 Diagram Fasa Al-Si

Silikon memiliki kelarutan maksimum pada larutan padat α (Al) sebesar 1.65 % pada temperatur eutektik 577°C. Fasa alpha merupakan suatu fasa padat dimana atom – atom silikon larut dalam larutan Al. Perlu dicatat bahwa silikon pada paduan aluminium bukan hanya kelarutannya dalam larutan Al tetapi karena terbentuknya (Al) + (Si) eutektik yang mengakibatkan perubahan sifat (seperti *castability*). Oleh karena itu, konsentrasi Si dapat dibagi menjadi dua komponen yaitu; 1. Si yang larut dalam matriks Al (<1,65%) baik dalam bentuk larutan padat ataupun presipitat 2. Si sebagai fasa tersendiri. Paduan Al-Si biner tidak

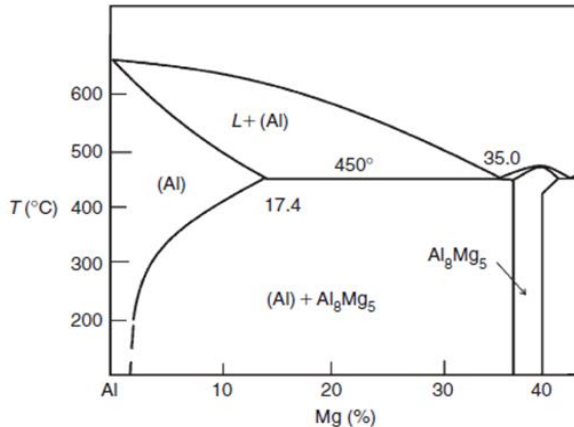
dapat diberikan perlakuan panas (Avner, 1974). Diagram fasa Al-Si dapat dilihat pada Gambar 2.1



Gambar 2.1 Diagram fasa biner Al-Si (ASM Volume 3, 1992)

2.3.2 Diagram Fasa Al-Mg

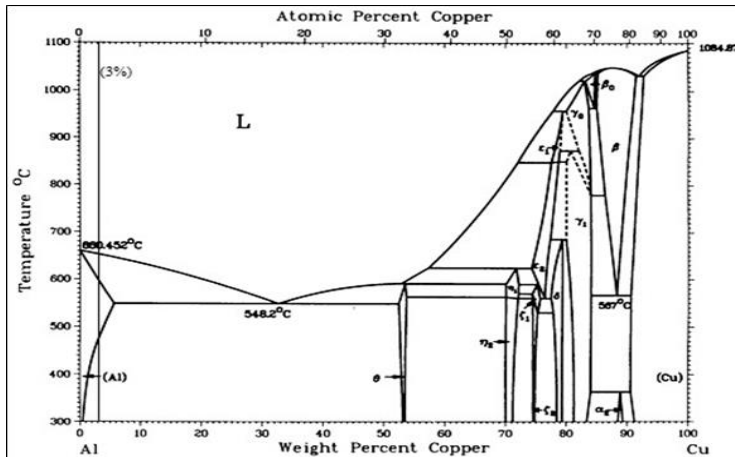
Al-Mg biner merupakan paduan yang tidak dapat diberikan perlakuan panas, pada prinsipnya perlakuan panas dapat dilakukan dengan *quenching* dan *aging*, namun peningkatan kekuatan yang terjadi tidak signifikan dikarenakan presipitat yang terbentuk sangatlah kecil (Zolotorevsky dkk, 2007). Kebanyakan paduan Al - Mg pada kelompok ini mengandung magnesium kurang dari 5% dan juga kandungan silikon yang rendah, karakteristik paduan ini ialah mampu las yang baik dan ketahanan korosi yang tinggi (Avner, 1974). Diagram fasa Al-Mg biner dapat dilihat pada Gambar 2.2.



Gambar 2.2 Diagram fasa biner Al-Mg (Zolotorevsky dkk, 2007)

2.3.3 Diagram Fasa Al-Cu

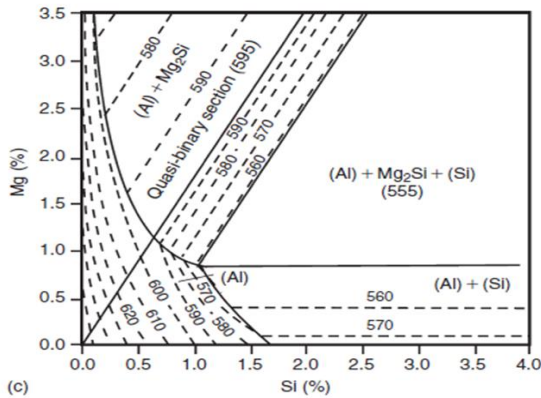
Cu memiliki kelarutan maksimum pada Al adalah 5,65% pada temperatur 578°C , sedangkan pada temperatur 300°C kelarutannya menurun menjadi 0,45%. Adapun paduan yang mengandung tembaga 2,5-5% dapat mengalami perlakuan panas dengan *aging*, fase theta θ merupakan fase menengah paduan yang komposisinya mendekati senyawa CuAl_2 , perlakuan panas dilakukan dengan memanaskan paduan pada daerah fase tunggal, kappa (K) yang diikuti dengan pendinginan secara cepat. *Aging* selanjutnya baik *natural* maupun *artificial* dapat mengakibatkan presipitasi pada fase (θ) sehingga memperkuat paduan tersebut (Avner, 1974).



Gambar 2.3 Diagram fasa biner Al-Cu (ASM Volume 3, 1992)

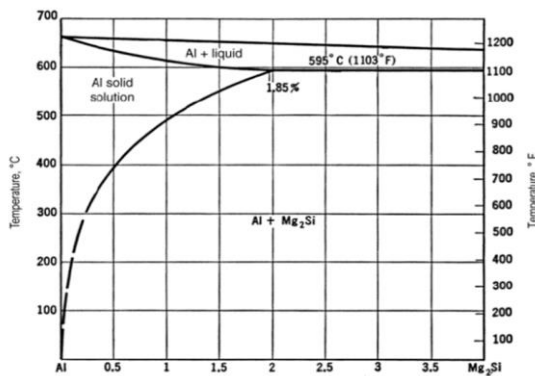
2.3.4 Diagram Fasa Al-Mg-Si

Pada diagram fasa Al-Mg-Si (Al) dapat equilibrium dengan Mg_2Si , Al_8Mg_5 dan Si. Diagram fasa Al-Mg-Si dapat dibagi menjadi dua diagram eutektik yang lebih sederhana: Al-Mg- Mg_2Si dan Al-Si- Mg_2Si , diagram ini didapatkan dari rasio konsentrasi berat Mg:Si=1,73. Kelarutan Mg_2Si pada aluminium menurun seiring dengan adanya unsur Si berlebih, dan berkurang secara signifikan ketika Mg melebihi rasio stokiometri Mg:Si (Zolotorevsky dkk, 2007).



Gambar 2.4 Solidus *projection view* diagram fasa terner Al-Mg-Si (Zolotorevsky dkk, 2007)

Untuk memudahkan melihat hubungan antara fasa (Al)-Mg₂Si maka dibuat *quasi-binary section* yang merupakan potongan *vertical* sehingga dapat dilihat seperti diagram fasa biner. Presentase dari satu unsur dibuat konstan untuk melihat hubungan antara Al-Mg₂Si maka diagram fasa tersebut disebut dengan *pseudobinary*. Gambar 2.5 merupakan *pseudobinary* dari diagram fasa Al-Mg₂Si.

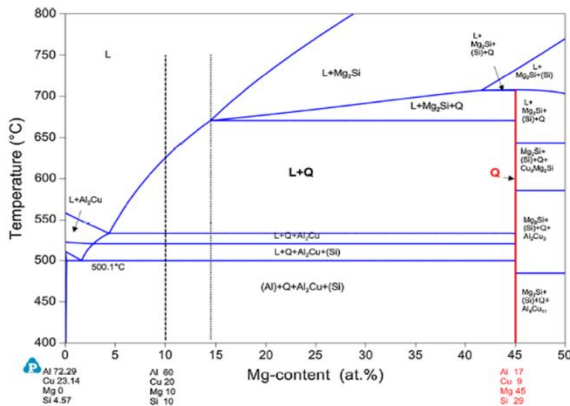


Gambar 2.5 Digram fasa *pseudobinary* Al-Mg₂Si (kumar, 2005)

2.3.5 Diagram Fasa Al-Si-Mg-Cu

Sistem Al-Si-Cu-Mg memiliki fasa intermetallik yang lebih kompleks, fasa Q ($\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$) dan fasa θ (Al_2Cu) dapat terbentuk. Presipitat Q memiliki kontribusi yang rendah terhadap kekuatan paduan dibandingkan dengan fasa β'' (Mg_2Si) (Mohamed & Samuel, 2012).

Sistem diagram fasa *quaternary* sangatlah kompleks, pada Gambar 2.6 terdapat contoh *vertical section* diagram fasa *quaternary* Al-Si-Cu-Mg. Terlihat pada diagram fasa Al-Si-Cu-Mg dengan persen atom Mg 10% fasa yang terbentuk pada temperatur kamar ialah $(\text{Al})+\text{Q}+\text{Al}_2\text{Cu}+(\text{Si})$ seiring kenaikan temperatur fasa berubah menjadi $\text{liquid}+\text{Q}+\text{Al}_2\text{Cu}+(\text{Si})$ pada temperatur 510°C dan pada temperatur 530°C fasa berubah menjadi $\text{liquid}+\text{Q}+\text{Al}_2\text{Cu}$ kemudian pada temperatur 540°C fasa menjadi $\text{liquid}+\text{Q}$ dan sepenuhnya menjadi liquid pada temperatur 630°C (Loffler & Zendagini, 2015).



Gambar 2.6 Diagram fasa Al-Si-Mg-Cu (Loffler & Zendagini, 2015)

2.4 Perlakuan Panas Pada Aluminium

Perlakuan panas mengacu pada proses pemanasan dan pendinginan yang menyebabkan perubahan sifat mekanik, struktur

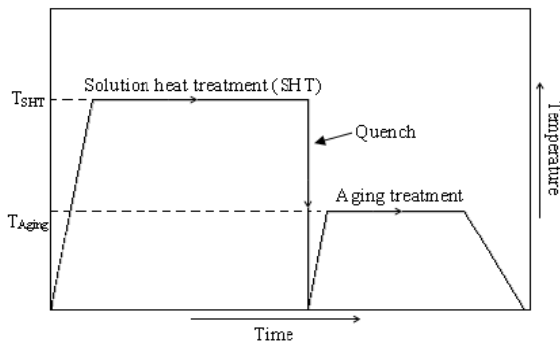
metallurgical atau tegangan sisa pada produk. Untuk perlakuan panas pada paduan aluminium terbatas hanya dengan memunculkan presipitat pada *heat-treatable alloys*. Pengerasan presipitasi pada paduan aluminium sangat bergantung pada waktu dan kelarutan pada larutan padat. Paduan aluminium yang umumnya dapat dikeraskan dengan presipitasi adalah:

- Aluminium– tembaga, mekanisme penguatan presipitasi CuAl_2
- Aluminium–tembaga–magnesium, mekanisme penguatan presipitasi (*magnesium intensifies precipitation*)
- Aluminium–magnesium –silikon, mekanisme penguatan presipitasi Mg_2Si
- Aluminium – seng – magnesium, mekanisme penguatan presipitasi MgZn_2
- Aluminium – seng – magnesium – tembaga

Proses perlakuan panas untuk meningkatkan sifat mekanik pada paduan aluminium meliputi tahapan:

1. *Solution heat treatment* : Kelarutan pada fasa larutan padat
2. *Age hardening* : Presipitasi dari atom terlarut
(ASM Volume 4, 1992)

Proses perlakuan panas yang melibatkan *solution heat treatment*, dan *aging* tanpa mempertimbangkan pengaruh *cold work* pada sifat paduan dapat ditulis menurut standard ASM, T4



Gambar 2.7 Kurva perlakuan panas *age hardening* (ASM Volume 4, 1992)

untuk *natural aging*, dan T6 untuk *artificial aging*. Proses SHT selalu diikuti dengan *quenching* untuk menahan larutan padat jenuh dilanjutkan dengan *aging* (*natural/artificial*) untuk memunculkan proses *precipitation hardening*, ditunjukkan pada Gambar 2.7. Proses *quenching* merupakan suatu kesatuan proses dengan SHT. Namun, pembahasan secara terpisah dan mendalam pada proses *quenching* diperlukan karena proses *quenching* yang berbeda dapat mempengaruhi proses presipitasi.

2.4.1 *Solution Heat Treatment*

Tujuan utama dari *solution heat treatment* adalah mendapatkan *supersaturated solid solution*. Temperatur *solution heat treatment* sedikit di bawah eutektik *melting point*, sangatlah penting untuk menghindari *brittle intergranular eutectic network*. *Insoluble phase* termasuk impuritas tidak terpengaruh oleh *solution heat treatment* (Kaufman & Elwin, 2004).

Untuk mendapatkan *supersaturated solid solution* yang baik pada paduan Al-Si yang mengandung Cu dan/ Mg maka perlu untuk seluruh fasa tersebut larut sehingga dapat mencapai kekuatan yang optimal saat *aging*. Selain proses pelarutan proses homogenisasi dari elemen paduan juga sangat penting, proses homogenisasi ditentukan oleh sifat difusi atom, *solution heat treatment* temperatur dan jarak difusi yang ditentukan oleh ukuran struktur mikro atau bisa diukur dengan *secondary dendrite arm spacing (SDAS)*. Bentuk dari partikel Si eutektik juga sangat berpengaruh dan diharapkan menjadi *spheroidize* selama proses *solution heat treatment* (Sjölander & Seifeddine, 2010). Perubahan pada fasa Si eutektik melalui tiga tahapan yaitu, fragmentasi, *spheroidization* dan *coarsening* (Lados dkk, 2010).

2.4.2 *Quenching*

Tujuan proses *quenching* adalah menahan fasa metastabil *supersaturated solid solution (SSSS)* pada temperatur ruang. Pendinginan cepat dari *solution temperature* ke temperatur ruang sangatlah penting, *quenching* merupakan proses yang tidak bisa dipisahkan dari *solution heat treatment* dikarenakan larutan padat

(SSSS) keberadaannya sangat bergantung dengan laju pendinginan. Spesifikasi untuk proses *quenching* merekomendasikan waktu *delay* yang singkat. Waktu *delay* yang terlampaui lama mengakibatkan temperatur drop dan pertumbuhan butir kasar yang membuat presipitasi menjadi tidak efektif untuk peningkatan kekuatan. Air merupakan media pendingin yang umum digunakan, air dengan temperatur mendekati titik didih (65 – 85°C) sesuai dengan kriteria *cooling rate*. Air digunakan sebagai media *quenching* karena kemampuannya yang baik dalam *heat extraction* dibandingkan dengan media lain (Kaufman & Elwin, 2004). Laju pendinginan cepat sangat penting untuk menjaga larutan padat jenuh, *quench rate* terlalu tinggi menghasilkan *thermal stress* yang mengakibatkan distorsi dan *residual stress* sehingga pada Al dapat retak, terutama pada benda kerja hasil pengecoran dengan geometri yang kompleks dan bagian tipis (Zhang & Zheng, 1996). *Quenching* dengan *cooling rate* yang cukup tinggi dapat menahan *solute* dan *vacancies* pada larutan padat. Sedangkan *quench rate* yang terlalu rendah presipitasi partikel terjadi pada dislokasi atau batas butir yang mengakibatkan berkurangnya *supersaturation* dari larutan padat dan pada akhirnya tidak bisa memberikan kekuatan yang optimum setelah *aging* (Seifeddine dkk, 2006). *Quench rate* atau laju pendinginan memiliki satuan (°C/s) yang berarti laju penurunan satu derajat celsius setiap detiknya. *Quench rate* bergantung pada media pendingin yang digunakan dan juga material serta dimensinya yang didinginkannya. Tabel 2.6 menunjukkan rata-rata *quench rates* berbagai media untuk paduan aluminium.

Tabel 2.6 *Quench rate* berbagai media (Sjölander dkk, 2015)

<i>Quench Media</i>	Air 60°C	Air 100°C	Pasir	Material Insulasi	<i>Furnace</i>
<i>Quench rate</i> (°C/s)	260	22	2	0,6	0,008

2.4.3 Aging

Setelah proses *solution treatment* dan *quenching*, presipitasi dapat dicapai dengan temperatur kamar (*natural aging*) atau bisa dilakukan dengan temperatur tinggi yang biasa disebut *artificial aging*. Pengerasan atau *hardening* dapat diartikan sebagai perubahan dalam struktur *metallurgical* yang mengakibatkan peningkatan ketahanan terhadap deformasi. Larutan jenuh dari atom terlarut dan *vacancies* membuat suatu kluster atom dan berkembang menjadi GP zones. Guiner-Preston zone adalah domain presipitasi yang sangat kecil serta tidak memiliki struktur kristalin tersendiri dan terdiri dari konsentrasi atom terlarut yang sangat tinggi. Pembentukan Gp zones merupakan tahap pertama dalam proses presipitasi. *Supersaturation* hasil dari proses *quenching* pada temperatur kamar dapat keluar dengan presipitasi zat terlarut secara bertahap, selama proses transisi pada temperatur tinggi difusi dari atom terlarut menyebabkan dislokasi dan distorsi pada kisi kristal sehingga membuat konsentrasi pada *subcritical crystal nuclei*. Dengan proses *aging* yang terus berlangsung partikel diskrit dapat diidentifikasi sebagai presipitat. Jika proses aging dilanjutkan fasa transisi ini terus tumbuh sehingga efek penguatan dari presipitasi menghilang (Kaufman & Elwin, 2004).

Tahapan presipitasi dari paduan Al-Si-Cu berdasarkan presipitasi Al₂Cu adalah sebagai berikut: $\alpha_{ss} \rightarrow \text{Gp Zones} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ (Al₂Cu). Dimulai dengan dekomposisi dari larutan padat dan klustering dari atom Cu, klustering lalu membentuk formasi yang koheren (*disk-shaped*) Gp Zones. Gp zones terus bertambah dan relatif konstan terhadap bentuk. Ketika aging temperatur mencapai 100°C, Gp zone larut dan digantikan dengan presipitat θ'' . Presipitat ini berbentuk *disk-shaped* tiga dimensi dengan susunan tetragonal dari atom Al dan Cu. Ketika *aging* dilanjutkan θ'' mulai larut dan θ' mulai membentuk pengintian (*nucleation*) pada dislokasi atau *cell walls*, θ' memiliki bentuk *plate-like shape* dan terdiri dari Al dan Cu dengan struktur tetragonal, θ' tidak lagi koheren (semi-koheren) dengan matriks. Aging yang berlanjut

membentuk equilibrium θ (Al_2Cu) yang sudah tidak koheren dengan matriks.

Tahapan presipitasi dari paduan Al-Si-Mg adalah sebagai berikut: $\alpha_{ss} \rightarrow \text{Gp zones} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ (Mg_2Si). Presipitasi dari Gp zones berbentuk *needles-shaped* dengan panjang 10nm. Untuk fasa *intermediate* β'' - Mg_2Si merupakan presipitasi yang homogen, sedangkan fasa antara β' - Mg_2Si merupakan presipitasi yang sudah heterogen. Fasa equilibrium yang terbentuk β - Mg_2Si memiliki struktur FCC, *rod or plate-shaped*. Presipitasi untuk paduan Al-Si-Cu-Mg mirip dengan kedua tahapan diatas namun lebih kompleks dikarenakan fasa Q' dan fasa θ' dapat terbentuk. Fasa tersebut memiliki kontribusi yang rendah terhadap kekuatan paduan dibandingkan dengan fasa β'' (Mohamed & Samuel, 2012).

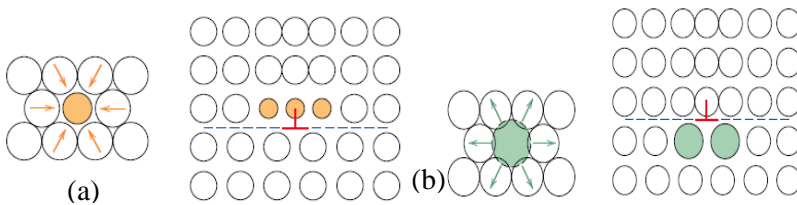
2.5 Mekanisme Penguatan

Mekanisme penguatan pada logam atau biasa disebut “*strengthening mechanism*” adalah hubungan antara gerak dislokasi dan sifat mekanik logam. Kekuatan dan kekerasan berhubungan dengan kemudahan suatu material mengalami deformasi plastic. Dengan mengurangi pergerakan dislokasi sifat mekanik dapat mengalami peningkatan, yang berarti membutuhkan gaya mekanik yang lebih besar untuk memulai terjadinya deformasi plastik. Semua mekanisme penguatan bergantung kepada prinsip dasar yaitu, mengahalnagi pergerakan dislokasi (Callister, 2009). Terdapat berbagai jenis dan klasifikasi mekanisme penguatan, berikut adalah jenis mekanisme penguatan yang berhubungan dengan perlakuan panas paduan aluminium.

2.5.1 *Solid-Solution Strengthening*

Penguatan larutan padat terjadi akibat interaksi antara dislokasi dan atom terlarut. Efek penguatan yang diberikan bergantung pada komposisi larutan padat. Atom terlarut dapat substitusi atau interstisi pada kisi kristal. *Strain fields* terjadi disekitar atom terlarut (Haidemenopoulos & Gregory, 2018). Jika atom yang menggantikan/mengisi lebih kecil maka terjadi *tensile strain* pada kisi kristal disekitarnya (Gambar 2.8(a)). Saat

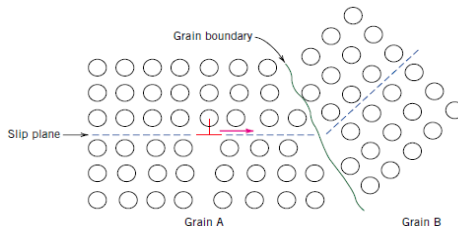
atom yang lebih besar yang menggantikan *host* atomnya, maka *compressive strain* terjadi (Gambar 2.8(b)). Resistensi terhadap slip terjadi dikarenakan *lattice strain* secara keseluruhan mengalami peningkatan, sehingga dislokasi terganggu (Callister, 2009). Substitusi atom terlarut memberikan *strain field* yang simetris, sedangkan interstisi dari atom terlarut membuat *strain field* yang tidak simetris sehingga memberikan efek pengutan yang lebih besar (Haidemenopoulos & Gregory, 2018).



Gambar 2.8 Skema *strain field* (a) *tension strain field* (b) *compressive strain field* (Callister, 2009)

2.5.2 Grain Size Strengthening

Ukuran dari butir pada *polycrystalline metal* dapat mempengaruhi sifat mekanik. Butir yang berdekatan memiliki arah kristalografi yang berbeda. Sehingga bidang slip atau pergerakan dislokasi saat terjadi deformasi dapat terhalang oleh batas butir, seperti ditunjukkan Gambar 2.9. Orientasi kristalografi yang berbeda menyebabkan dislokasi berganti arah dan lebih sulit

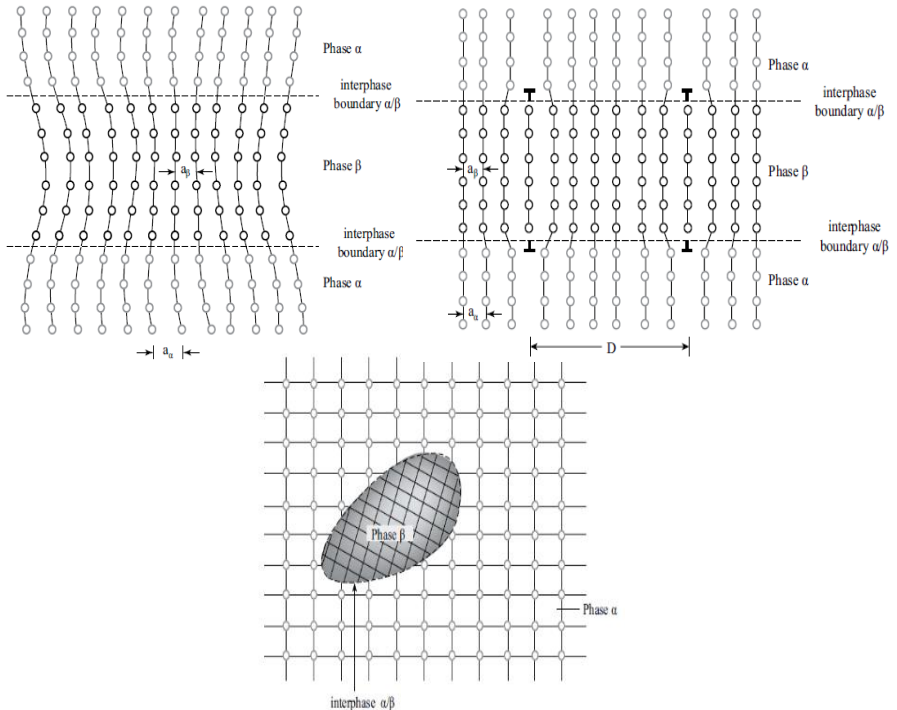


Gambar 2.9 Ilustrasi *grain boundary* sebagai penghalang dislokasi *continue* (Callister, 2009)

terjadi. Serta diskontinuitas pada bidang slip mengakibatkan penghalang bagi dislokasi. Sehingga pada logam dengan butir kecil yang memiliki batas butir lebih banyak memiliki kekuatan yang lebih tinggi dibandingkan dengan logam yang memiliki batas butir sedikit (Callister, 2009).

2.5.3 *Precipitation Strengthening*

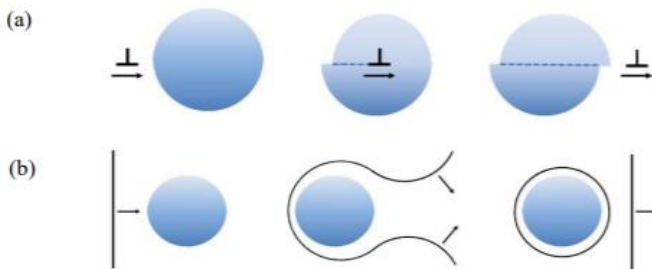
Presipitat adalah partikel kecil yang tersebar secara uniform dalam fasa matriksnya. Presipitat menghalangi gerak dislokasi sehingga proses ini dinamakan *precipitation strengthening / precipitation hardening*. Istilah *age hardening* juga



Gambar 2.10 *Interphase boundary* (a) koheren (b) semikoheren (c) inkoheren (Haidemenopoulos & Gregory, 2018)

sering digunakan karena presipitasi didapat dengan proses *aging* (Callister, 2009). Pada beberapa paduan seperti paduan aluminium, *precipitation hardening* mendominasi mekanisme penguatan yang terjadi pada material tersebut (Haidemenopoulos & Gregory, 2018). Proses presipitasi pada saat *aging* telah dijelaskan pada bagian 2.4.3.

Pada Gambar 2.10 menunjukkan *interphase boundaries* dari suatu presipitat. Presipitat dibedakan dengan tiga jenis *interphase boundary*, yaitu koheren, semi-koheren, dan inkoheren. Pada presipitat koheren dua bidang kisi kristal tidak terputus atau kontinu melalui *interphase boundary*. Dikarenakan perubahan fasa dan komposisi kimia, atom pada *interphase boundary* memiliki energi yang lebih tinggi, energi ini yang disebut dengan *coherent interfacial energy*. Dua kisi kristal tersebut secara general berbeda. Namun, dikarenakan kondisi ini dua kisi tersebut terdistorsi untuk menjaga tetap koheren. Hal ini menyebabkan *coherency strain*. Saat *lattice parameter* dari kedua fasa semakin berbeda maka terjadi semi-koheren *interphase*, dimana *coherency strain* berkurang. Saat partikel sudah tidak koheren maka mekanisme penguatan yang terjadi mirip seperti *grain hardening*, dan efek penguatan menurun (Haidemenopoulos & Gregory, 2018).



Gambar 2.11 Skema (a) Efek Friedel (b) Mekanisme Orowan (Abdelaziz & Hassan, 2018)

Dengan terhalangnya dislokasi dengan presipitat maka mekanisme pengutan terjadi. Peningkatan kekuatan pada paduan diperoleh dari penghalang, seperti presipitasi dan atom pada larutan padat untuk menghalangi dislokasi. Pengaruh kekuatan dari presipitat berubah selama proses *aging*. Presipitat yang kecil dapat terpotong oleh gerak dislokasi (*shear force*), Jika presipitat koheren maka bidang slip (tempat dislokasi bergerak) *continuous* / tidak terputus melalui presipitat, dilewatinya presipitat dengan garis dislokasi maka presipitat mengalami slip satu sama lain dengan arah berlawanan, hal ini yang dinamakan dengan *sheared precipitate* (presipitat terpotong), proses ini dinamakan efek Friedel digambarkan pada Gambar 2.11(a). Permukaan baru dari presipitat yang terpotong mempengaruhi energi yang dibutuhkan untuk deformasi, energi ekstra dibutuhkan untuk menciptakan *surface area* yang baru dan berarti membutuhkan ekstra *force* untuk dislokasi bisa bergerak. Sementara presipitat terus membesar dan menjadi keras serta jarak antara presipitat telah cukup besar sehingga gerak dislokasi dapat melewati presipitat dengan cara *bowing*, garis dislokasi yang mendekati presipitat dikarenakan tidak dapat memotong dan menembus presipitat maka garis dislokasi “melentur” dan melingkar pada presipitat (*bowing*), saat garis dislokasi telah melewati presipitat maka *dislocation loop* terbentuk, *dislocation loop* yang terbentuk membutuhkan energi ekstra sehingga pergerakan dislokasi menjadi lebih sulit dan peningkatan kekuatan tercapai, proses ini dinamai Orowan *mechanism* seperti pada Gambar 2.11(b). Saat presipitasi telah mencapai fasa stabil presipitasi halus berubah menjadi presipitasi kasar yang tersebar berjauhan. *Driving force* untuk perubahan ini adalah *precipitate matrix interfacial energy*, pada presipitat kecil *interfacial energy* menjadi lebih besar, jika pada volume yang sama tersebar, pada presipitat besar maka *interfacial energy* menjadi lebih kecil. Setelah *peak-aging* untuk mengurangi *interfacial energy*, maka presipitat akan membentuk menyatu menjadi presipitat yang lebih besar. Hal inilah yang disebut dengan *Ostwald ripening* (Mohamed & Samuel, 2012).

2.6 Struktur Mikro

Struktur mikro sangat memengaruhi sifat fisik dan mekanik suatu material. Struktur mikro didapatkan pada pengamatan mikroskopis langsung, menggunakan mikroskop optik ataupun mikroskopik elektron. Dalam logam paduan struktur mikro ditandai oleh jumlah fasa yang ada, proporsi, dan cara distribusinya. Struktur mikro suatu paduan bergantung pada variabel elemen paduan yang ada, konsentrasi dan perlakuan panas dari paduan tersebut (temperatur, dan laju pendinginan pada temperatur kamar). Prosedur persiapan spesimen untuk pemeriksaan mikroskopik yaitu dengan cara pemolesan etsa yang tepat, fasa yang berbeda dapat dibedakan berdasarkan tampilannya. Untuk paduan dua fasa, satu fasa tampak terang dan fasa lainnya terlihat gelap. Ketika hanya terdapat satu fasa teksturnya akan seragam, kecuali untuk batas butir yang dapat terlihat berbeda (Callister, 2009).

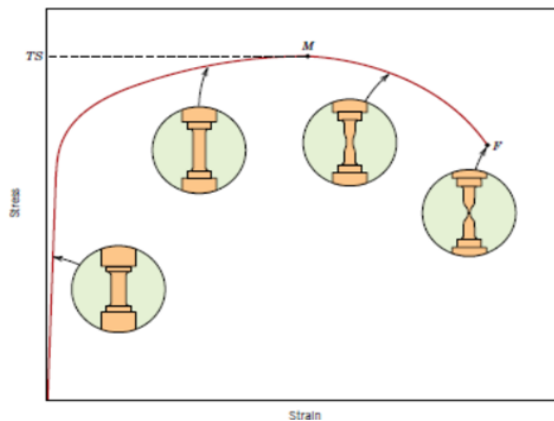
2.7 Sifat Mekanik

Sifat mekanik adalah kemampuan suatu bahan untuk menerima beban atau tegangan yang diberikan tanpa menyebabkan kerusakan. Sifat mekanik yang didapatkan berhubungan dengan metode pengujian yang dilakukan, oleh karena itu *standard* pengujian untuk sifat mekanik sangatlah penting. ASTM (*American society for testing and materials*) merupakan salah satu asosiasi profesional dalam standar pengujian yang banyak digunakan. Perlunya pemahaman terkait struktur mikro dari suatu material untuk memahami sifat mekanik, dikarenakan kedua hal tersebut sangat berhubungan (Callister, 2009).

2.7.1 Kekuatan Tarik

Kekuatan tarik adalah tegangan maksimum pada kurva tegangan-regangan tarik. Kurva tegangan-regangan didapat melalui uji tarik. Uji tarik adalah pengujian dengan cara menarik spesimen hingga patah. Pada dasarnya material memiliki sifat elastis yang mana ketika diberikan sebuah tegangan tertentu maka material tersebut akan kembali ke bentuk awalnya. Namun, jika

tegangan yang diberikan melebihi kemampuan ataupun daerah elastisnya maka material tersebut tidak akan kembali ke bentuk semula, hal tersebut menandakan sudah memasuki daerah plastis. Jika terus diberikan tegangan lagi ketika sudah didaerah plastis maka material tersebut akan mengalami *fracture* atau patah. Dalam pengujian *tensile* dapat diketahui kekuatan luluh suatu material yang merupakan batas antara daerah elastis dan plastis pada kurva *stress-strain* dengan satuan MPa atau psi. Dengan metode *offset* yaitu menarik garis linear lurus dengan jarak 0,002, dapat diketahui kekuatan luluh suatu material. Setelah *yield*, tegangan yang diberikan melewati daerah deformasi plastis meningkat hingga maksimum pada titik M seperti ditunjukkan pada Gambar 2.8 dan kemudian kekuatan menurun hingga terjadinya fraktur pada titik F. Kekuatan tarik TS (MPa atau psi) adalah tegangan maksimum pada kurva tegangan-regangan teknik yang dapat diterima oleh suatu material. jika tegangan tetap dipertahankan, maka fraktur akan terjadi. Selanjutnya deformasi terjadi pada satu wilayah tertentu hingga menyebabkan penyempitan pada daerah tersebut. Fenomena ini disebut *necking* dan fraktur terjadi di daerah *necking* tersebut. Fenomena *necking* dijelaskan pada Gambar 2.12 (Callister, 2009).



Gambar 2.12 Kurva tegangan – regangan teknik (Callister, 2009)

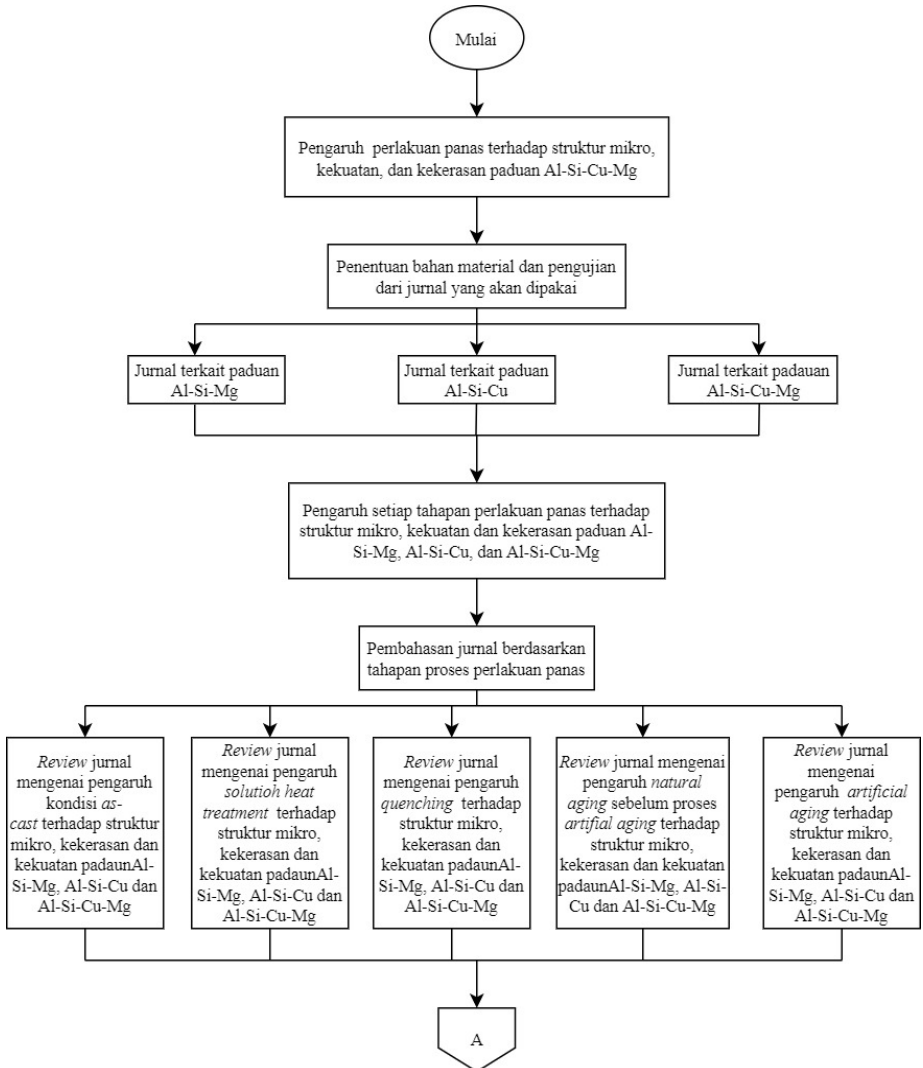
2.7.2 Kekerasan

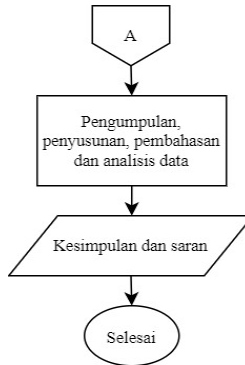
Kekerasan merupakan ketahanan suatu material terhadap deformasi plastis lokal yaitu berupa indentasi atau goresan. Metode uji kekerasan pada dasarnya adalah material yang lebih keras digoreskan pada material yang lebih lunak. Skala indeks kekerasan secara kualitatif menggunakan indeks Mosh dengan nilai 1-10. Uji kekerasan kuantitatif di mana indenter kecil dimasukkan ke permukaan material yang akan diuji, dengan beban dan laju yang terkontrol. Kedalaman atau ukuran indentasi yang dihasilkan kemudian diukur, yang kemudian didapatkan angka kekerasan material tersebut. Semakin lunak material, semakin besar dan semakin dalam indentasinya, dan semakin rendah pula angka indeks kekerasannya. Nilai Kekerasan yang diukur hanya relatif (bukan absolut).

Uji kekerasan sangat sering digunakan dikarenakan pengujian yang dilakukan murah dan sederhana, pengujian kekerasan tidak merusak benda yang di uji (hanya pada bagian indentasi) serta sifat mekanik lainnya dari suatu material dapat diperkirakan dari pengujian kekerasan, seperti kekuatan tarik (Callister, 2009).

BAB III METODOLOGI REVIEW

3.1 Diagram Alir





Gambar 3.1 Diagram alir *review papers*

3.2 Bahan Material dari Berbagai Jurnal

Bahan material yang digunakan adalah berdasarkan jurnal terkait Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg yang diambil dari beberapa jurnal referensi. Jurnal referensi yang diambil digunakan datanya/ hasil penelitiannya atau hanya digunakan sebagai penjeles dari suatu proses/hasil. Tabel 3.1 menunjukkan referensi jurnal serta penggunaannya pada *review paper* ini.

Tabel 3.1 Referensi jurnal pada pembahasan dan analisis data

Tahapan Proses Perlakuan Panas	Material	Referensi	Pengambilan Data	Penjelasan
<i>As-cast</i>	Al-Si-Mg	Rometsch dkk, 1999	V	V
		Wang dkk, 2001	V	-
		E. Sjölander & Seifeddine, 2010	-	V
		Taylor dkk, 2000	-	V
		Sigworth dkk, 1983	-	V
		Pedersen & Arnberg, 2001	V	V
	Al-Si-Cu	Li dkk, 2003	V	V
		E. Sjölander & Seifeddine, 2010	-	V
		Saïd Beroual dkk, 2018	V	-
		Samuel dkk, 2000	V	V

		Djurđjević & Grzinčič, 2012	V	V	
		Bayuzen, 2019	V	-	
	Al-Si-Cu-Mg	Javidani dkk, 2016	V	V	
		E. Sjölander & Seifeddine, 2010	-	V	
		Zamani dkk, 2019	V	V	
		Sandoval, 2014	V	V	
		Taylor dkk, 2000	V	V	
	Al-Si-Mg	Wang & Davidson, 2001	V	V	
		Rometsch dkk, 1999	V	V	
		Lados dkk, 2010	V	V	
		Li dkk, 2003	V	V	
SHT	Al-Si-Cu	E. Sjölander & Seifeddine, 2010	-	V	
		Jarfors & Seifeddine, 2015	-	V	
		Said Beroual dkk, 2018	V	V	
		Dons, 2001	V	V	
		Cerri dkk, 2000	V	V	
		Sokolowski dkk, 1995	V	V	
		Al-Si-Cu-Mg	Javidani dkk, 2016	V	V
			Lasa & Ibabe, 2004	V	V
			E. Sjölander & Seifeddine, 2013	V	V
			Zhang & Zheng, 1996	V	V
Quenching	Semua paduan	Seifeddine dkk, 2006	-	V	
		E. Sjölander & Seifeddine, 2010	V	V	
		Tiryakioglu & Shuey, 2007	V	V	
		Fink & Willey, 1948	V	V	
		Evancho & Staley, 1974	-	V	
		Staley, 1974	-	V	
			Natural aging sebelum artificial aging	Moller dkk, 2007	V
	Wirawan, 2019	V		-	
	T. Pabel dkk, 2007	V		V	
	Jacobs, 1999	V		V	
	Murali dkk, 1997	-		V	
	Al-Si-Mg	Li dkk, 2004	V	V	
		Wang & Davidson, 2001	V	V	
		Yıldırım & Özyürek, 2013	V	V	
		Mohamed & Samuel, 2012	V	V	
		Dong dkk, 2019	V	-	

		Taylor dkk, 2000	V	V
		Rometsch & Schaffer, 2002	V	V
		Alexopoulos & Pantelakis, 2004	V	V
		Wang dkk, 2011	V	V
		Li dkk, 2004	V	V
		Yang dkk, 2015	V	V
		Hwang dkk, 2008	V	V
<i>Artificial aging</i>	Al-Si-Cu	Said Beroual dkk, 2018	V	V
		Hatch, 1984	-	V
		Kang, 1999	-	V
		Tavitas-Medrano dkk 2008,	V	V
		E. Sjölander & Seifeddine, 2011	V	V
		Ouellet & Samuel 1999	V	V
		Liu dkk, 2016	V	V
		Wang dkk, 2011	-	V
		Li dkk, 2004	V	V
		Dong dkk, 2019	V	V
Al-Si-Cu-Mg		Yang dkk, 2015	V	V
		Li dkk, 2006	V	V
		Wang, 2007	V	V
		Miao & Laughlin, 2000	-	V

3.3 Ruang lingkup Pembahasan Jurnal

Pembahasan jurnal dilakukan dengan cara pengambilan data dari jurnal referensi pada Tabel 3.1. Pembahasan dilakukan pada setiap tahapan untuk tiga jenis paduan (Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg). Tabel 3.2 adalah data pengujian dari jurnal referensi yang digunakan dan ditampilkan pada *review paper* ini.

Tabel 3.2 Data dari jurnal referensi yang digunakan

Kondisi	Paduan	Pengujian							Referensi
		Mo	SEM	TEM	XRD	DSC	T	H	
<i>As-cast</i>	Al-Si-Mg	-	V	-	-	-	-	-	Rometsch dkk,1999
		-	V	-	-	-	-	-	Wang dkk,2001
		-	V	-	-	-	-	-	Pedersen& Arnberg, 2001
		-	V	-	-	-	-	-	Li dkk,2003
		V	-	-	-	-	-	-	Samuel dkk, 2000
	Al-Si-Cu-Mg	V	-	-	-	-	-	Javidani dkk, 2016	
		-	V	-	-	-	-	Sandoval, 2014	
SHT	Al-Si-Mg	-	V	-	-	-	-	Taylor dkk, 2000	
		V	V	-	-	-	-	Lados dkk, 2010	
		V	-	-	-	-	-	S.Beroual dkk, 2018	
	Al-Si-Cu-Mg	-	V	-	-	-	-	Lasa & Ibabe,2004	
		-	-	-	-	-	V	-	E.Sjölander& Seifeddine, 2010
		-	-	-	-	-	V	-	Fink & willey, 1948
<i>Quench</i>	Al-Si-Mg/-Cu	-	-	V	-	-	-	Tiryakioglu & Shuey, 2007	
		-	-	-	-	-	-	V	Moller dkk, 2007
		-	-	-	-	-	V	-	T. Pabel dkk, 2007
<i>Natural aging sebelum artificial aging</i>	Al-Si-Mg/-Cu	-	-	V	-	-	-	V	Jacobs,1999
		-	-	-	-	V	-	-	Wang&Davidson, 2001
		V	V	-	-	-	-	-	Yıldırım&Özyürek , 2013
<i>Artificial aging</i>	Al-Si-Mg	-	-	V	-	-	-	-	Mohamed& Samuel, 2012
		-	-	V	-	-	-	-	Dong dkk, 2019
		-	-	-	-	-	V	-	Taylor dkk, 2000
		-	-	-	-	-	-	V	Rometsch & Schaffer, 2002

	-	-	-	-	-	V	-	Alexopoulos & Pantelakis, 2004
	-	-	-	-	V	-	-	Wang dkk, 2011
	V	-	V	-	-	-	-	Yang dkk, 2015
	-	V	-	-	-	-	-	Hwang dkk, 2008
	-	-	-	V	-	-	-	S.Beroual dkk, 2018
Al-Si-Cu	-	-	-	-	-	V	V	Tavitas-Medrano dkk, 2008
	-	-	-	-	-	V	-	Ouellet & Samuel, 1999
	-	-	-	-	-	V	V	E.Sjölander & Seifeddine, 2011
	-	-	-	-	-	-	V	Wang & Davidson, 2001
	-	-	-	-	V	-	-	Liu dkk, 2016
	-	-	V	-	V	-	-	Li dkk, 2004
Al-Si-Cu-Mg	-	V	V	-	-	V	V	Dong dkk, 2019
	V	V	V	-	-	V	-	Yang dkk, 2015
	-	-	-	-	-	-	V	Li dkk, 2006
	-	-	-	-	-	-	V	Wang, 2007

Keterangan ; Mo = Metalografi menggunakan mikroskop optik

T = *Tensile test* (uji tarik)

H = *Hardness test* (uji kekerasan)

3.4 Data Pengujian

Pada *papers review* ini data sekunder yang digunakan diambil dari beberapa referensi jurnal (Tabel 3.2). Data yang digunakan adalah pengujian metalografi menggunakan mikroskop optik. Pengujian karakterisasi meliputi SEM & TEM untuk melihat morfologi fasa, XRD untuk melihat fasa yang terbentuk. Pengujian DSC untuk melihat transisi fasa. Pengujian kekerasan dan uji tarik untuk melihat sifat mekanik paduan. Setiap data pengujian yang dipilih memiliki hasil yang dapat menjelaskan pengaruh perlakuan panas terhadap paduan / proses *precipitation hardening*. Berikut

ini adalah penjelasan terkait pengujian dan data (hasil pengujian) yang digunakan pada *papers review* ini.

3.4.1 Metalografi

Metalografi atau Pengujian struktur mikro dilakukan melalui pengamatan menggunakan mikroskop optik. Spesimen uji sebelum diamati diberikan larutan etsa sesuai dengan ASM Metal Handbook Vol 9 untuk Al-Mg-Si-Cu. Pengujian metalografi bertujuan untuk melihat struktur mikro dan persebaran fasa yang terbentuk. Pada proses perlakuan panas aluminium ukuran SDAS atau panjang lengan dendrite juga sangat penting dan dapat diukur dengan pengamatan struktur mikro.

3.4.2 SEM

Pengujian menggunakan *scanning electron microscope* (SEM) digunakan untuk melihat struktur mikro secara lebih detail. Dengan perbesaran yang jauh lebih besar, morfologi fasa dapat terlihat. Perkembangan SEM sejauh ini dapat melakukan perbesaran sampai dengan 200.000X, resolusi yang dihasilkan dapat menampilkan sampai dengan 1nm. Prinsip kerja dari SEM adalah elektrtron yang dihasilkan penetrasi beberapa micron ke permukaan sampel, berinteraksi dengan atom dan menghasilkan berbagai *signal* seperti, *secondary & backscattered* electron dan X-ray karakteristik. *Secondary & backscattered electron* menghasilkan gambar perbesaran dari sampel. Perbedaan dari gambar yang dihasilkan oleh keduanya adalah *secondary electron* menampilkan *topographic contrast*, sedangkan *backscattered electron* menampilkan *topographic & compositional contrast*. X-ray karakteristik yang dihasilkan digunakan untuk *microchemical analysis* yang biasa disebut analisis *energy dispersive x-ray spectrometer* (EDS/EDX). Analisis menggunakan SEM memiliki limitasi yaitu elemen/unsur yang dapat terdeteksi harus 0,2-0,5 wt%., dan juga untuk melihat presipitat dalam skala nano baru bisa dilakukan menggunakan SEM terkini (Anwar, 2018). Sehingga pengamatan menggunakan instrumen yang lebih kuat diperlukan.

3.4.3 TEM

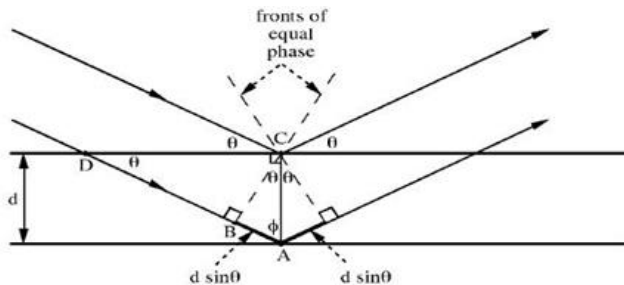
Prinsip kerja dari TEM adalah elektron dari sumber melalui *vacuum column*, *electron beam* melewati sampel *thin foil* kemudian difokuskan dan diperbesar menggunakan lensa elektromagnetik untuk membentuk citra pada *fluorescent screen* atau pada layar elektronik. Perbesaran yang dihasilkan dapat mencapai 2.000.000X dengan resolusi 0,1 nm. Elemen/unsur yang dapat terdeteksi pada TEM berkisar 0,01-0,1 wt% (Anwar, 2018). TEM dapat menghasilkan beberapa hasil pengujian, bergantung terhadap teknik yang digunakan. Untuk mengamati proses *precipitation hardening* teknik/metode pengujian yang sering digunakan adalah; *Conventional imaging (bright-field & dark-field TEM)*, Difraksi elektron / *selected area electron diffractions (SADPs)*, *phase-contrast imaging (high-resolution TEM / HRTEM)*, *energy dispersive x-ray spectroscopy (EDS)* untuk analisis kuantitatif (Fultz & Howe, 2008). Morfologi presipitat dengan *conventional imaging* dan *high resolution TEM* dapat diamati dengan baik. Untuk memahami presipitat pada matriks perlu juga dipahami *interphase boundary* (koheren/inkoheren), pola difraksi dapat diamati dari *Bragg reflection* dari bidang atom dalam spesimen. Hubungan orientasi dari pola difraksi yang paralel (*parallel plane*) dari dua struktur kristal menandakan hubungan antara presipitat dan matriks (Williams & Carter, 2009).

3.4.4 XRD

X-Ray diffractometry (XRD) bekerja berdasarkan prinsip difraksi, ketika suatu material dikenai sinar X, maka intensitas sinar yang ditransmisikan lebih rendah dari intensitas sinar datang. Hal ini disebabkan karena penyerapan oleh material dan juga penghamburan atom-atom yang ada di dalam material tersebut. Berkas sinar X yang dihamburkan tersebut ada yang saling menghilangkan karena fasanya berbeda dan ada juga yang saling menguatkan karena fasanya sama. Berkas sinar X yang saling menguatkan itulah yang disebut sebagai berkas difraksi. Berdasarkan *Bragg's law* Persamaan 3.1. dan ilustrasi Gambar 3.1.

$$2d \sin\theta = \lambda \quad (3.1)$$

Pola difraksi dari setiap material berbeda akibat perbedaan *interplanar spacing* (d_{hkl}). Terdapat konvensi untuk *peak Bragg diffraction index* yang dapat dilihat pada *International center for diffraction data* (ICDD) (Fultz & Howe, 2008). XRD sangat berguna untuk analisis kuantitatif fasa yang terbentuk pada suatu paduan aluminium. Perhitungan tegangan sisa dan FWHM juga dapat menggambarkan proses presipitasi. Sedangkan untuk visualisasi dari pola difraksi dapat menggunakan TEM.



Gambar 3.2 Ilustrasi difraksi *Bragg's Law* (Fultz & Howe, 2008)

3.4.5 DSC

Pengujian *Differential Scanning Calorimeter* (DSC) merupakan alat yang digunakan untuk mengukur kalor yang diserap atau dikeluarkan dari sebuah material yang dipanaskan atau di dinginkan pada rentang temperatur tertentu, sehingga didapatkan temperatur transformasi dari material yang di uji. Prinsip kerja dari alat ini adalah penambahan temperatur secara terus-menerus pada sampel dan pembanding, yang dimonitor, hal ini bertujuan untuk mempertahankan agar temperatur keduanya selalu sama. Penambahan panas yang terjadi dicatat pada *recorder*, kemudian panas ini digunakan juga untuk mengganti kekurangan atau kelebihan karena reaksi *endoterm* atau *eksoterm* yang terjadi pada sampel. Data yang diperoleh tersebut di plot ke dalam kurva yang dapat disetarakan dengan suatu spektrum yang disebut termogram. Perbedaan temperatur antara kedua material tersebut

terus dideteksi dan dicatat sebagai suatu puncak kurva. Pada reaksi endotermik, temperatur sampel lebih rendah daripada temperatur referen dan sebaliknya bila temperatur sampel lebih tinggi daripada temperatur referen, maka terjadi reaksi eksotermik, kemudian terbentuklah puncak endoterm dan eksoterm (Ginting dkk, 2005). Sampel yang mengalami perubahan fasa dapat melepas (*exothermic*) atau menggunakan (*endothermic*) energi dalam bentuk *heat* (entalpi dalam tekanan konstan). Pada *Al-alloy* setelah *quench*, *solid state precipitation* menyebabkan puncak (*peaks*) pada kurva flux sebagai fungsi dari temperatur. Area diantara puncak/grafik dengan *base line* yang diukur dari *material reference* adalah proporsional dengan perubahan entalpi presipitat yang menyebabkan proses presipitasi. Perpindahan dari *peak* dengan laju pemanasan dapat dihubungkan dengan energi aktivasi. Nukleasi dan pertumbuhan presipitat adalah reaksi eksotermik. Sedangkan proses pelarutan/*dissolution* adalah reaksi endotermik (Starink, 2004). Pengujian DSC dapat melihat perubahan fasa secara kuantitatif, pada *papers review* ini pengujian DSC digunakan untuk melihat dekomposisi fasa *supersaturated solution* setelah *quenching* selama mengalami proses *aging*.

3.4.6 Uji Kekerasan

Kekerasan merupakan ketahanan suatu material terhadap deformasi plastis lokal yaitu berupa indentasi atau goresan. Uji kekerasan sangat sering digunakan dikarenakan pengujian yang dilakukan murah dan sederhana. Terdapat berbagai metode pengujian kekerasan seperti Brinell, Vickers, Rockwell, yang semuanya bergantung pada jenis indentasi yang dilakukan (Callister, 2009). Pengujian *microhardness* juga dapat melihat kekuatan suatu fasa, sehingga efek penguatan *precipitation hardening* pada matriks dapat diketahui. Seluruh pengujian kekerasan pada *papers review* ini dilakukan pada kondisi setelah *aging*. Dikarenakan efek penguatan *precipitation hardening* terjadi setelah kondisi *aging*.

3.4.7 Uji Tarik

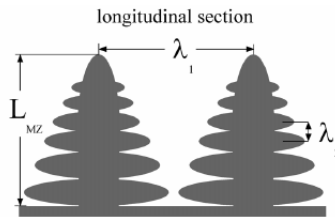
Uji tarik adalah pengujian dengan cara menarik spesimen hingga patah. Pada dasarnya material memiliki sifat elastis yang mana ketika diberikan sebuah tegangan tertentu maka material tersebut akan kembali ke bentuk awalnya. Namun, jika tegangan yang diberikan melebihi kemampuan ataupun daerah elastisnya maka material tersebut tidak akan kembali ke bentuk semula, hal tersebut menandakan sudah memasuki daerah plastis. Dalam pengujian *tensile* dapat diketahui kekuatan luluh suatu material yang merupakan batas antara daerah elastis dan plastis pada kurva *stress-strain* dengan satuan MPa atau psi. Dapat juga diketahui kekuatan maksimum suatu material atau *ultimate tensile strength* (UTS). Dengan mengamati *elongation to fracture*, kekuatan saat patah dan pola patahan dapat juga diketahui keuletan suatu material (Callister, 2009). Data pengujian tarik yang diambil pada *paper* ini adalah paduan Al setelah *aging* atau proses T6, untuk melihat pengaruh penguatan *precipitation hardening*. *Yield strength* lebih disukai untuk membandingkan hasil *peak-aged* dikarenakan sifat menanik ini lebih sedikit terpengaruh oleh *defect/discontinuity* hasil pengecoran dibandingakna dengan UTS. YS lebih sensitif dan lebih terpengaruh dari struktur mikro-nya saja (Tavitas-Medrano dkk, 2008).

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

BAB IV HASIL DAN PEMBAHASAN

4.1 *As-Cast* Paduan Aluminium

Sifat mekanik dari paduan Al-Si-Cu-Mg sebagian besar dipengaruhi oleh komposisi paduan dan parameter pengecoran. Perlakuan panas yang dilakukan tidak terlepas dari kondisi paduan hasil pengecorannya. Saat padaun aluminium *solidified*, solid morfologi yang paling sering terbentuk adalah struktur mikro dendritik. Struktur mikro dendritik adalah susunan dari *primary* (λ_1), *secondary* (λ_2), atau *higher-order* lengan/cabang yang membentuk suatu *network* kompleks seperti pada Gambar 4.1 (Steinbach & Ratke, 2007). *Secondary dendrite arm spacing* (SDAS) dapat mendefinisikan kekasaran dan ukuran suatu butir atau *dendrite*, sehingga menjadi salah satu parameter penting pada struktur mikro.

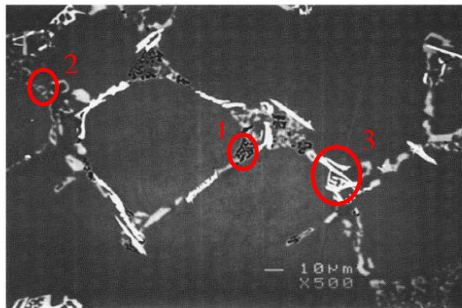


Gambar 4.1 Definisi *primary* dan *secondary dendrite arm spacing* (Steinbach & Ratke, 2007)

Pada sub bab ini dibahas struktur mikro, fasa yang terbentuk serta pengaruh nya terhadap perlakuan panas yang dialami paduan aluminium. Parameter pengecoran bukanlah pokok pembahasan pada *review paper* ini. Namun, pengaruh unsur *modifier* serta kecepatan pendinginan sedikit dibahas karena mempengaruhi SDAS serta proses perlakuan panas selanjutnya. Pada sub-bab ini pembahasan dibagi menjadi Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg karena ketiga paduan tersebut memiliki perbedaan pada fasa yang terbentuk.

4.1.1 Al-Si-Mg

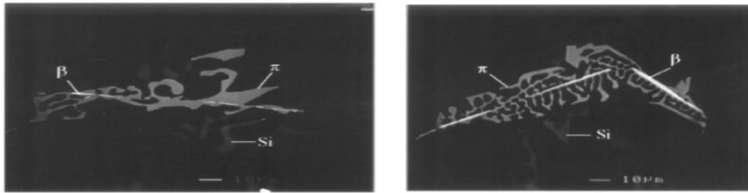
Pada paduan ini Mg digunakan untuk memunculkan presipitat Mg_2Si . Fasa yang umum terbentuk selama proses solidifikasi adalah Mg_2Si , Si eutektik dan fasa intermalik yang mengandung Fe. Fasa intermetalik yang mengandung Fe terbentuk walaupun kandungan Fe pada paduan ini sangat kecil (0,05-0,2 %wt). Ditunjukkan pada hasil pengamatan Rometsch dkk 1999, menggunakan SEM *backscattered* pada Gambar 4.2, fasa Mg_2Si merupakan fasa yang paling gelap (1), Fasa Si berwarna abu-abu (2) dan fasa yang mengandung Fe merupakan fasa yang paling terang (3).



Gambar 4.2 SEM *backscattered* dari struktur mikro A356 (Rometsch dkk,1999)

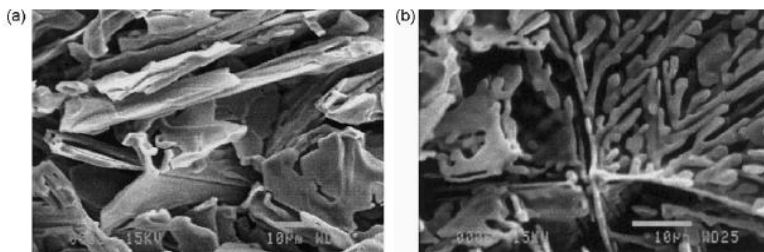
Kandungan Mg dan Fe pada paduan serta kecepatan proses solidifikasi menentukan fraksi $\beta-Al_5FeSi$ dan $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$ yang akan terbentuk. Kandungan Mg dan Fe juga menentukan konsentrasi Mg yang terlarut dalam larutan padat. Fasa $\pi-Fe$ secara morfologi berbentuk gumpalan dan biasanya terbentuk pada $\beta-Fe$ yang berbentuk *plate* seperti yang ditunjukkan pada Gambar 4.3. Pengamatan yang dilakukan oleh Wang & Davidson 2001, menunjukkan morfologi dari fasa $\beta-Fe$ dan $\pi-Fe$, dapat dilihat bahwa kedua fasa ini sering tumbuh dalam keadaan yang berkaitan.

Ukuran dari struktur mikro dipengaruhi oleh ukuran dari *secondary dendrite arm spacing* (SDAS), kecepatan solidifikasi yang rendah menghasilkan SDAS yang besar dan mengakibatkan



Gambar 4.3 Morfologi pengamatan dengan SEM π -Fe, β -Fe dan partikel Si pada Al-7Si-0,6Mg (Wang & Davidson, 2001)

turunnya sifat mekanik. Penambahan beberapa unsur seperti (strontium, beryllium, cesium) dalam jumlah kecil dapat memberikan efek pada morfologi butir untuk meningkatkan sifat mekanik (Taylor dkk, 2000). Penelitian yang dilakukan G.K Sigworth dkk 1983, menunjukkan bahwa penambahan Sr dengan waktu pendingan /solidifikasi yang cepat dapat merubah fasa Si eutektik yang tadinya berbentuk cabang tidak teratur *plate-like morphology* menjadi *coral-like fibrous morphology*. Hal yang sama ditunjukkan oleh Pedersen & Arnberg 2001, pada paduan Al-11Si-0,6Mg tanpa Sr, Si eutektik berbentuk *large brittle flakes*, dengan penambahan Sr morfologi dari Si eutektik menjadi *fibrous* seperti pada Gambar 4.4.



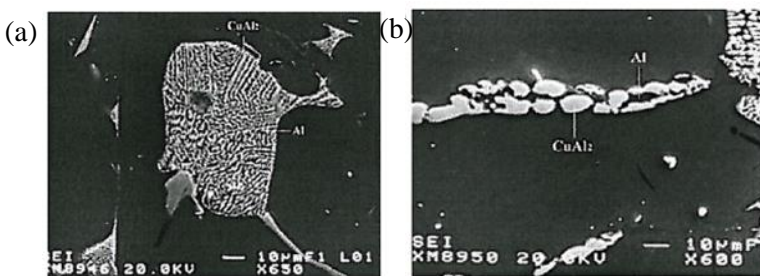
Gambar 4.4 Observasi SEM morfologi Si eutektik pada paduan Al-11Si-0,6Mg (a) tanpa Sr dan (b) dengan Sr (Pedersen & Arnberg, 2001)

Paduan Al-Si-Mg selalu menghasilkan fasa matriks α (Al) dan juga fasa Mg_2Si . Menurut diagram fasa Al-Mg₂Si (Gambar 2.5) pada temperatur kamar Al + Mg₂Si terbentuk. Fasa yang

mengandung Fe dapat terbentuk walaupun kandungan Fe sangat kecil. Fasa yang mengandung Fe seperti $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ memberikan efek penurunan sifat mekanik pada paduan dan fasa $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ mengandung unsur Mg yang seharusnya dapat larut membuat proses presipitasi dari Mg_2Si berkurang. Morfologi Si eutektik *fibrous* atau serabut berguna untuk mempercepat proses *solution heat treatment* (Lados dkk, 2010). Faktor SDAS juga dapat mempercepat proses *solution heat treatment* dengan memberikan jarak difusi yang optimal (dijelaskan pada sub-bab 4.2). Paduan aluminium yang umum digunakan adalah A356 dan A357 dengan kandungan 7% Si dan Mg 0,3% untuk A356, 0,6% Mg untuk A357. Parameter pengecoran memerlukan pembahasan lebih lanjut di luar *papers review* ini. Pada sub-bab ini hanya dibahas sedikit tentang parameter pengecoran yang memberikan pengaruh terhadap perlakuan panas.

4.1.2 Al-Si-Cu

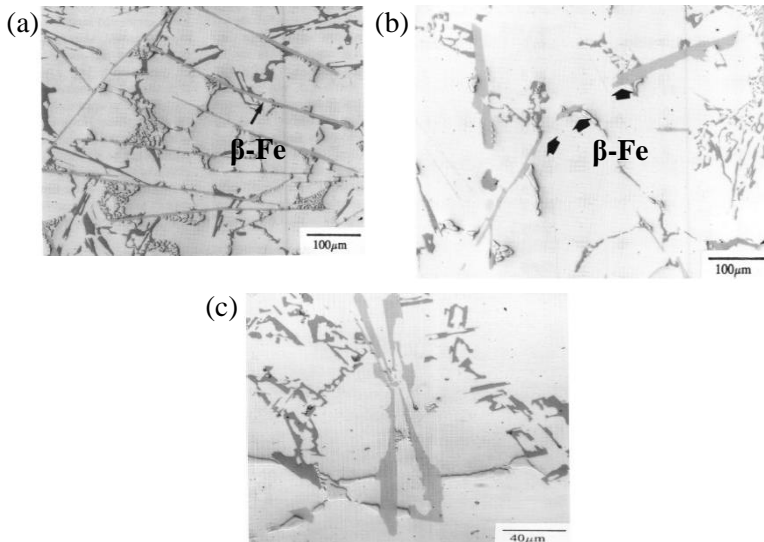
Pada paduan Al-Si-Cu hasil pengecoran terdapat fasa Al_2Cu , matriks $\alpha(\text{Al})$, fasa Si eutektik dan fasa intermetalik yang mengandung Fe. Fasa $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ yang terbentuk bisa memiliki bentuk dan ukuran yang berbeda-beda yaitu; *block-like* Al_2Cu , *eutectic* Al_2Cu , atau gabungan antara keduanya. Penelitian Li dkk 2003, menunjukkan dua fasa yang berbeda yaitu fasa eutektik ($\text{Al}+\text{Al}_2\text{Cu}$) pada Gambar 4.5 (a) dimana Al dan Al_2Cu membentuk



Gambar 4.5 Pengamatan SEM (a)Fasa Al_2Cu Eutektik dan (b) Fasa Al_2Cu *blocky* pada paduan Al-Si-Cu 319 (Li dkk,2003)

struktur eutektik lamellar, dan fasa Al_2Cu *blocky* yaitu fasa Al_2Cu yang menggumpal ditunjukkan Gambar 4.5 (b). Fasa Al_2Cu memulai proses pengintian pada $\beta\text{-Fe}$ *plate* atau pada butir kasar Si eutektik. Proses pengintian (*nucleation*) Al_2Cu terjadi pada tahapan akhir proses solidifikasi.

Fe adalah unsur yang sangat menentukan, selama proses solidifikasi untuk membentuk fasa $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (*hard brittle plate*), fasa ini menurunkan sifat mekanik dari paduan. Pada paduan Al 319 (Al-7Si-3,5Cu) kandungan Fe tidak boleh melebihi 1,5% untuk mengurangi presipitasi dari $\beta\text{-platelet}$ secara berlebihan (Sjölander & Seifeddine, 2010). Fasa intermetalik lain yang mengandung Fe yang dapat terbentuk adalah $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr})_3\text{Si}_2$ *primary star-like*, $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr})_3\text{Si}_2$ *Chinese-script* dan $\pi\text{-Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ *Chinese-script*, seperti yang ditunjukkan pada penelitian Saïd Beroual dkk 2018.



Gambar 4.6 Struktur mikro 319.2 (a) tanpa Sr (b) Modifikasi Sr dan (c) overmodifikasi Sr (Samuel dkk, 2000)

Penambahan unsur paduan dalam jumlah kecil untuk memodifikasi struktur mikro telah banyak dilakukan, penelitian yang dilakukan oleh Samuel dkk 2000, menunjukkan penambahan unsur Sr, Mn dan Fe pada paduan Al 319.2 (Al-6,2Si-3,77Cu). Pengaruh yang paling optimal adalah penambahan Sr. Penambahan Sr yang cukup tinggi pada *cooling rate* yang tepat dapat mengurai fasa β yang tadinya berebentuk β -platelet panjang dan tidak terputus ditunjukkan pada Gambar 4.6(a) dengan penambahan Sr pada 200-300 ppm menjadi β -platelet yang terurai ditunjukkan Gambar 4.6(b). Penambahan unsur Sr melebihi 300 ppm dapat menyebabkan *overmodification* yang menyebabkan meningkatnya porositas sehingga mengurangi sifat mekanik seperti pada Gambar 4.6(c). Keuntungan penambahan Sr secara umum dapat dicapai dengan fragmentasi dan penguraian β -platelet. Modifikasi yang optimum dengan Sr tergantung dari kandungan Fe, laju pendinginan /solidifikasi dan kandungan Si dari paduan tersebut.

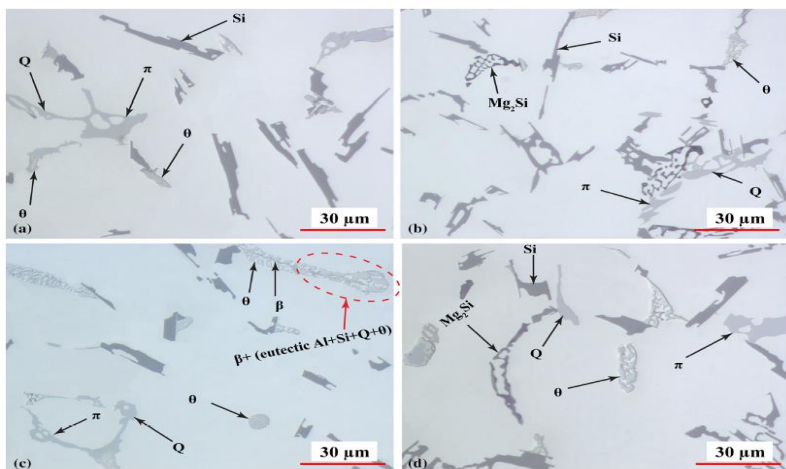
Djurđjević & Grzinčić 2012, meneliti tentang pengaruh paduan utama (Si dan Cu) pada ukuran struktur mikro yang terbentuk / *secondary dendrite arm spacing* (SDAS). Penelitian ini mengungkapkan penambahan Si dari 1,3-9,7 wt% dan Cu 0,37-4,7 wt% mengurangi SDAS (91,8 μ m menjadi 39,7 μ m untuk Si dan 56,8 μ m menjadi 46,1 μ m untuk Cu) sehingga butiran menjadi halus. Namun, pengaruh Si dan Cu relatif kecil jika dibandingkan dengan pengaruh *cooling rate* ataupun unsur *modifier* terhadap ukuran SDAS.

Fasa yang terbentuk pada paduan *as-cast* Al-Si-Cu menentukan proses perlakuan panas selanjutnya. Seperti fasa Al₂Cu eutektik dan *blocky* membutuhkan waktu yang berbeda untuk larut selama *solution heat treatment* (lihat bagian 4.2.2). Terdapat kesamaan struktur mikro (α -Al & Si eutektik) dan fasa intermetalik yang dapat terbentuk pada paduan Al-Si-Cu dan Al-Si-Mg. Pengaruh modifikasi Sr pada Si eutektik menjadi *fibrous* dan modifikasi Sr untuk mengurai β -Al₃FeSi dapat terjadi pada kedua paduan tersebut. Fasa intermetalik yang mengandung Fe

sangat mempengaruhi sifat mekanik. Ukuran SDAS sangat mempengaruhi waktu dari *solution heat treatment* sehingga penting untuk diperhatikan. Pembahasan terkait SDAS dan pengaruhnya terhadap SHT paduan Al-Si-Cu ditampilkan pada bagian 4.2.2 penelitian Sjölander & Seifeddine^b 2010.

4.1.3 Al-Si-Cu-Mg

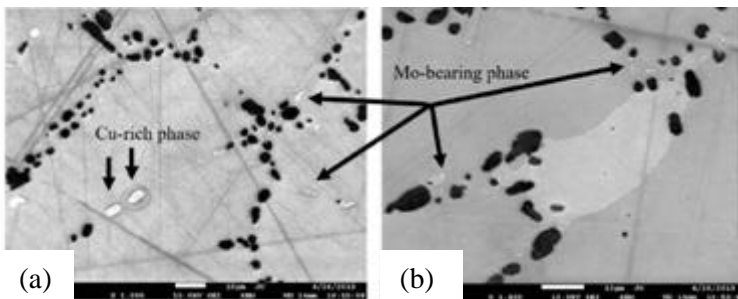
Paduan Al-Si-Cu-Mg hasil pengecoran dapat memiliki jenis/bentuk fasa yang beragam. Pada penelitian Bayuzen 2019, fasa yang terbentuk hasil pengecoran Al339 adalah Al-Si eutektik, matriks α -Al, Mg_2Si eutektik, $Q-Al_4Cu_2Mg_8Si_7$ dan Al_2Cu . Fasa yang terbentuk memiliki kemiripan dengan padaun Al-Si-Cu dan Al-Si-Mg. Penelitian lain yang dilakukan oleh Javidani dkk 2016, terlihat pada Gambar 4.7 (a) dan (c) paduan dengan 0,4 wt% Mg fasa yang terbentuk terdiri dari α -Al, Si eutektik, $\theta-Al_2Cu$, fasa Q dan fasa yang mengandung Fe (π -Fe dan β -Fe), fasa β -Fe hanya terlihat sedikit dan dengan meningkatkan kandungan 0,8wt%Mg fasa β berubah menjadi π dan fasa Mg_2Si terbentuk pada struktur mikro Gambar 4.7 (b) dan (d).



Gambar 4.7 Struktur mikro *as-cast* paduan (a) Al-7Si-1Cu-0,4 Mg (b) Al-7Si-1Cu-0,8Mg (c) Al-7Si-1,6Cu-0,4Mg (d) Al-7Si-1,6Cu-0,8Mg (Javidani dkk, 2016)

Perbedaan yang mendasar pada paduan Al-Si-Cu/Mg dengan paduan Al-Si-Cu-Mg adalah fasa Q. Pembentukan fasa Q dapat dijelaskan karena adanya unsur Mg membuat Cu terpisah dari Si eutektik, sehingga menghasilkan gumpalan (*blocky*) Al_2Cu , Fasa Q- $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$ terbentuk dan tumbuh dari Al_2Cu dan terbentuk pada tahap akhir solidifikasi. Ukuran besar/ kekasaran butir Q meningkat seiring dengan penambahan Mg. Fasa intermetalik lain yang mengandung Fe seperti β -Fe dan π -Fe dapat terbentuk, Fasa β -Fe berubah menjadi π -Fe saat Mg 0,35wt%. Fraksi volume π -Fe bertambah seiring dengan penambahan Mg. Fasa Mg_2Si dapat berbentuk titik kecil untuk kandungan Mg dibawah 0,5wt% atau berupa dalam bentuk *chinese script* (π) untuk kandungan Mg diatas 1wt%. Paduan dengan Cu dibawah 0,5 wt% menunjukkan reaksi seperti paduan Al-Si-Mg dengan fasa Mg_2Si dan π -Fe yang terbentuk dengan sedikit Q dan Al_2Cu . Jika terjadi penambahan Cu 1,4wt% dan juga Mg 1,4wt% maka Mg_2Si dan π -Fe tetap menjadi fasa yang dominan (Sjölander & Seifeddine, 2010).

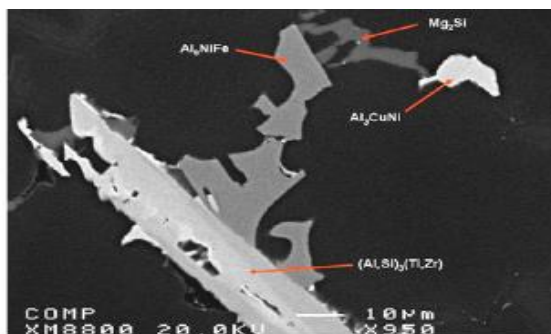
Penambahan logam transisi dapat membentuk fasa intermetalik dengan kelarutan yang sangat kecil pada matriks Al, diffusivitas yang rendah pada aluminium menyebabkan terbentuknya presipitat yang kecil (kurang dari satu micron) yang terbentuk pada proses solidifikasi ataupun proses perlakuan panas.



Gambar 4.8 Observasi SEM Fasa yang terbentuk pada paduan Al-6,6Si-1,42Cu-0,64Mg + (0,6Mo) (a) Fasa yang terdapat Cu (b) Fasa yang terdapat Mo (Zamani dkk,2019)

Presipitat yang kecil ini dinamakan *dispersoids delay* (Shaha dkk, 2015). Zamani dkk 2019, menunjukkan pengaruh penambahan Mo 0,4-0,6wt% pada hasil cor dapat meningkatkan 15-25MPa pada temperatur pengujian tarik 250°C untuk SDAS 27 dan 61 μm . Peningkatan kekuatan terjadi akibat pembentukan partikel dispersoid yang mengandung Mo (Gambar 4.8) memberikan efek positif saat matriks mengalami deformasi plastis selama proses *strain hardening* pada temperatur pengujian tinggi. Namun, hasil uji tarik pada temperatur kamar baik kondisi *as-cast* maupun *heat-treated* mengalami sedikit penurunan. Hal ini menandakan tidak adanya hubungan Mo dengan proses presipitasi.

Sandoval dkk 2014, mengungkapkan penambahan unsur lain yang dimaksudkan untuk meningkatkan kekuatan pada temperatur tinggi dapat mempengaruhi presipitasi penguat untuk paduan Al-Si-Cu-Mg, sebagai contoh pada Gambar 4.9 penambahan unsur Ni dapat membentuk fasa Al_3CuNi yang mengurangi kandungan Cu untuk larut dan menjadi presipitat Al_2Cu selama proses perlakuan panas.



Gambar 4.9 Pengamatan SEM Morfologi fasa intermetalik pada paduan Al-9Si-1,8Cu-0,5Mg dengan penambahan Ti,Sr,Ni (Sandoval dkk,2014)

Paduan Al-Si-Cu-Mg dapat dianggap sebagai paduan Al-Si-Cu dengan penambahan Mg atau paduan Al-Si-Mg dengan penambahan Cu. Fasa yang terbentuk pada paduan ini merupakan gabungan dari fasa yang terbentuk pada Al-Si-Mg dan Al-Si-Cu.

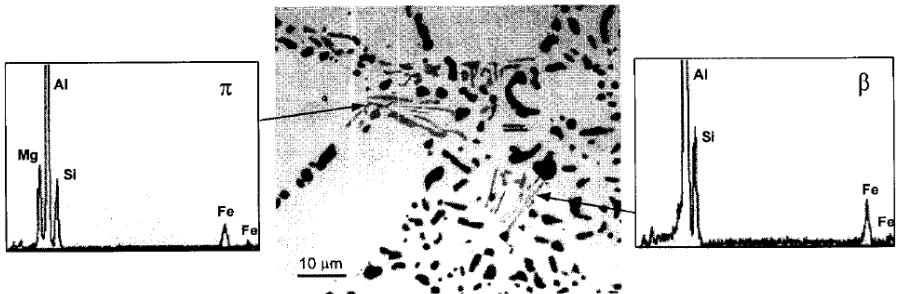
Fasa lain yang baru muncul pada paduan Al-Si-Cu-Mg adalah fasa Q-Al₄Cu₂Mg₈Si₇. Paduan Al-Si-Cu dengan Mg $\geq 0,32\text{wt}\%$ baru dapat membentuk fasa Q (Yang dkk, 2015). Sedangkan untuk paduan Al-Si-Mg dapat membentuk fasa Q sesaat Cu ditambahkan (Dong dkk, 2019). Paduan dengan Cu dibawah 0,5 wt% menunjukkan reaksi seperti paduan Al-Si-Mg dengan fasa Mg₂Si dan π -Fe yang terbentuk dengan sedikit Q dan Al₂Cu pada kondisi *as-cast* (Sjölander & Seifeddine, 2010). Namun, pada *papers review* ini yang berfokus pada *precipitation hardening* menunjukkan pengaruh fasa Q dapat menggantikan Mg₂Si sebagai presipitat saat kondisi *aging* pada paduan dengan komposisi Cu dibawah 0,5wt% (lihat penelitian Dong dkk, 2019). Sehingga pada *paper* ini pengelompokan paduan Al-Si-Cu-Mg dilakukan pada paduan yang memiliki fasa Q dan atau presipitat Q. Dengan kesamaan struktur α -Al dan Si eutektik maka pengaruh unsur *modifier* seperti Sr terhadap morfologi Si eutektik dan penguraian fasa β -Fe juga dapat terjadi pada paduan Al-Si-Cu-Mg, begitu juga dengan pengaruh SDAS dan unsur *modifier* lain terhadap proses perlakuan panas.

4.2 *Solution Heat Treatment*

Pada pembahasan *solution heat treatment* dibahas proses pelarutan fasa yang mengandung Cu & Mg, homogenisasi paduan serta proses *spheroidize* partikel Si. Fasa yang tidak dapat larut selama SHT juga dibahas. Waktu yang dibutuhkan untuk SHT dibahas baik dengan metode eksperimental ataupun *modelling*. Waktu SHT sangat penting karena waktu yang terlalu cepat mengakibatkan fasa Mg dan Cu tidak larut dan proses homegenisai & *spheroidized* Si tidak tercapai. Sedangkan penggunaan waktu yang terlalu lama berarti menggunakan energi berlebih pada proses SHT. Penjelasan dibagi untuk setiap padaun Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg. Fasa yang terbentuk dari ketiga padaun tersebut berbeda sehingga responsnya pun berbeda pada saat SHT.

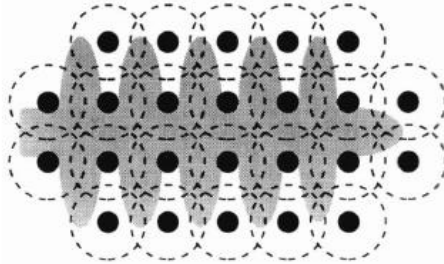
4.2.1 Al-Si-Mg

Proses larutnya fasa Mg_2Si berlangsung dengan cepat dikarenakan temperatur *solution treatment* yang tinggi, dan kelarutan Mg pada Al yang cukup tinggi. Taylor dkk 2000, menunjukkan pengaruh fasa intermetalik π ($Al_8Mg_3FeSi_6$) dan β (Al_5FeSi) pada saat *solution treatment*, paduan Al-7Si dengan kandungan Mg (0,3-0,4wt%) fasa π mengalami perubahan menjadi fasa β yang berbentuk *clustered needles* seperti pada Gambar 4.10.



Gambar 4.10 Struktur mikro SEM & EDS fasa π -Fe yang sedang mengalami perubahan menjadi β -Fe saat proses SHT (Taylor dkk,2000)

Fasa π melepaskan unsur Mg sehingga larut sampai dengan kelarutan maksimum pada matriks Al. Pada paduan dengan kandungan Mg lebih tinggi ($>0,4$ wt%) fasa π menjadi lebih stabil sehingga tidak mengalami perubahan menjadi fasa β . Dengan adanya Mg pada larutan padat yang tidak larut maka potensi untuk meningkatkan kekuatan dengan *precipitation hardening* berkurang. Hal yang sama diungkapkan oleh Wang & Daidson 2001, selama proses *solution treatment* di temperatur $540^\circ C$ paduan dengan kandungan Mg $<0,4$ wt% fasa π melepaskan Mg ke larutan padat, dan pada penelitian ini menyimpulkan kandungan Mg yang optimum untuk paduan Al-7Si adalah sekitar 0,4 wt% dikarenakan kandungan Mg yang berlebih menyebabkan fasa π -AlFeMgSi tetap ada dan mengurangi sifat mekanik.

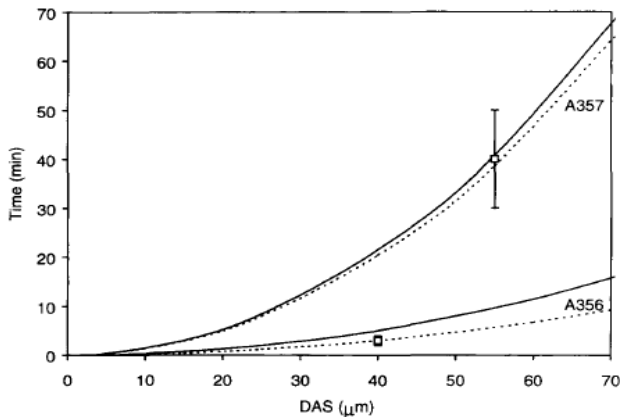


Gambar 4.11 Susunan struktur mikro partikel Mg_2Si disekitar dendrite (Rometsch dkk,1999)

Rometsch dkk 1999, menunjukkan bahwa waktu yang dibutuhkan untuk *dissolution* dan *homogenization* adalah dua hal yang berbeda. Secara eksperimental waktu *dissolution* untuk A356 (SDAS $40\mu m$) adalah 2-4 min dan waktu *homogenization* 8-15 min. Untuk A357 (SDAS $55\mu m$) *dissolution* dan *homogenization* terjadi dalam kurun waktu 50 min. Temperatur yang digunakan adalah $540^\circ C$. Model yang diajukan oleh Rometsch mengasumsikan *spherical diffusion field* disekitar partikel yang sama besar, partikel lain selain Mg dianggap tidak larut dan juga partikel (Mg)-*matrix interface* dianggap tidak bergerak selama partikel larut. Berdasarkan struktur mikro yang disimplifikasi ini (Gambar 4.11) dapat dibuat *numerical finite difference* modelnya dengan *output* waktu *dissolution* dan waktu homogenisasinya seperti pada Gambar 4.12. Model ini divalidasi dengan aluminium A356 dan A357 hasil eksperimental dapat dilihat pada Gambar 4.12 dan Tabel 4. 1

Tabel 4.1 Hasil model dan eksperimental waktu SHT (Rometsch dkk,1999)

Paduan & kondisi	Model numerik	Hasil eksperimental
A356 waktu <i>dissolution</i>	3 menit	2-4 menit
A356 waktu <i>homogenization</i>	5,1 menit	8-15 menit
A357 waktu <i>dissolution</i>	38,7 menit	<50 menit
A357 waktu <i>homogenization</i>	40,7 menit	< 50 menit

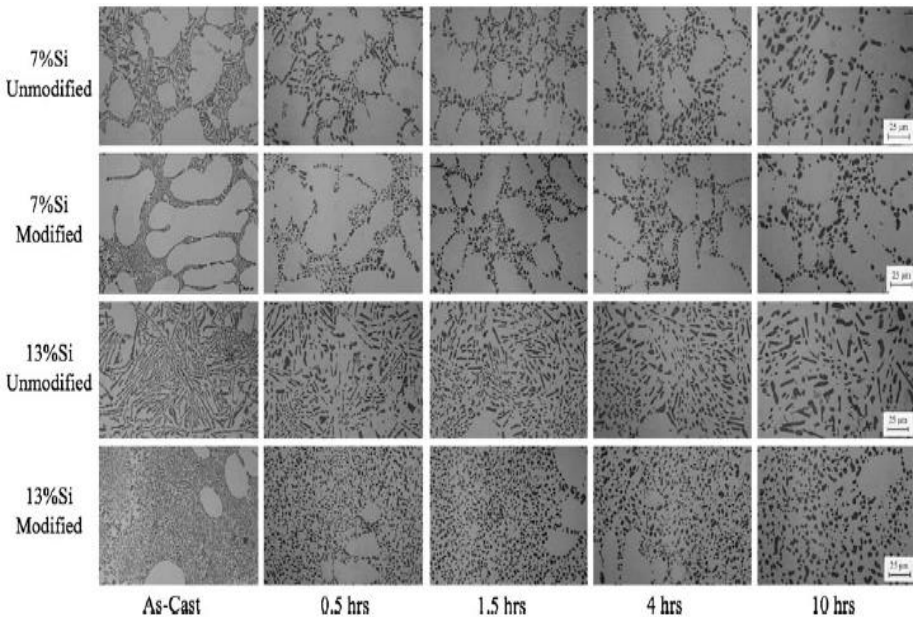


Gambar 4.12 Grafik model SHT (a) Paduan A356 & A357 dan (Rometsch dkk,1999)

Pada model yang dihasilkan dapat dilihat pengaruh yang sangat signifikan dari SDAS terhadap waktu SHT. Jika paduan A357 dapat dibuat memiliki SDAS 20 μm maka waktu yang dibutuhkan untuk pelarutan bisa menjadi ≤ 10 menit. Namun, pada pengecoran dengan metode *die cast* standar paduan A357 memiliki SDAS 55 μm maka waktu pelarutan yang dibutuhkan menjadi 39 menit. Gambar 4.12 menunjukkan pentingnya kondisi *as-cast* SDAS bagi perlakuan panas.

Lados dkk 2010, melakukan penelitian pada paduan Al dengan kandungan Si 1, 7, 13 wt% dan Mg 0,45 wt %, *solution treatment* dilakukan dengan berbagai variasi waktu pada temperatur 538°C. Morfologi dari eutektik Si berubah secara signifikan terhadap waktu *solution treatment* dan ukuran partikel/ morfologi kondisi original (*as-cast*). Pada paduan dengan kandungan Si 1 wt% tidak terbentuk Si eutektik. Semakin banyak kandungan Si maka pembentukan Si eutektik semakin banyak ditunjukkan pada Gambar 4.13. Morfologi Si eutektik yang terbentuk dipengaruhi oleh penambahan Sr, partikel Si mulai membulat/ *spheroidize* dan terus tumbuh dalam waktu 30 menit. Tahapan fragmentasi, *spheroidization* dan pertumbuhan dapat

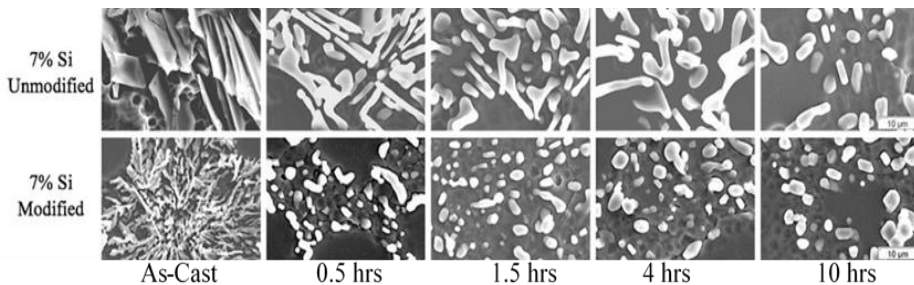
dilihat pada Gambar 4.13 dimulai dalam kurun waktu 30 menit dan dapat terus berlanjut selama 10 jam. Waktu yang paling signifikan adalah 90 menit untuk semua padaun tanpa Sr dan 30 menit pada semua paduan dengan Sr. Dapat dilihat struktur Si eutektik padaun tanpa modifikasi Sr setelah di SHT selama 90 menit sama dengan struktur Si eutektik paduan dengan modifikasi Sr setelah 30 menit. Hal ini menunjukkan pengaruh Sr mempercepat proses *spheroidize* selama 1 jam.



Gambar 4.13 Stuktur mikro paduan Al-Si-Mg dengan variasi waktu *solution treatment* (Lados dkk,2010)

Pada paduan dengan Si 7% dilakukan pengamatan yang lebih menggunakan SEM. Terlihat dengan jelas (Gambar 4.14) pada paduan dengan modifikasi Sr proses *spheroidize* telah berjalan dengan optimal pada SHT 30 menit dan tidak ada pertumbuhan yang berarti selama 10 jam. Pada paduan tanpa

modifikasi proses *spheroidize* Si baru benar-benar sempurna setelah waktu SHT 10 jam. Namun, proses SHT sampai dengan 10 jam dirasa terlalu berlebihan karena proses pelarutan Mg terjadi dengan cepat. Gambar 4.14 menunjukkan pada waktu 90 menit proses *spheroidize* sudah terjadi dan tampak sama pada waktu SHT 4 jam. Sehingga dapat dianggap waktu 90 menit adalah waktu yang cukup untuk SHT dengan mempertimbangkan proses *spheroidize* Si.



Gambar 4.14 Morfologi Si eutektik pada variasi waktu *solution treatment* observasi dengan SEM (Lados dkk,2010)

Pada *solution heat treatment* Al-Si-Mg sangatlah jelas bahwa kondisi paduan *as-cast* mempengaruhi proses SHT. SDAS yang kecil dapat mengurangi waktu pelarutan yang dibutuhkan secara signifikan. SDAS dapat diperkecil dengan cara mengubah parameter pengecoran. Unsur *modifier* pada kondisi *as-cast* yang mempengaruhi Si eutektik terbukti dapat mempercepat proses *spheroidize* Si. Si eutektik pada paduan *as-cast* yang berbentuk *fibrous* hasil modifikasi lebih mudah terfragmentasi dan *spheroidize*. Jika Si eutektik tidak dimodifikasi maka proses *spheroidize* Si membutuhkan waktu sekitar 90 menit. Waktu ini jelas lebih lama daripada waktu yang dibutuhkan untuk melarutkan Mg pada SDAS yang besar sekalipun (50 menit). Sehingga modifikasi Si eutektik diperlukan untuk memperoleh hasil *solution heat treatment* yang optimal pada waktu yang cepat. Proses *solution heat treatment* yang baik dapat menciptakan *super saturated solid solution*. Si eutektik yang telah *spheroidize* dan

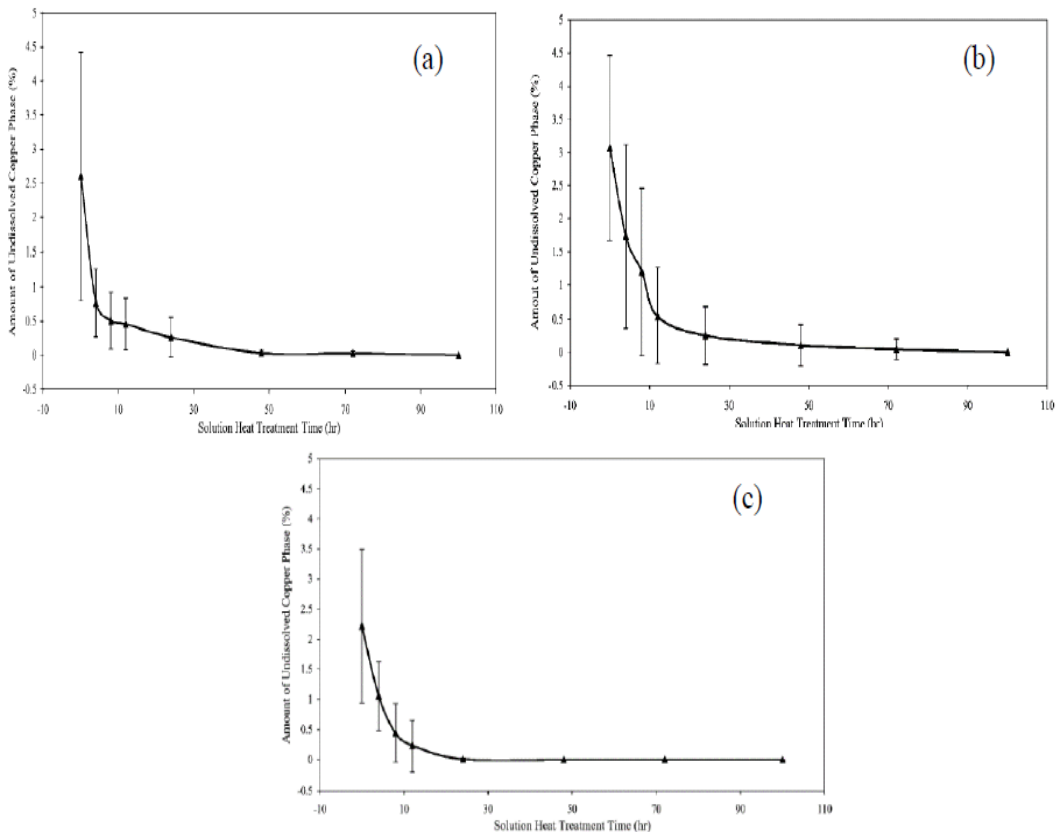
pada umumnya fasa intermetalik yang mengandung Fe tidak ikut larut.

4.2.2 Al-Si-Cu

Pada proses *solution treatment*, *dissolution* dari fasa Al_2Cu menjadi tahapan yang penting. Li dkk 2003, mengungkapkan Al_2Cu larut dimulai dengan pemisahan dari fasa $\beta-Al_3FeSi$ lalu kemudian terjadi proses *necking* dilanjutkan proses *spheroidization*. Larutnya *spheroidized* Al_2Cu terjadi karena difusi radial atom Cu terhadap matriks Al disekelilingnya. Terdapat perbedaan proses larutnya/ *dissolution* dari dua jenis fasa Al_2Cu yaitu *block-like* Al_2Cu dan *eutectic* Al_2Cu . Eutektik Al_2Cu larut dengan cara fragmentasi terlebih dahulu sedangkan *block-like* Al_2Cu *spheroidized* dan difusi, hal ini menyebabkan *block-like* Al_2Cu lebih sulit larut (Sjölander & Seifeddine, 2010).

Pada umumnya larutnya fasa Al_2Cu dapat memakan waktu cukup lama dikarenakan rendahnya *diffusion rate* atau kelarutan Cu dalam Al dan temperatur *solution treatment* yang rendah akibat fasa yang mengandung Cu dapat *melting*. Temperatur yang dapat digunakan untuk menghindari mencairnya fasa dan batas butir adalah sekitar $525^\circ C$ untuk paduan dengan Cu 1 wt% dan $495^\circ C$ untuk paduan dengan Cu 2wt% (Jarfors & Seifeddine, 2015). Untuk fasa $\theta-Al_2Cu$ sendiri memiliki titik leleh $540^\circ C$, paduan sampai dengan Cu 0,5wt% memungkinkan hanya mempertimbangkan titik leleh presipitat Al_2Cu , jika telah melebihi 0,5wt% maka fasa intermetalik lain yang mengandung Cu terbentuk sehingga temperatur SHT yang aman digunakan adalah $525^\circ C$. Sebagai contoh pada penelitian Li dkk 2003, fasa Al_2Cu baru dapat larut secara signifikan (2,6% menjadi 0,77%) setelah 4 jam pada temperatur $505^\circ C$, setelah 70 % dari total Al_2Cu larut maka laju pelarutan sangat lama seperti pada Gambar 4.15(a). Dengan penambahan Sr maka mayoritas Al_2Cu ($\pm 2,7\%$) larut setelah 12 jam, sejumlah 0,5 % sisanya dapat larut dengan laju yang lama, ditunjukkan pada Gambar 4.15(b). Sr memperlambat proses pelarutan/ *dissolution* dikarenakan adanya Sr dapat

membuat kluster Al_2Cu yang tersebar dan membentuk struktur *blocky*. Pada paduan dengan kandungan Fe 1% proses larutnya Al_2Cu terjadi lebih cepat dilihat pada Gambar 4.15(c). Adanya Fe membantu penyebaran Al_2Cu , dikarenakan fasa $\beta-Al_5FeSi$ yang tumbuh sebelum $Al-Al_2Cu$ menjadi tempat fasa Al_2Cu nukleasi menyebabkan fasa Al_2Cu yang terbentuk kecil sehingga mudah larut dalam SHT. Waktu yang dibutuhkan untuk melarutkan Al_2Cu dirangkum pada Tabel 4.2



Gambar 4.15 Kurva waktu *solution treatment* terhadap % fasa Cu yang tidak larut paduan (a) Al-7Si-3,5Cu (b) Al-7Si-3,5Cu+Sr (c) Al-7Si-3,5Cu+Fe (Li dkk,2003)

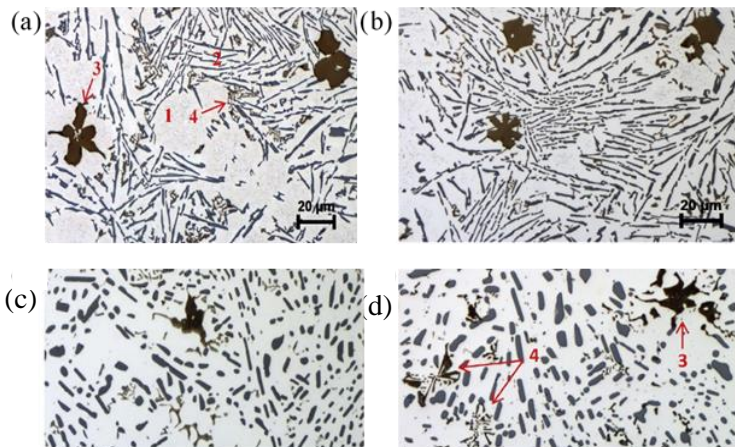
Tabel 4.2 Waktu melarutkan fasa Al_2Cu paduan Al-Si-Cu (Li dkk,2003)

Paduan Aluminium	Waktu yang dibutuhkan untuk mencapai 0,5% fasa Al_2Cu (jam)	Waktu yang dibutuhkan untuk larut sempurna fasa Al_2Cu (jam)
Al-7Si-3,5Cu	8	48
Al-7Si-3,5Cu(+Sr)	12	~100
Al-7Si-3,5Cu(+Fe)	4-8	24

Jika melihat pengaruh penambahan unsur terhadap waktu yang dibutuhkan untuk SHT, maka unsur Fe terlihat memiliki efek yang positif terhadap SHT. Tetapi adanya unsur Fe membuat fasa $\beta-Al_5FeSi$ yang memberikan efek yang buruk terhadap sifat mekanik paduan. Pada Gambar 4.15(c) dengan penambahan Fe terlihat bahwa pelarutan untuk mencapai 0,5% Al_2Cu diantara *range* 4-8 jam. Hal ini sebenarnya tidak jauh berbeda dengan paduan Al-Si-Cu tanpa Fe (8 jam). Perbedaan yang signifikan terjadi untuk melarutkan fasa Al_2Cu secara sempurna, 24 jam pada paduan dengan Fe dan 48 jam pada paduan dengan Fe. Proses larutnya Al_2Cu secara sempurna jarang dilakukan karena membutuhkan energi yang sangat besar, sehingga 0,5 % Al_2Cu yang tersisa dapat dianggap cukup. Pada paduan dengan Sr waktu pelarutan menjadi lebih lama. Jika ingin menggunakan unsur *modifier* Sr untuk mengurai fasa intermetalik seperti $\beta-Al_5FeSi$ (pada bagian 4.1.2) maka diperlukan waktu SHT yang tepat sehingga efek peningkatan sifat mekanik dapat tercapai.

Said Beroual dkk 2018, melakukan penelitian dengan paduan aluminium (Al-11Si-0,3Cu) menunjukkan bahwa Al_2Cu yang terbentuk sangatlah kecil bahkan sulit terlihat dengan mikroskop optik. Perubahan partikel Si dan fasa intermetalik lain menjadi perhatian utama pada penelitian ini. Pada Gambar 4.16 Terlihat (1) matriks $\alpha-Al$ (2) Si eutektik (3) $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$ *primarystar-like* (4) $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$ *Chinese-script*. Fasa $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$ biasa disebut dengan istilah “*sludge*” memiliki titik leleh yang tinggi, dan densitas yang tinggi setelah kristalisasi, fasa ini menurunkan sifat mekanik akibat dari *hard spot inclusion*.

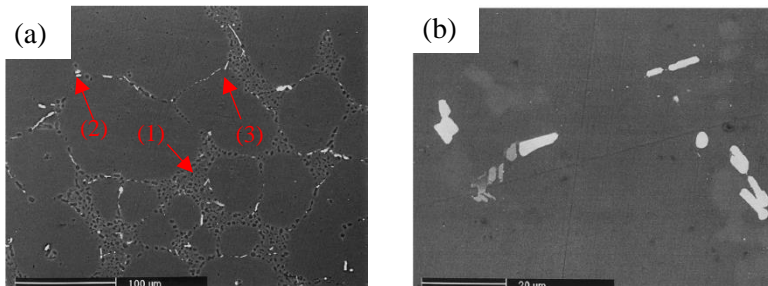
Terlihat perubahan dengan *solution treatment* 525°C selama 15 menit awal, partikel silikon (2) mulai larut sebagian. Dengan penambahan waktu tahan 15 menit – 8 jam terjadi proses *fragmentation*, *spheroidization* dan *coarsening*. Fasa intermetalik yang mengandung Fe (3) dan (4) tidak terpengaruh dengan adanya *solution treatment*. Penentuan *solution treatment* yang optimal adalah dengan melihat respons dari paduan terhadap proses *aging*. Pada penelitian ini digunakan paduan Al-Si hipereutektik sehingga dapat terlihat (2) fasa Si eutektik yang banyak terbentuk. Fasa intermetalik (3) dan (4) yang tidak terpengaruh memberikan efek negatif terhadap kekuatan, karena pada fasa $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr})_3\text{Si}_2$ terdapat Si yang seharusnya bisa menjadi spheroidize Si dan tertahan dalam fasa tersebut. Pada SHT 8 jam spheroidize Si tampak telah terjadi dan pada SHT 16 jam telah terjadi *coarsening* sehingga memberikan efek negatif pada paduan.



Gambar 4.16 Struktur mikro paduan Al-Si-Cu pada kondisi (a) SHT 5 menit (b) SHT 15 menit (c) SHT 8 jam (d) SHT 16 jam (Saïd Beroual dkk, 2018)

Pada penelitian lain Dons 2001, menunjukkan bahwa pada paduan dengan konsentrasi Cu yang tinggi, $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ dapat

berubah menjadi Al_7FeCu_2 selama proses *solution treatment*. Hal ini dikarenakan larutan padat (*solid solution*) kehilangan Cu sehingga terbentuk fasa Al_7FeCu_2 . Penelitian Cerri dkk 2000, memperlihatkan paduan Al-6Si-3Cu pada Gambar 4.17(a) partikel Si yang telah *spheroidize* (1), Al_5FeSi yang berbentuk tidak beraturan dengan diameter $5\ \mu\text{m}$ (2), dan fasa AlSiFeCu yang memiliki morfologi memanjang $15\ \mu\text{m}$ (3) seperti yang ditunjukkan pada Gambar 4.17(b). Fasa AlSiFeCu merupakan fasa antara $\beta\text{-Fe}$ dan Al_7FeCu_2 . Fasa intermetalik yang mengandung Fe ditambah dengan Cu yang tidak larut tidak dapat membentuk presipitat Al_2Cu sehingga menurunkan potensi *precipitation hardening*.



Gambar 4.17 SEM *backscattered* (a) A319 SHT 500°C- 4 jam (b) morfologi fasa AlSiFeCu (Cerri dkk, 2000)

Untuk mengatasi masalah mulainya *melting* fasa yang mengandung Cu maka bisa dilakukan *two step solution treatment* seperti yang dilakukan oleh Sokolowski dkk 1995, pada paduan 319 tahap pertama *solution treatment* dilakukan pada 495°C selama 8 jam untuk melarutkan Cu dan tahap ke-dua pada 520°C selama 2 jam untuk memperoleh konsentrasi yang homogen pada elemen paduan. Peningkatan kekuatan dapat tercapai setelah *aging* dikarenakan Cu lebih banyak yang larut dan membentuk presipitat serta padaun lebih homogen.

Proses larutnya Al_2Cu yang lama dapat diatasi dengan memperhatikan faktor SDAS seperti yang dilakukan oleh

Sjölander & Seifeddine^b 2010, yang melakukan penelitian dengan paduan Al-8Si-3,1Cu. Pada penelitian ini menunjukkan bahwa ukuran dari dendrit atau kekasaran butir sangat mempengaruhi waktu *solution treatment* yang dibutuhkan untuk melarutkan partikel dan distribusi Cu yang homogen pada matriks Al. Paduan dengan struktur mikro halus (SDAS 10 μ m) memerlukan waktu 10 menit untuk *solution treatment* yang optimal sedangkan paduan dengan struktur mikro kasar (SDAS 50 μ m) memerlukan waktu 10 jam untuk *solution treatment* yang optimal.

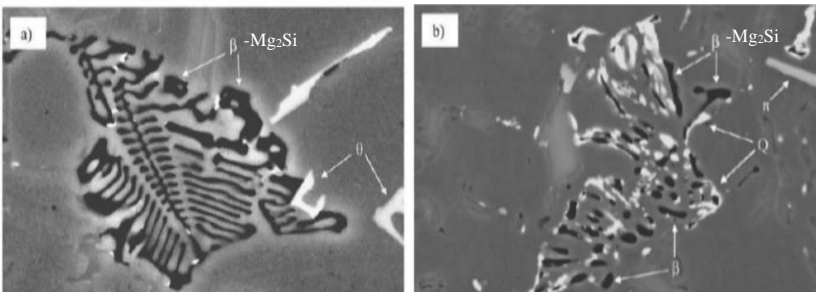
Proses *solution heat treatment* yang lama pada paduan Al-Si-Cu disebabkan karena proses larutnya Al₂Cu membutuhkan waktu yang lama. Proses *spheroidize* Si pada paduan Al-Si-Cu relatif sama dengan paduan Al-Si-Mg. Untuk mengatasi proses larutnya Al₂Cu yang sangat lama dapat dilakukan proses pelarutan Al₂Cu yang tidak sempurna, Al₂Cu yang tidak larut tidak akan menjadi presipitat pada kondisi *aged*. Namun, dengan mempertimbangkan sifat mekanik yang diinginkan jika proses pelarutan Al₂Cu tidak diperlukan untuk terjadi secara sempurna maka sisa Al₂Cu yang ada dapat diabaikan seperti pada penelitian Li dkk 2003. Atau jika menginginkan pelarutan yang lebih banyak pada waktu yang lebih cepat bisa dilakukan *two step solution treatment*. Cara yang lain adalah dengan memperhatikan faktor SDAS seperti Sjölander & Seifeddine^b 2010. Paduan Al-Si-Cu dengan SDAS 10 μ m dapat larut dalam 10 menit. Menghasilkan paduan dengan SDAS 10 μ m sangatlah sulit, perlu memperhatikan parameter serta teknik pengecoran yang baik. Sehingga *kondisi as-cast* sangat menentukan untuk proses SHT ini.

4.2.3 Al-Si-Cu-Mg

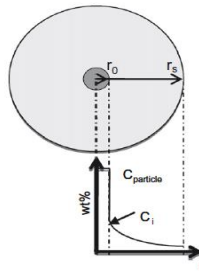
Faktor yang harus diperhatikan pada paduan Al-Si-Cu-Mg sama dengan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Cu dikarenakan fasa yang terbentuk relatif sama. Pada fasa intermetalik yang mengandung Fe contohnya π -Fe dapat berubah menjadi β -Fe atau tetap tidak terpengaruh pada paduan dengan Mg lebih tinggi (>0,4 wt%). Memiliki kesamaan respons juga pada fasa intermetalik lain

dan Si eutektik pada proses SHT dengan paduan Al-Si-Mg/Cu. Perbedaan yang ada dibandingkan paduan Al-Si-Mg/Cu adalah fasa Q. Fasa Q- $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$ dapat stabil, larut atau tumbuh selama proses *solution treatment*. Penelitian yang dilakukan oleh Javidani dkk 2016, pada paduan dengan rasio massa Cu/Mg > 2,1 fasa Q dapat larut. Namun, pada paduan dengan rasio massa Cu/Mg < 2,1 sebagian besar fasa Q dan kemungkinan Mg_2Si masih tetap ada setelah *solution treatment* selama 14 jam pada temperatur 505°C . Untuk fasa π dapat larut pada paduan dengan rasio massa Cu/Mg > 4, untuk paduan selain ini kecil kemungkinannya fasa π -Fe larut. Pada penelitian ini juga menunjukkan pada paduan dengan kandungan Mg tinggi (Al-6Si-1,63Cu-0,8Mg) fasa Mg_2Si berubah menjadi fasa Q dengan *solution treatment* 6 jam pada temperatur 505°C .

Hal yang sama diasampaikan oleh Lasa & Ibabe 2004, pada paduan (Al-12Si-1,3Mg-1,4Cu) bahwa fasa Q bertambah selama proses *solution treatment* dengan substitusi fasa Mg_2Si . Fasa Mg_2Si larut dan secara bersamaan fasa Q memulai proses pengintian pada fasa Mg_2Si . Proses ini terjadi pada temperatur *solution treatment* yang rendah 500°C dapat dilihat pada Gambar 4.18. Pada temperatur SHT yang rendah stabilitas Q mencapai maksimum dan Mg_2Si minimum. Jika digunakan *two step solution treatment* dengan temperatur akhir 535°C fasa Q akan kehilangan kestabilannya dan fasa Mg_2Si mengalami sedikit peningkatan.



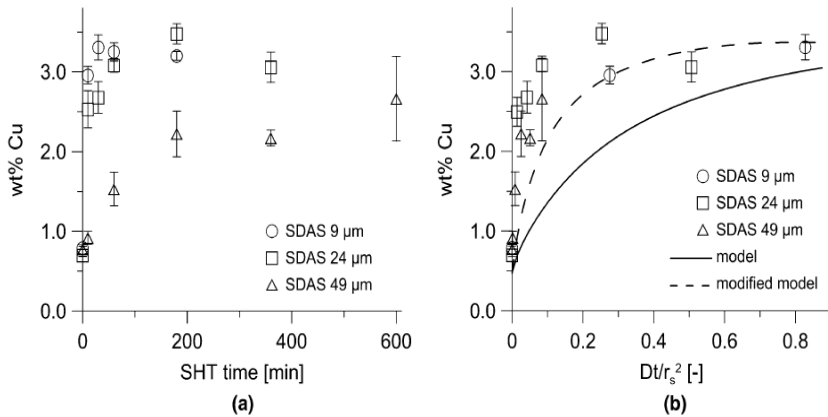
Gambar 4.18 Larutnya fasa Mg_2Si dan presipitasi Q-Fe selama proses *solution treatment* (a) *as-cast* (b) setelah SHT 5 jam pada 500°C (Lasa & Ibabe.2004)



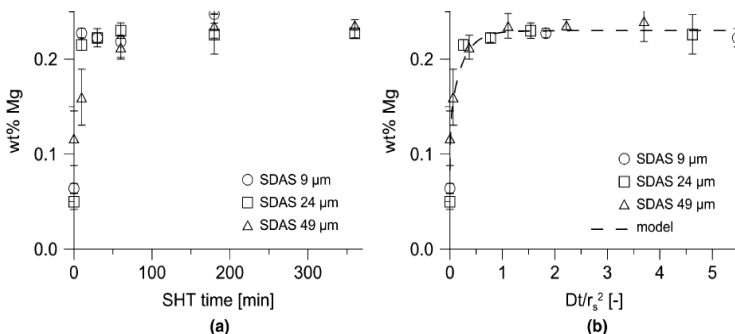
Gambar 4.19 Geometri yang digunakan untuk *solution treatment* model (Sjölander & Seifeddine, 2013)

Untuk mengoptimalkan *solution treatment* E.Sjölander & Seifeddine 2013, menggunakan jarak antara region atau antar fasa dengan beberapa unsur paduan untuk menentukan waktu yang dibutuhkan untuk *solution treatment*. Pada penelitian ini digunakan model, *Dimensionless diffusion time* (D_x/r_s^2) * waktu (t_{SHT}), yang tidak bergantung pada kekasaran/ bentuk struktur mikro, model ini digunakan untuk mengukur *diffusion kinetics* dimana D_x adalah koefisien difusi unsur pada Al dan r_s adalah *radius of the spherical diffusion field* (radius dimana difusi terjadi) seperti ilustrasi Gambar 4.19. Penambahan unsur Cu/Mg dan pengaruhnya terhadap waktu SHT dapat dilihat pada gambar 4.20(a) dan 4.21(a). Untuk mengukur difusi Cu jarak antara fasa Al_2Cu yang kaya dengan partikel Cu digunakan untuk mengukur difusi. Sehingga diperoleh gambar seperti pada grafik 4. 20(b), model ini juga dapat digunakan pada paduan Al-Si-Cu. Sedangkan untuk difusi Mg fasa Q merupakan fasa yang mengandung banyak Mg (dikarenakan Mg_2Si tidak terbentuk). Namun, fasa Q tidak larut sehingga penambahan unsur Mg pada matriks terjadi dari fasa α -Al yang terdapat pada Al-Si eutektik yang memiliki konsentrasi lebih tinggi dibandingkan matriks akibat persebaran/*segregation* selama solidifikasi. SDAS digunakan sebagai ukuran dari region α -Al yang kaya akan Mg sehingga SDAS dapat dijadikan untuk mengukur *radius of diffusion field* (r_s). sehingga didapatkan model grafik seperti pada Gambar 4.21(b).

Untuk menggunakan model 4.20 (b) dan 4.21 (b) harus diketahui D_x Mg_2Si dan Al_2Cu dari referensi. Jarak antar *region* Al_2Cu dan SDAS dapat diketahui dengan metalografi atau penagamatan dengan mikroskop untuk mendapatkan r_s . Dengan memploting pada grafik 4.20 (b) dan 4.21 (b) maka didapatkan *Dimensionless diffusion time*. Waktu SHT (t) dapat dihitung dengan cara, $t = \text{Dimensionless diffusion time} * D_x / r_s^2$.



Gambar 4.20 Konsentrasi %wt Cu pada dendrite Al-Si-Cu-Mg sebagai fungsi dari (a) waktu SHT dan (b) *dimensionless diffusion time* (Sjölander & Seifeddine, 2013)



Gambar 4.21 Konsentrasi %wt Mg pada dendrite Al-Si-Cu-Mg sebagai fungsi dari (a) waktu SHT dan (b) *dimensionless diffusion time* (Sjölander & Seifeddine, 2013)

Model E.Sjölander & Seifeddine 2013 ini memiliki kelebihan yaitu mempertimbangkan ukuran struktur mikro dari Al_2Cu , dimana pada setiap paduan hasil pengecoran pasti memiliki struktur mikro yang berbeda dan dapat diukur pengaruhnya terhadap waktu SHT menggunakan model ini. Kekurangan dari model ini adalah model Gambar 4.21 (b) dibuat untuk pelarutan pada paduan dengan Mg wt% rendah. Pelarutan yang dibuat modelnya tidak mempertimbangkan proses larut dari fasa Mg_2Si , sehingga model tersebut masih sangat terbatas. Metode lain yang sering digunakan adalah *trial & error*. Cara ini dilakukan dikarenakan mudah dan paduan Al-Si-Cu bukanlah logam yang mahal. Penggunaan referensi atau penelitian sebelumnya untuk dijadikan acuan parameter SHT juga sering dilakukan. Namun, perlu diperhatikan struktur mikro dan SDAS jika ingin menggunakan referensi sebagai penentu parameter SHT.

Proses *solution heat treatment* dari ketiga jenis paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg mengalami proses yang sama pada tahapan ini. Namun, respons yang berbeda akibat kondisi *as-cast*, unsur paduan, dan faktor lainnya dapat terjadi. Proses dalam *solution heat treatment* dirangkum pada Tabel 4.3. menunjukkan adanya kemiripan dan perbedaan dari ketiga jenis paduan tersebut. Referensi yang digunakan pada tabel tersebut semuanya telah dibahas pada bagian 4.2. Berikut adalah referensi yang digunakan pada Tabel 4.3. Referensi; (1) Rometsch dkk, 1999, (2) Li dkk, 2003, (3) Sjölander & Seifeddine, 2013, (4) Taylor dkk, 2000, (5) Javidani dkk, 2016, (6) Saïd Beroual dkk, 2018, (7) Dons, 2001, (8) Cerri dkk, 2000, (9) Lados dkk, 2010.

Tabel 4.3 Perbandingan proses SHT paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg

Proses yang terjadi	Jenis Paduan		
	Al-Si-Mg	Al-Si-Cu	Al-Si-Cu-Mg
Fasa yang larut	(1) Mg ₂ Si (4) π-Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (Mg ≤ 0,4wt%)	(2) Al ₂ Cu	(1,2,3) (Mg ₂ Si+Al ₂ Cu) (5) Q-Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇ (rasio Cu/Mg > 2,1) (4) π-Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (Mg ≤ 0,4wt%)
Fasa yang tidak dapat larut	(4) β-Al ₅ FeSi (4) π-Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (Mg > 0,4wt%)	(6) α-Al ₁₅ (Fe, Mn, Cr) ₃ Si ₂ (7) β-Al ₅ FeSi → Al ₇ FeCu ₂	(4) π-Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (Mg > 0,4wt%) (5) Q-Al ₄ Cu ₂ Mg ₈ Si ₇ (rasio Cu/Mg < 2,1)
<i>Spheroidize</i> Si	(9) 30 menit modikasi Sr (9) 10 jam tanpa Sr	(6) 8 jam	(6,9) 8-10 jam
Waktu SHT	(1) A356 15 menit	(2) A319 48 jam	(3) Bergantung fasa yang terbentuk
Pelarutan Mg / Cu	(1) A357 < 50 menit		

4.3 *Quenching*

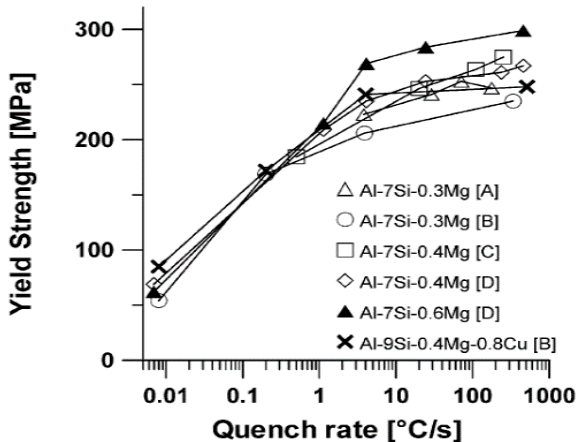
Pendinginan cepat (*quenching*) yang dilakukan pada akhir SHT sangat mempengaruhi proses presipitasi dan sifat/karakteristik akhir paduan. Sehingga pada *papers review* ini dibahas pada sub-bab tersendiri. Proses *quenching* dimaksudkan untuk menahan presipitasi agar tidak timbul selama proses pendinginan dari temperatur *solution treatment* yang tinggi ke temperatur rendah / temperatur ruang. Ketergantungan sifat mekanik terhadap *quench rate* disebut dengan *quench sensitivity*. *Quench sensitivity* dapat diartikan sebagai kerentanan paduan untuk nukleasi dan tumbuhnya presipitat *non-hardening* selama proses *quenching* (Seifeddine dkk, 2006). Setelah proses *quenching* penting untuk memperhatikan proses selanjutnya, jika dilakukan *artificial aging* maka *quench delay* harus diperhatikan dikarenakan dapat memberikan efek penurunan sifat mekanik paduan. Pada sub-bab ini dibahas *quench sensitivity* dan diagram pendinginan untuk paduan aluminium

Precipitation kinetic pada tahap *aging* juga sangat bergantung dengan derajat dari *supersaturation* dan *diffusion rate*. Pada temperatur tinggi *diffusion rate* tinggi dan *supersaturation* rendah, sedangkan pada temperatur rendah *diffusion rate* rendah dan *supersaturation* tinggi. Oleh karena itu, penting untuk mendapatkan *supersaturated solid solution* yang optimal dengan *quench rate* yang tepat. (Sjölander & Seifeddine, 2010).

4.3.1 *Quench Sensitivity*

Untuk mengukur *quench sensitivity* proses *aging* harus dipertimbangkan dikarenakan sifat mekanik akhir adalah nilai yang digunakan untuk mengukur *quench sensitivity* dari paduan tersebut. *Quench sensitivity* paduan hasil pengecoran lebih tinggi dari pada *wrought* aluminium. Hal ini disebabkan oleh adanya Si berlebih pada larutan padat dan terdapat Si eutektik yang bisa menjadi tempat nukleasi *quench precipitate*. Konsentrasi Si pada matriks larutan padat berkurang seiring dengan berkurangnya *quench rate* disebabkan difusi dari atom Si ke partikel Si eutektik.

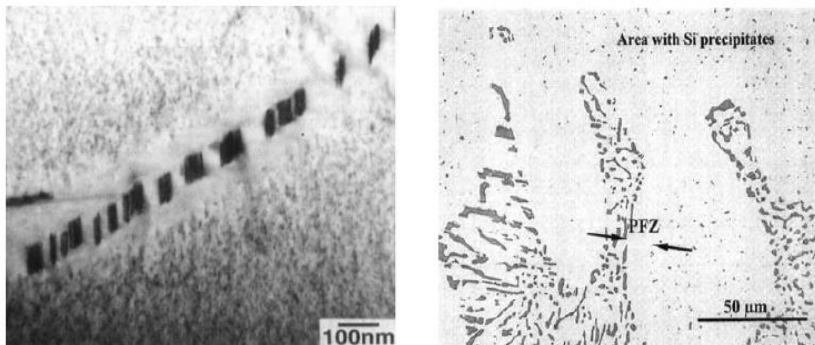
Kemudian pada Si eutektik terbentuk fasa β -Mg₂Si yang mengurangi konsentrasi Mg pada larutan padat. Pengaruh lain dari Si eutektik adalah *higher dislocation density* partikel Si eutektik yang disebabkan oleh perbedaan *thermal expansion* dari Si dan Al, dislokasi ini menyediakan tempat presipitat untuk nukleasi. Berkurangnya Mg akibat presipitasi selama *quenching* membuat fraksi β'' -Mg₂Si yang akan terbentuk selama proses *aging* berkurang (Tiryakioglu & Shuey, 2007). E. Sjölander & Seifeddine, 2010, telah merangkum pengaruh *quench rate* dari berbagai paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap *yield strength* seperti pada Gambar 4.22



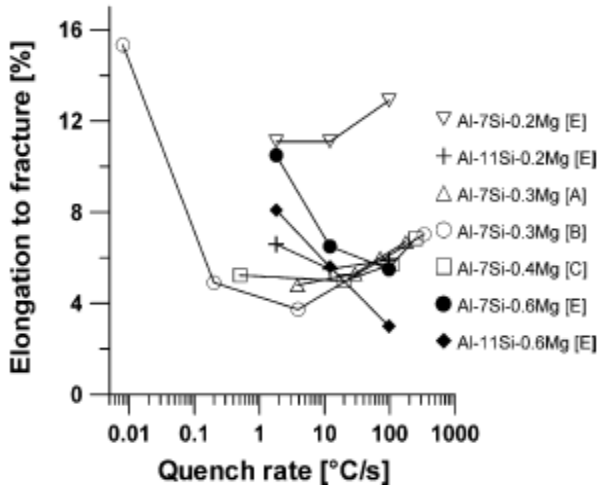
Gambar 4. 22 *Quench rate* terhadap *yield strength* paduan Al-Si-Cu-Mg setelah perlakuan panas T6 (Sjölander & Seifeddine,2010)

Semua paduan yang diukur telah melalui proses *aging* 6-8 jam pada temperatur 170°C(T6). *Slope* dari kurva 4.22 merupakan ukuran dari *quench sensitivity* (*slope* landai *quench sensitivity* rendah). Pada *quench rate* rendah terlihat *yield strength* meningkat secara linear terhadap *quench rate* dan tidak terpengaruh oleh komposisi paduan. Pada *quench rates* 1-4°C/s *quench sensitivity* bergantung pada komposisi paduan, *quench sensitivity* meningkat

seiring dengan meningkatnya Mg pada paduan. Pada *quench rate* diatas 4°C/s kurva melandai pada semua jenis komposisi, menandakan *quench rate* diatas 4°C/s tidak diperlukan karena tidak memberikan pengaruh signifikan terhadap sifat mekanik paduan. Rendahnya *yield strength* pada *quench rate* rendah diakibatkan oleh adanya *quench precipitate* salah satu contohnya seperti pada Gambar 4.23(a). Presipitat Mg_2Si terbentuk sebagai *quench presipitat* pada *quench rate* rendah. Presipitat β' terbentuk sepanjang dislokasi dan terbentuk *precipitate-free zone* (PFZ) disekeliling β' ditunjukkan pada Gambar 4.23(b). PFZ juga terbentuk disekitar daerah eutektik akibat hilangnya (difusi) Si dari matriks ke partikel Si eutektik. Hal ini berdampak pada struktur mikro hasil *aging* dimana dengan *cooling rate* cepat memungkinkan terbentuknya presipitat Si dikarenakan *solid solution* masih mengandung Si, sedangkan dengan pendinginan lambat tidak terdapat presipitat Si, akibat Si yang semula pada larutan padat sudah berpindah ke Si eutektik (Tiryakioglu & Shuey, 2007).



Gambar 4. 23 Struktur mikro (a) presipitat *quench* Mg_2Si observasi dengan TEM (b) PFZ observasi dengan mikroskop optik (Tiryakioglu & Shuey, 2007)



Gambar 4.24 *Quench rate* terhadap *elongation to fracture* paduan Al-Si-Cu-Mg setelah perlakuan panas T6 (Sjölander & Seifeddine, 2010)

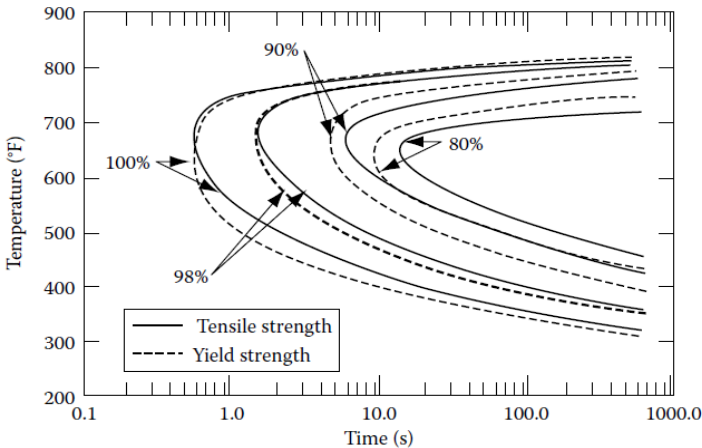
E.Sjölander & Seifeddine, 2010, juga merangkum *quench rate* yang optimal terhadap *elongation to fracture* seperti pada Gambar 4.24. Data ini dapat pula menggambarkan keuletan/*ductility* dari suatu paduan. Terdapat perbedaan pola untuk paduan dengan kandungan Mg 0,6 wt% dan di bawah 0,6 wt%. Pada paduan Mg 0,6 wt% *elongation* bertambah jika *quench rate* rendah. Untuk paduan dibawah Mg 0,6 wt% *elongation* berkurang sampai dengan batas minimum pada *quench rate* 4-40°C/s, kemudian *elongation* bertambah pada *quench rate* lebih besar. Pada *quench rate* rendah, kluster *vacancy* dan *solute* partikel yang terbentuk lebih rendah, sehingga material berada di temperatur tinggi lebih lama, yang menyebabkan difusi dari Si dan Mg. Pada paduan dengan Mg rendah, presipitat Si yang terbentuk lebih banyak atau bahkan presipitat Si ini mengalami *coarsening* dan terus tumbuh selama proses *aging*. Presipitat silikon memiliki sifat mirip dengan kristal Si pada fasa eutektik yang getas. Sehingga pada *quench rate* rendah relatif getas dan menjadi ulet

dengan meningkatnya *quench rate* (dengan cara menghindari presipitat Si). Pada paduan dengan Mg lebih tinggi, pengaruh ini diimbangi dengan tumbuhnya β'' -Mg₂Si sehingga paduan tampak tidak mengalami peningkatan *elongation to fracture*. Hal yang sama diungkapkan oleh Zhang & Zheng 1996, yang melakukan penelitian pada berbagai *quench rate*. Pada *quench rate* 0,5°C/s terdapat fasa β' -Mg₂Si berbentuk *rods* dikelilingi oleh *precipitate-free zone* seperti pada Gambar 4.24, tidak ada presipitat Si yang terbentuk pada matriks α -Al. Fasa β' berbentuk rod merupakan fasa yang sangat getas, sehingga menyebabkan kurangnya *ductility* pada *quench rate* 0,5 °C/s dan keuletan / *elongation to fracture* meningkat saat *quench rate* bertambah cepat dikarenakan tidak ada *quench* presipitat yang terbentuk.

4.3.2 Diagram Pendinginan Paduan Aluminium

Diagram pendinginan untuk paduan Aluminium pertama kali dikemukakan oleh Fink & Willey 1948, Pada penelitian ini spesimen setelah SHT dimaksudkan kedalam *thermal bath* dengan temperatur dan waktu yang ditentukan atau langsung di *quenching* dengan air, hal ini dilakukan untuk mendapatkan variasi *quenching*. Setiap spesimen kemudian diberi perlakuan *aging* dan diuji tarik. Hasil dari data tersebut diolah menjadi *time-temperature-property* (TTP) diagram. Diagram TTP mirip dengan kurva *isothermal TTT* untuk baja. Diagram yang pertama dibuat adalah untuk paduan 7075-T6.

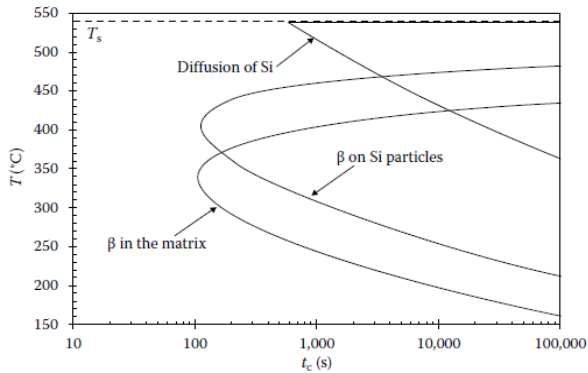
Pada gambar 4.25 setiap garis kurva menggambarkan waktu pada temperatur yang menunjukkan presipitat dari larutan dan pengurangan sifat mekanik (*tensile strength & yield strength*) setelah *aging*.



Gambar 4.25 Kurva TTP “C-curves” *yield strength & tensile strength* paduan 7075-T6 (Fink & Willey, 1947)

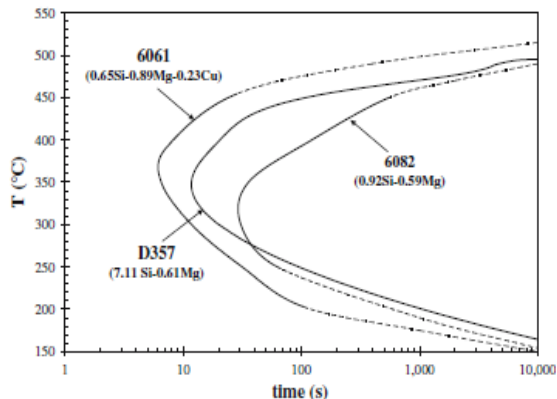
Metode pembuatan diagram pendinginan TTP dapat dilakukan secara eksperimental atau menggunakan *quench factor analysis* yang dikemukakan oleh Evancho & Staley 1974. Penjelasan teoritis dikemukakan oleh Staley 1987. Dengan model dan metode ini serta beberapa pengembangan maka diperoleh beberapa kurva TTP untuk paduan Aluminium. Salah satu kurva TTP dibuat oleh penelitian Tiryakioglu & Shuey, 2007.

Diagram pendinginan yang dibuat oleh Tiryakioglu & Shuey 2007, memiliki keunggulan dibandingkan kurva TTP sebelumnya, dikarenakan pada diagram tersebut memperhatikan semua *quench* presipitat yang dapat terbentuk. Dapat dilihat pada Gambar 4.26 terdapat 3 garis/kurva yang menandakan kemungkinan untuk terbentuk presipitat *quench* jika laju pendinginan menyentuh garis tersebut yaitu; difusi dari Si, presipitasi β -Mg₂Si ke partikel Si dan presipitat β -Mg₂Si pada matriks. Jika pendinginan yang dilakukan tidak menyentuh kurva maka *supersaturated solid solution* terjaga dari presipitat *quench* dan kekuatan yang dihasilkan setelah *artificial aging* akan maksimal.



Gambar 4.26 Kurva *critical time* untuk setiap presipitat *quench* paduan D357 (Tiryakioglu & Shuey, 2007)

Pada penelitian Tiryakioglu & Shuey 2007 juga dilakukan perbandingan *quench sensitivity* antara *cast* Al-7Si-Mg dan paduan *wrought* 6XXX. Ditunjukkan pada Gambar 4.27 terlihat bahwa paduan 6061, yang memiliki partikel terlarut lebih banyak, hanya sedikit lebih *quench sensitive* dibandingkan dengan D357. Sedangkan untuk paduan 6082 yang memiliki komposisi / kandungan Mg₂Si yang mirip dengan D357 memiliki nilai *quench*



Gambar 4.27 Perbandingan kurva TTP D357 dengan paduan Al-Mg₂Si lain (Tiryakioglu & Shuey, 2007)

sensitivity yang jauh lebih rendah. Hal ini mendukung pendapat bahwa paduan hasil pengecoran memiliki nilai *quench sensitivity* yang lebih tinggi dibandingkan dengan paduan *wrought* Al.

Pada proses perlakuan panas paduan aluminium proses *quenching* adalah proses yang sering diabaikan, atau jarang diperhatikan. Dikarenakan menahan *super saturated solid solution* paduan Al relatif mudah. Fasa yang diharapkan adalah tetap *single phase* α -Al pada temperatur kamar. Berbeda dengan pendinginan baja yang dapat menghasilkan berbagai jenis fasa pada *isothermal holding*. Gambar 4.22 *quench rate* terhadap *yield strength* juga menunjukkan penurunan kekuatan secara signifikan baru terjadi pada *quench rate* dibawah 4°C/s . *Quench rate* diatas 4°C/s menunjukkan masih ada peningkatan kekuatan walaupun kecil, hal ini menandakan pendinginan 4°C/s menyentuh sedikit kurva TTP. Karena toleransi yang cukup rendah, yaitu hanya membutuhkan laju pendinginan 4°C/s proses *quenching* sering diabaikan. *Quench rate* media pendingin seperti air 60°C adalah 260°C/s . *Quench rate* tersebut lebih dari cukup untuk menjaga *super saturated solution*. Pada praktiknya untuk benda kerja yang memiliki geometri sederhana atau tidak memiliki bagian tipis, *quenching* dilakukan dengan media pendingin air selama tidak menimbulkan *internal stress* dan retak. Penggunaan kurva TTP serta analisis *quench factor* efektif digunakan untuk paduan aluminium dengan geometri tipis yang rentan terhadap retak akibat *internal stress* tinggi.

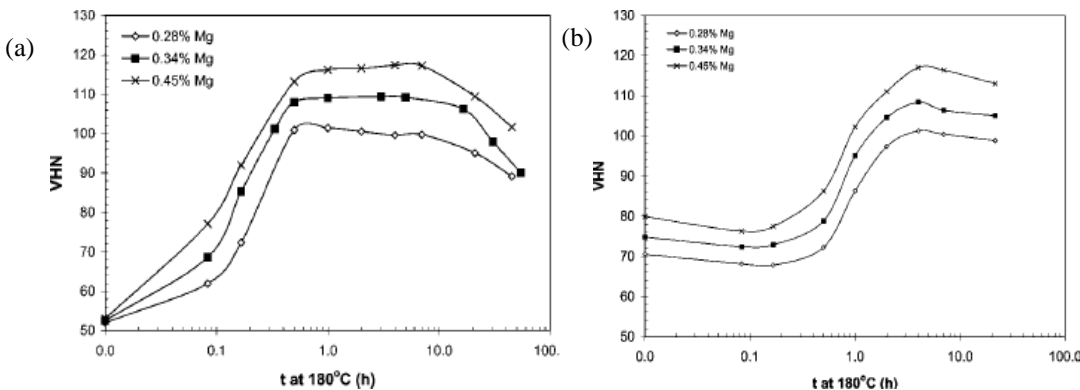
4.4 *Natural Aging* Sebelum Proses *Artificial Aging*

Natural aging adalah proses *aging* pada temperatur kamar (tanpa melakukan pemanasan) setelah *solution treatment* dan *quenching* yang dimaksudkan untuk memunculkan presipitat yang memberikan efek penguatan terhadap paduan aluminium. Dikarenakan temperatur yang digunakan berbeda, waktu yang dibutuhkan untuk memperoleh *precipitation hardening* berbeda (lebih cepat pada *artificial aging*). Proses *natural aging* dan *artificial aging* memberikan pengaruh yang kurang lebih sama pada proses transformasi struktur mikro. Namun, hasil akhir

strukturmikro dan sifat mekanik paduan aluminium memiliki perbedaan dimana hasil dari *natural aging* memberikan kekuatan yang lebih kecil dibandingkan *artificial aging*. Hal ini dapat diakibatkan dari presipitasi yang lebih sedikit tumbuh pada *natural aging* sesuai dengan penelitian oleh T.Pabel dkk 2007 dan Wirawan 2019.

Pada sub-bab ini proses *natural aging* yang dimaksud adalah proses *aging* (pada temperatur kamar) setelah *quenching* baik disengaja ataupun tidak dimaksudkan untuk *aging*. Namun, memberikan pengaruh terhadap sifat mekanik logam paduan setelah *artificial aging*.

Moller dkk 2007, melakukan penelitian pengaruh *natural aging* sebelum *artificial aging* pada paduan Al-7Si-0,3Mg (A356). Pada paduan ini dilaporkan puncak kekerasan yang dihasilkan bergeser pada waktu tahan *aging* yang lebih lama. Namun, kekerasan yang dihasilkan tidak mengalami penurunan. Perubahan puncak *aging* dapat dilihat pada Gambar 4.28(a) dan (b).

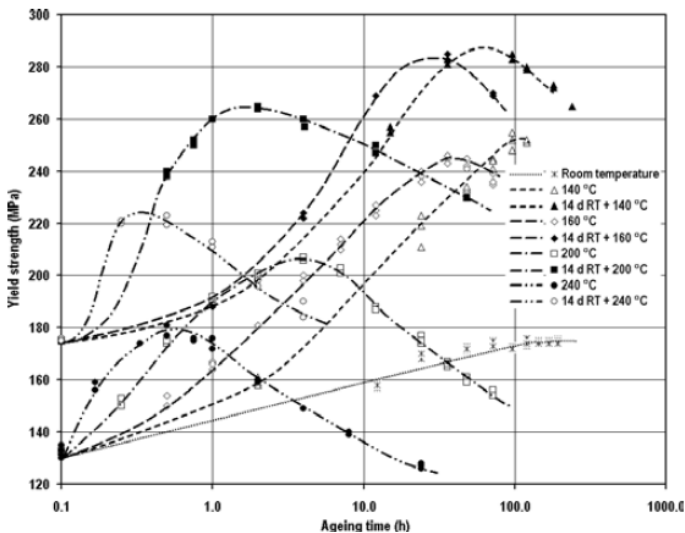


Gambar 4.28 Artificial aging pada 180°C (a) tanpa *natural aging* (b) 20 jam *natural aging* sebelumnya (Moller dkk,2007)

Perubahan atau pergeseran puncak *aging* ini terjadi akibat kluster atom yang terbentuk selama *natural aging* mengalami proses pelarutan kembali saat terkena temperatur *artificial aging*. Pengembalian kluster ini membuat kekerasan paduan menjadi

berkurang. Setelah kluster atom kembali pada larutan padat, proses presipitasi dapat dimulai. Hal ini mengakibatkan waktu *artificial aging* yang dibutuhkan untuk mencapai kekerasan maksimal (T6) menjadi lebih lama. Pada penelitian ini juga dilaporkan bahwa *natural aging* pada range 20 sampai 120 jam untuk A356 tidak memberikan pengaruh yang banyak berbeda setelah diberikan *artificial aging*, selain pergeseran waktu *peak aging*.

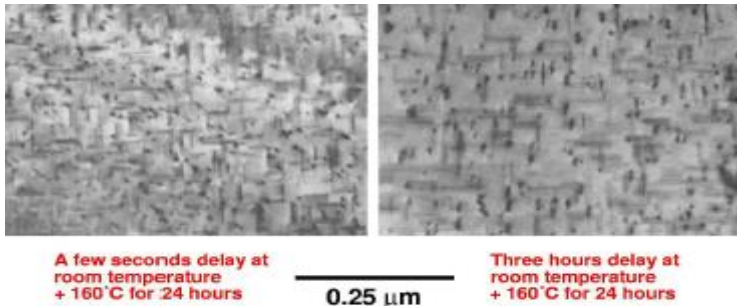
T. Pabel dkk 2007, mengungkapkan hasil yang berbeda untuk paduan Al-9Si-3Cu-0,3Mg (Zn) (Fe), hasil yang positif didapatkan yaitu waktu *peak aging* atau waktu yang dibutuhkan untuk mendapatkan kekuatan maksimum pada *artificial aging* berkurang dan kekuatan optimum meningkat dengan pemberian *natural aging*. Pengaruh positif ini didapatkan pada semua variasi temperatur *artificial aging* mulai dari 140-240°C. Dapat dilihat pada Gambar 4.29 peningkatan *yield strength* pada variasi *aging* yang diberikan pada paduan Al-Si-Cu-Mg.



Gambar 4.29 Perbandingan *yield strength* vs waktu *aging* setelah kombinasi *natural* dan *artificial aging* paduan Al-9Si-3Cu-0,3Mg (Zn) (Fe) (T. Pabel dkk, 2007)

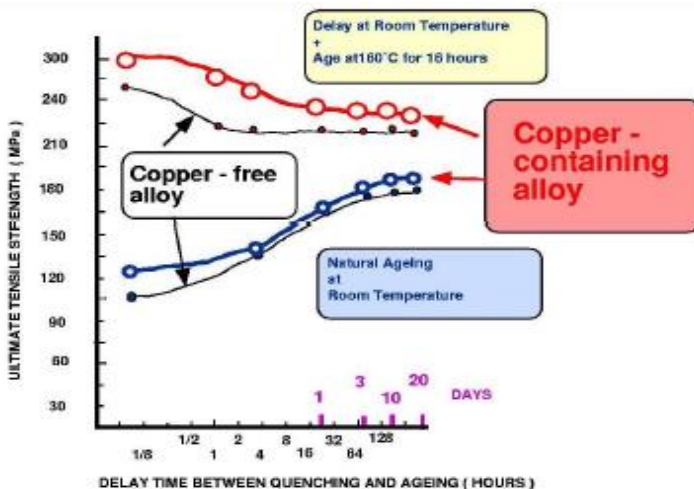
Peningkatan nilai *yield strength* dapat tercapai dengan menggabungkan *natural* dan *artificial aging*. Pada 14 hari telah tercapai *peak aged* (*Yield strength* 176 MPa) untuk *natural aging*. *Yield strength* tertinggi (290MPa) dicapai dengan *natural aging* + *artificial aging* 140°C dengan *holding time* 60 jam. Dengan penambahan temperatur *artificial aging* 160°C waktu *holding time* bisa berkurang secara signifikan. Terlihat tidak terjadi penurunan grafik *yield strength* seperti pada penelitian Moller 2007, menandakan kluster atom yang terbentuk tidak larut dan nilai *yield strength* diperoleh merupakan nilai akumulasi dari *peak aging natural* dan *artificial aging*. Hal ini juga menandakan peningkatan kekuatan terjadi akibat presipitat yang berbeda. Perlu diperhatikan paduan yang digunakan pada penelitian ini memiliki kandungan Zn (0,46wt%) dan Fe (0,86wt%) cukup tinggi yang memungkinkan untuk mempengaruhi respons dari *artificial aging* akibat dari pembentukan presipitat yang koheren ataupun inkoheren. Pada penelitian ini tidak terdapat data pendukung untuk mengetahui presipitat yang memberikan efek positif dari penggabungan dua metode *aging* tersebut, sehingga diperlukan penelitian lebih lanjut.

Jacobs 1999, meneliti dan menyimpulkan bahwa susunan (kluster) atom yang terbentuk selama proses *natural aging* dapat larut atau lanjut tumbuh menjadi presipitat dan membesar setelah diberikan *artificial aging*. Jika kluster atom yang terbentuk lebih besar dari *critical radius*, kluster atom ini akan stabil dan bertindak sebagai tempat nukleasi. Namun, jika kluster atom tidak mencapai *critical radius*, klusters atom tidak stabil dan akan larut kembali selama proses *artificial aging*. Untuk waktu *delay* yang cepat (beberapa menit), seluruh kluster atom kecil yang terbentuk pada temperatur kamar kembali larut ketika *artificial aging*. *Critical radius* berhubungan dengan ΔG , peningkatan ΔG menggambarkan energi yang harus dicapai untuk membentuk kluster atom yang stabil (ΔG penghalang untuk nukleasi).



Gambar 4.30 Paduan Al-1,2% Mg₂Si setelah *delayed aging* observasi dengan TEM (Jacobs, 1999)

Pada mikrostruktur Gambar 4.30 paduan Al-1,2%Mg₂Si, *delay* pada temperatur ruang yang lebih lama menghasilkan GP zones yang lebih kasar dikarenakan kluster atom yang terbentuk tetap bertahan saat diberi temperatur *aging* dan densitas atom pada kluster lebih rendah dibandingkan dengan *delay* yang sangat pendek, hal ini merugikan untuk sifat mekanik akhir ditunjukkan



Gambar 4.31 Grafik *natural aging* dan *delayed aging* pada 160°C selama 16 jam paduan Al-1,2Mg₂Si-0,24Cu (Jacobs,1999)

pada Gambar 4.31. Penurunan akibat *delay* pada temperatur ruang mulai terlihat signifikan pada waktu 30 menit, terjadi penurunan UTS dari 300 MPa menjadi 250 MPa menurut Gambar 4.31.

Pada penelitian ini juga menunjukkan penurunan *rate* dari *natural aging* akibat unsur Cu pada paduan. Menurut Jacobs 1999, hal ini disebabkan atom Cu yang tidak tergabung pada awal *clustering* dan pertumbuhan GP zone setelahnya. Penambahan Cu juga menyebabkan perubahan kondisi kuantitatif yang mengontrol kestabilan dan pertumbuhan GP zone. Pendapat ini perlu dibuktikan dengan data dan penelitian lebih lanjut.

Penjelasan Jacobs 1999 tentang *critical* radius kluster atom dapat menjelaskan fenomena pada penelitian Moller dkk 2007. Pergeseran kekerasan *peak-aged* yang terjadi akibat proses pelarutan kluster atom terlebih dahulu pada awal proses *artificial aging*. Tidak ada penurunan kekerasan pada penelitian Moller dkk. Pada penelitian Jacobs 1999, kluster atom yang terbentuk lebih besar dari *critical* radius sehingga kluster atom stabil dan bertindak sebagai tempat nukleasi. Proses *aging* berlanjut pada tahap *artificial aging* sehingga presipitat yang dihasilkan sudah tidak koheren dan memberikan penurunan sifat mekanik, ditunjukkan pada Gambar 4.31. Penjelasan mengenai *critical* radius dari kluster atom tidak dapat menjelaskan fenomena penelitian T.Pabel dkk 2007 dimana kekuatan meningkat. Sehingga kemungkinan presipitat ataupun fasa yang memberikan kekuatan bukanlah Mg_2Si atau Al_2Cu . Terdapat unsur paduan yang memberikan peningkatan kekuatan selain dua presipitat tersebut. Pengaruh *natural aging* sebelum *artificial aging* terangkum pada Tabel 4.4

Tabel 4.4 Pengaruh *natural aging* sebelum *artificial aging*

Pengaruh <i>Na</i> sebelum <i>artificial aging</i>	Penyebab	Referensi
Kekuatan <i>peak aged</i> bergeser pada waktu <i>aging</i> yang lebih lama	Kluster atom < <i>critical radius</i>	Moller dkk, 2007

Kekuatan <i>peak aged</i> menurun	Kluster atom $>$ <i>critical radius</i>	Jacobs, 1999
Kekuatan <i>peak aged</i> meningkat	Pembentukan presipitat baru selain Mg ₂ Si	T. Pabel dkk, 2007

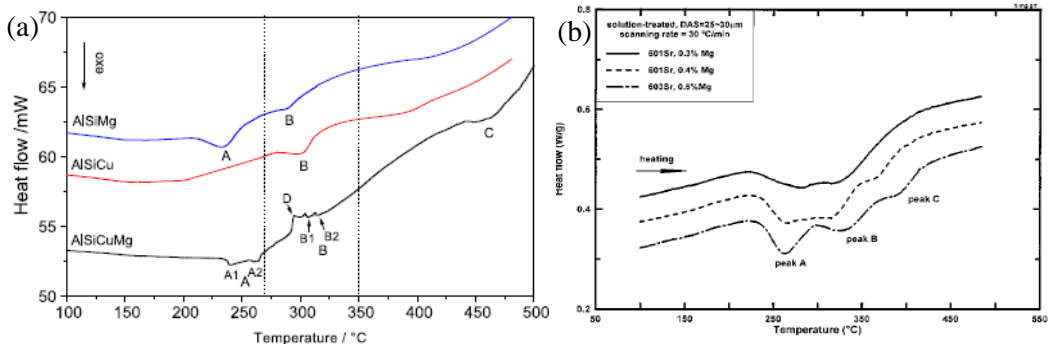
Pengaruh negatif dari *natural aging* dapat dihilangkan dengan menggunakan pemanasan pada temperatur yang cukup tinggi (200-250°C) selama 3 menit (*pre-aging*). Proses ini terbukti efektif untuk paduan Al-7Si-0,3Mg seperti yang dilakukan oleh Murali dkk, 1997.

4.5 *Artificial Aging*

Proses *aging* memiliki tujuan utama untuk memunculkan presipitat dari paduan *as-quanched*. Proses presipitasi dapat dipercepat dengan memanaskan paduan di atas temperatur kamar, proses pemanasan inilah yang disebut dengan *artificial aging*. Mekanisme yang terjadi pada proses presipitasi *artificial aging* ataupun *natural aging* kiranya tidak perlu dibedakan, dikarenakan pengaruh temperatur pada presipitasi lebih berpengaruh pada proses kinetik daripada perbedaan fundamental proses (Jacobs, 1999). Jenis presipitat dan urutan pembentukan yang mempengaruhi ukuran presipitat, serta pengaruhnya terhadap sifat mekanik memerlukan pembahasan secara detail. Unsur paduan sangat mempengaruhi presipitat yang terbentuk. Oleh karena itu, pembahasan pada paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, dan Al-Si-Cu-Mg dilakukan secara terpisah. Proses *aging* adalah tahapan terakhir dari proses *precipitation hardening*, dan dikarenakan proses *aging* tidak dapat berdiri sendiri tanpa proses sebelumnya (SHT & *quenching*) maka pada sub-bab ini pembahasan bersinggungan dengan sub-bab sebelumnya. Pada sub-bab ini seluruh proses *aging* yang dimaksudkan adalah proses *artificial aging* (T6).

4.5.1 Al-Si-Mg

Presipitasi yang diharapkan pada paduan Al-Si-Mg adalah presipitat Mg_2Si yang koheren atau semi-koheren. Proses presipitasi diawali pembentukan GP zone yang terdiri dari atom Mg dan Si. Zona ini kemudian memanjang membentuk fasa β' yang berbentuk *needle* dan koheren dengan matriks. Fasa *needle* ini terus tumbuh dan menjadi semi-koheren sehingga terbentuk fasa β'' berbentuk *rods*, dan pada akhirnya fasa β platelet yang



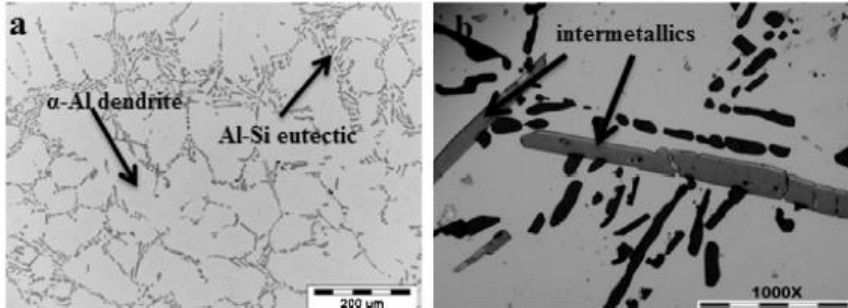
Gambar 4.32 Kurva DSC (a) Paduan Al-10Si-0,4Mg; Al-10Si-1,6Cu; Al-9Si-1,5Cu-0,5Mg (R.X Li dkk, 2004) (b) Paduan Al-7Si-xMg (Wang & Davidson, 2001)

sudah tidak koheren dapat terbentuk. Pada penelitian R.X. Li dkk 2004, pengujian DSC dilakukan untuk melihat proses dekomposisi dari *supersaturated solid solution*, pembentukan dan larutnya GP zone, transisi fasa dan dimana fasa presipitat equilibrium. Dapat dilihat pada hasil DSC Gambar 4.32(a) grafik warna biru untuk paduan Al-Si-Mg, pada temperatur 240°C terdapat *peak exothermal* A menandakan proses pembentukan dan larutnya GP zone. Pada temperatur 270°C terdapat *peak exothermal* B yang menandakan pembentukan fasa metastabil β . *Peak B* tampak *overlapped* dengan *peak A* sehingga membentuk exothermal peak yang lebar (208-345°C), *overlapped* terjadi karena proses larutnya Gp zone dan munculnya fasa β' terjadi disaat yang beriringan/hampir sama.

Penelitian lain yang dilakukan oleh Wang & Davidson 2001, Gambar 4.32(b) paduan Al-7Si-0.3~0.7Mg menunjukkan pengaruh jumlah Mg pada perilaku presipitasi. Pada paduan dengan kandungan Mg $\geq 0,4\text{wt}\%$ terdapat 3 *peak*. Luas total *peak* bertambah seiring dengan bertambahnya Mg. Kandungan Mg 0,3-0,4 % secara signifikan mengurangi temperatur dari *peak* A pembentukan dan larutnya Gp zone. Disisi lain, temperatur mulai terbentuknya *peak* A (Gp zone) sedikit meningkat dengan bertambahnya kandungan Mg. *Peaks* B pembentukan fasa metastabil dan C pembentukan fasa stabil bertambah seiring bertambahnya Mg, kecuali pada paduan dengan Mg 0,3%. Pada paduan ini *peaks* B dan C *overlapped* sehingga terlihat sebagai satu *peak*, dengan range temperatur yang cukup besar menandakan dua *peak* berbeda.

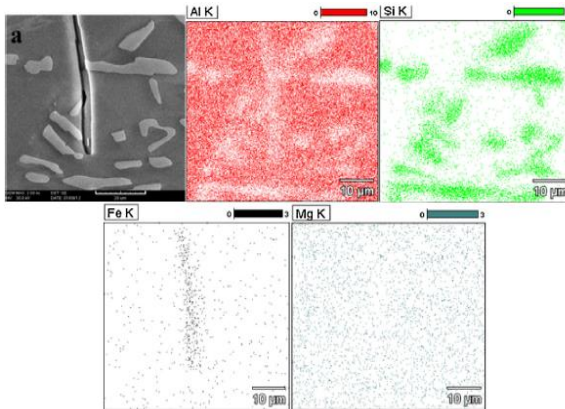
Pengujian DSC paduan Al-Si-Mg yang dilakukan oleh Li dkk 2004 dan Wang & Davidson 2001 memiliki pola kurva yang mirip. *Peak* pertama dari temperatur rendah menandakan proses pembentukan dan larutnya GP zone. *Peak* kedua menandakan pembentukan presipitat $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ metastabil dan *peak* ketiga menunjukkan pembentukan fasa $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ stabil. Perbedaan yang terjadi adalah pada *peak* ketiga dimana pada penelitian Li dkk 2004 tidak muncul. Tidak terbacanya *peak* ketiga yang menandakan pembentukan fasa stabil dapat disebabkan oleh adanya proses pelarutan fasa $\beta'\text{-Mg}_2\text{Si}$. Pada Gambar 4.39(a) garis warna biru setelah adanya *peak* kedua atau *peak* B terdapat seperti *peak endothermic* yang besar, tidak bisa dikatakan sebagai *peak* karena sangat landai. Hal ini dapat berarti proses pelarutan $\beta'\text{-Mg}_2\text{Si}$ terjadi pada proses yang panjang dan menutupi *peak* ketiga yang menandakan fasa stabil $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$. Pada penelitian Wang & Davidson 2001 untuk paduan Al-7Si-0,3Mg juga hanya menampilkan dua *peak*, disebabkan alasan yang sama seperti pada penelitian Li dkk 2004. Tiga *peak* yang jelas terlihat didapatkan pada paduan Al-7Si-0,4Mg dan Al-7Si-0,6Mg. terdapat dua kemungkinan *peak* tersebut baru muncul, yaitu akibat proses pelarutan yang lebih cepat dari fasa metastabil $\beta'\text{-Mg}_2\text{Si}$ atau

pembentukan fasa stabil β - Mg_2Si yang lebih banyak pada kedua paduan tersebut sehingga *peak* ketiga nampak jelas.



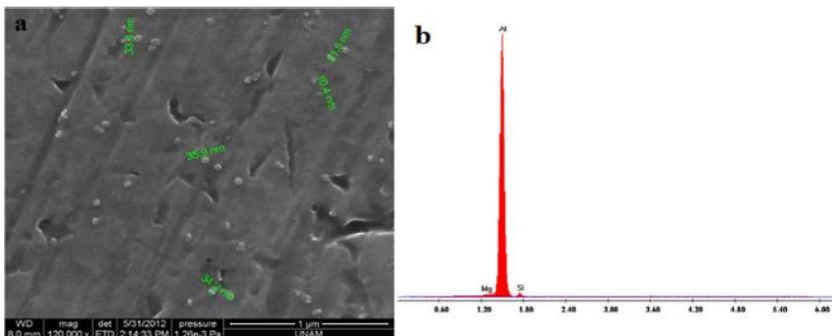
Gambar 4.33 Struktur mikro A356 T6 (a) matriks α -Al dan Si eutektik (b) Fasa intermetalik (Yıldırım & Özyürek, 2013)

Penelitian Yıldırım & Özyürek 2013, menunjukkan strukturmikro dari paduan Al-Si-Mg setelah perlakuan panas T6 untuk paduan A356. Pada Gambar 4.33(a) terlihat matriks α -Al dengan struktur dendrit adalah fasa yang dominan, di antara matriks α terdapat Si eutektik di sepanjang batas butir. Dapat dilihat bahwa Si eutektik yang terbentuk memiliki butir halus menandakan proses *spheroidize* belum sempurna (bisa lebih membulat). Fasa intermetalik yang terbentuk berada dalam daerah eutektik dapat dilihat pada Gambar 4.33(b). Fasa intermetalik dikelilingi oleh Si eutektik. Untuk mengidentifikasi fasa intermetalik dilakukan pengujian SEM dan EDS *mapping analysis* seperti. Pada Gambar 4.34 dapat dilihat Al sebagai matriks dan Si yang tersebar dan membentuk *region* berupa Si eutektik. Mg juga terlihat tersebar dalam matriks, Mg dan Si yang tersebar menandakan presipitat Mg_2Si pada paduan. Presipitat Mg_2Si yang terbentuk dapat dilihat lebih jelas dengan menggunakan SEM Gambar 4.35(a). Dimensi dari presipitat Mg_2Si yang memberikan efek penguatan (10-35 nm) bergantung pada temperatur dan durasi *aging* serta tahapan transformasinya. Hasil dari EDX memberikan konfirmasi bahwa presipitat yang terbentuk adalah Mg_2Si dan adanya *peak* Al menunjukkan sebagai matriks (Gambar 4.35b).



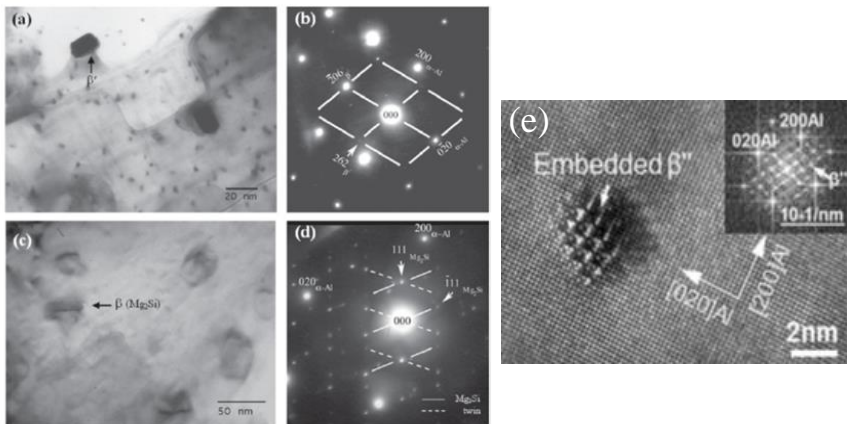
Gambar 4.34 SEM dan EDS *mapping analysis* fasa intermetalik paduan T6(a) Al-7Si-0,4Mg (Yıldırım & Özyürek, 2013)

Fasa yang lebih gelap pada struktur mikro Gambar 4.34 adalah fasa Fe intermetalik. Fasa Fe intermetalik yang terbentuk adalah β -Al₅FeSi dan π -Al₉FeMg₃Si₅ atau Al₈FeMg₃Si₆. Fasa Fe intermetalik yang terbentuk bergantung dengan kandungan Mg dan fasa ini relatif tidak berubah selama proses perlakuan panas T6 serta memberikan efek negatif pada sifat mekanik paduan seperti yang dijelaskan pada sub-bab 4.1.1 dan 4.2.1.



Gambar 4.35 Paduan Al-Si-Mg T6 (a) SEM presipitat pada matriks (b) EDX (Yıldırım & Özyürek, 2013)

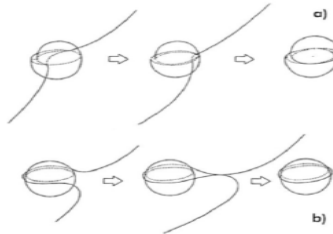
Untuk melihat presipitat Mg_2Si secara lebih detail diperlukan observasi menggunakan TEM seperti yang dilakukan Mohamed & Samuel 2012, Presipitat β'' & β' adalah presipitat yang koheren dan semi-koheren sedangkan β adalah fasa stabil dari Mg_2Si seperti dapat dilihat pada Gambar 4.36. Ukuran presipitat β'' sekitar 2nm, β' adalah sekitar 20nm dan untuk β adalah ≥ 50 nm. Jika fasa β telah terbentuk maka telah terjadi *overaging*. *Selected Area Diffraction Patterns* (SADPs) juga dapat dilihat pada gambar 4.36(b,d,e). hubungan orientasi dari pola difraksi SADPs menunjukkan presipitat yang terbentuk pada matriks.



Gambar 4.36 TEM-BF paduan Al-Si-Mg T6 (a) β' - Mg_2Si (b) SADPs β' (c) β - Mg_2Si (d) SADPs β (Mohamed & Samuel, 2012) (e) β'' - Mg_2Si (Dong dkk, 2019)

Pada presipitat koheren β'' - Mg_2Si Gambar 4.36 (e) Presipitat terpotong oleh gerak dislokasi (*shear force*), bidang slip (tempat dislokasi bergerak) *continuous* / tidak terputus melalui presipitat, dilewatinya presipitat dengan garis dislokasi maka presipitat mengalami slip satu sama lain dengan arah berlawanan, hal ini yang dinamakan dengan *sheared precipitate* (presipitat terpotong), proses ini dinamakan efek Friedel digambarkan pada Gambar 4.37(a). Sementara presipitat terus membesar dan menjadi keras serta jarak antara presipitat telah cukup besar seperti Gambar

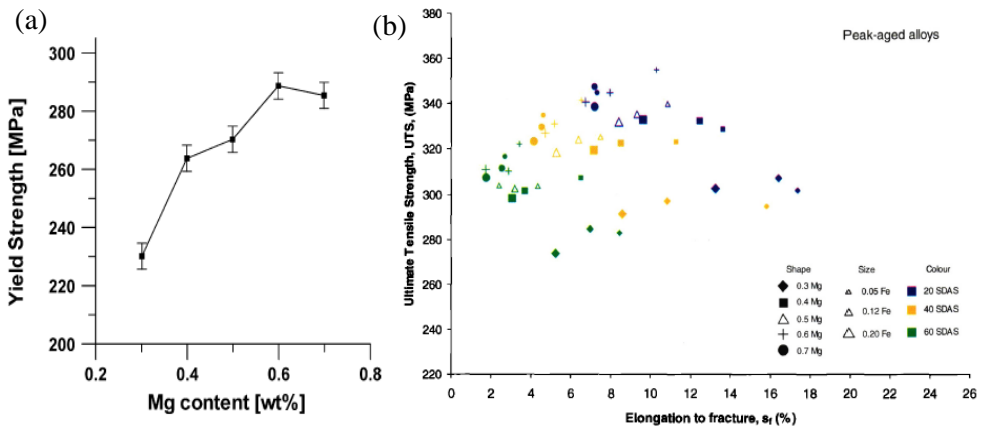
4.36(a) gerak dislokasi melewati presipitat dengan cara *bowing*, garis dislokasi yang mendekati presipitat dikarenakan tidak dapat memotong dan menembus presipitat maka garis dislokasi “melentur” dan melingkar pada presipitat (*bowing*) dan terbentuk *dislocation loop*, proses ini dinamai Orowan *mechanism* seperti pada Gambar 4.37(b). Saat presipitasi telah mencapai fasa stabil seperti Gambar 4.36(c), presipitasi halus berubah menjadi presipitasi kasar yang tersebar berjauhan. Setelah *peak-aging* untuk mengurangi *interfacial energy*, maka presipitat dapmembentuk menyatu menjadi presipitat yang lebih besar. Hal inilah yang disebut dengan Ostwald *ripping*



Gambar 4.37 Dislokasi melewati presipitat dengan (a) *shearing* (b) *looping* (Mohamed & Samuel, 2012)

Yield strength bertambah seiring dengan bertambahnya kandungan Mg pada paduan Al-Si-Mg. Pada penelitian Taylor dkk^b 2000, pada Gambar 4.38(a) menunjukkan pada paduan Al-7Si-*x*Mg penambahan *yield strength* terjadi sampai dengan kandungan Mg 0,6 wt%. Diatas itu penambahan *yield strength* tidak terjadi akibat fasa intermetalik π -Fe yang lebih stabil pada kandungan Mg lebih tinggi, dan tidak dapat larut pada proses perlakuan panas T6 sehingga mengakibatkan kekuatan menurun. Penelitian ini juga mengungkapkan elongasi yang terjadi ditentukan oleh SDAS dan kandungan Fe (Gambar 4.38(b)). SDAS mempengaruhi distribusi ukuran partikel dan pengaruhnya lebih besar terhadap *elongation to fracture* dibandingkan dengan kandungan Fe yang mempengaruhi jumlah fasa intermetalik pada paduan. Dapat dilihat

persebaran warna pada Gambar 4.38(b) yang menggambarkan SDAS terkelompok sepanjang sumbu-x menandakan pengaruh SDAS yang besar. Kandungan Mg ditandai dengan bentuk yang berbeda-beda pada Gambar 4.38(b) tersebar pada sumbu-x, menandakan pengaruhnya yang kecil terhadap *elongation to fracture*. Sebagai contoh bentuk *diamond* (♦) yang menandakan 0,3wt% Mg memiliki *elongation to fracture* tersebar dari 4-20 %.

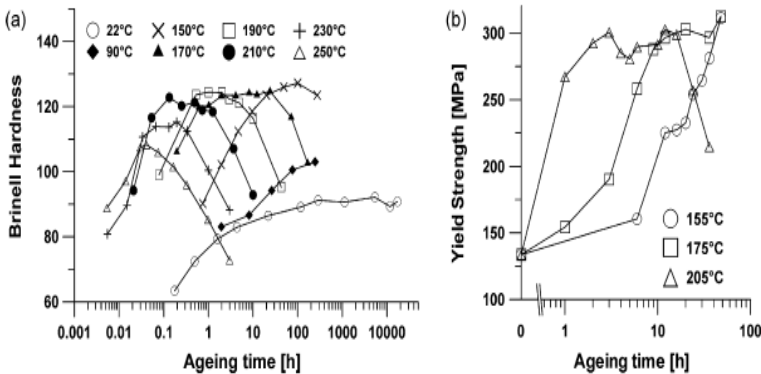


Gambar 4.38 (a) Kurva *yield strength* vs Mg% wt (b) pengaruh Mg wt%, partikel Fe dan SDAS pada kondisi *peak-aged* (Taylor dkk^b, 2000)

Pada penelitian Taylor dkk^b 2000, tidak menampilkan struktur mikro ataupun presipitat yang terbentuk. Kesimpulan terkait turunnya kekuatan pada Al-7Si dengan Mg > 0,6wt% akibat fasa intermetalik π -Fe tidak dibuktikan dengan pengamatan metalografi. Penjelasan yang dapat diberikan adalah, pada fasa π -Al₈Mg₃FeSi₆ terdapat unsur Mg yang seharusnya dapat membentuk presipitat namun tertahan di dalam fasa tersebut. Mengacu pada penelitian Taylor dkk 2000 (bagian 4.2.1) fasa π -Fe telah stabil pada paduan dengan kandungan Mg > 0,4wt%. Hal ini juga menjelaskan peningkatan kekuatan yang tidak linear pada kurva Gambar 4.38(a) melandai setelah kandungan Mg > 0,4wt% menunjukkan peningkatan kekuatan akibat presipitasi Mg₂Si

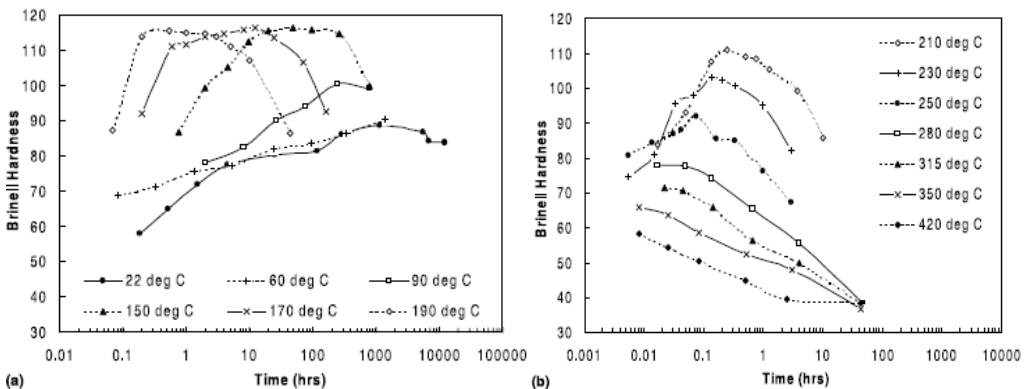
terganggu oleh adanya fasa π -Fe. Fasa π -Fe pada akhirnya akan memberikan penurunan kekuatan pada $Mg > 0,6wt\%$ karena fasa π -Fe yang terbentuk sudah sangat banyak, dan presipitat Mg_2Si yang terbentuk berkurang sehingga kekuatan akhir menurun.

Artificial aging temperatur yang digunakan untuk paduan Al-Si-Mg pada umumnya berkisar pada 170-210°C. Hasil dari penelitian Rometsch & Schaffer 2002 (Gambar 4.39(a)), dan Alexopoulos & Pantelakis 2004 (Gambar 4.39(b)), menunjukkan bahwa temperatur yang tinggi dapat mempercepat proses *aging*. Waktu yang dibutuhkan untuk mencapai *peak aged* pada temperatur 170°C adalah 10 jam, sedangkan pada temperatur 210°C hanya 20 menit untuk paduan A357. Penggunaan temperatur 150°C pada Gambar 4.39(a) dan temperatur 155 °C pada Gambar 4.39(b) dapat mencapai kekuatan/kekerasan maksimal. Namun, waktu yang dibutuhkan sangat lama sehingga tidak efektif untuk digunakan. Perlu dilihat pada Gambar 4.39 (a & b) jika temperatur *aging* yang digunakan 205 atau 210 °C maka penurunan kekuatan (*overaging*) akibat waktu tahan yang terlalu lama bisa cepat terjadi. Penggunaan temperatur di atas 210°C memberikan efek negatif pada kekuatan ditunjukkan pada Gambar 4.439(a). Penurunan kekuatan terjadi akibat fasa β'' telah tergantikan dengan fasa β' pada temperatur diatas 200 °C (Eskin, 2003).



Gambar 4.39 Kurva *artificial aging* paduan A357 T6 (a) (Rometsch & Schaffer, 2002) (b) (Alexopoulos & Pantelakis, 2004)

Untuk paduan A356 hasil yang didapat dari penelitian Rometsch & Schaffer 2002, pada Gambar 4.40 juga menunjukkan hasil yang kurang lebih sama. Untuk paduan Al-Si-Mg menunjukkan *range* yang bisa dipakai adalah 170-210°C. Pada temperatur rendah 22, 60, 90°C peningkatan kekuatan terjadi sangat lama seperti natural *aging* dan tidak mencapai kekuatan yang optimal. Pada temperatur 150 °C kekerasan maksimal dapat tercapai 110 HB namun waktu yang dibutuhkan sangat lama samapai dengan 100 jam. Pada *range* temperatur 170-210 °C kekerasan 110 HB dapat dicapai dalam waktu sekitar 1 jam. Semakin tinggi temperatur kekerasan maksimum dapat dicapai. Namun, jika melebihi temperatur 210 °C kekuatan maksimum 110 HB tidak dapat dicapai.



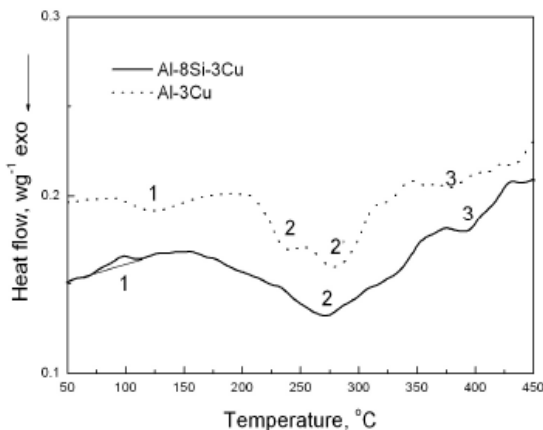
Gambar 4.40 Kurva *artificial aging* Paduan A356 T6 (Rometsch & Schaffer, 2002)

Berdasarkan dua penelitian terkait parameter *artificial aging* Rometsch & Schaffer 2002 dan Alexopoulos & Pantelakis 2004 dapat disimpulkan bahwa temperatur yang efektif untuk digunakan pada paduan A357 adalah berkisar pada 170-210 °C. Secara umum temperatur *aging* yang lebih tinggi membentuk presipitat yang lebih kasar dan pada temperatur lebih rendah presipitat yang terbentuk lebih halus. Namun, perlu diperhatikan pada *range* 170-210°C kekerasan yang dihasilkan relatif sama.

Sehingga ukuran presipitat dapat disimpulkan tidak terlalu jauh berbeda. Penggunaan temperatur di atas 210 °C baru memberikan efek negatif pada kekuatan.

4.5.2 Al-Si-Cu

Hasil yang diharapkan dari *artificial aging* paduan Al-Si-Cu adalah munculnya presipitat Al_2Cu . Proses tumbuhnya presipitat Al_2Cu secara umum sama dengan presipitat Mg_2Si . Dimulai dengan pembentukan Gp zone lalu menjadi θ'' yang berbentuk *disk-shaped*, dilanjutkan dengan θ' mulai membentuk *plate-like shape* sampai dengan θ' tidak lagi koheren dengan matriks dan membentuk equilibrium θ (Al_2Cu) yang tidak koheren dengan matriks.



Gambar 4.41 Kurva DSC Al-Cu dan Al-Si-Cu *as-quanched* (Wang dkk, 2011)

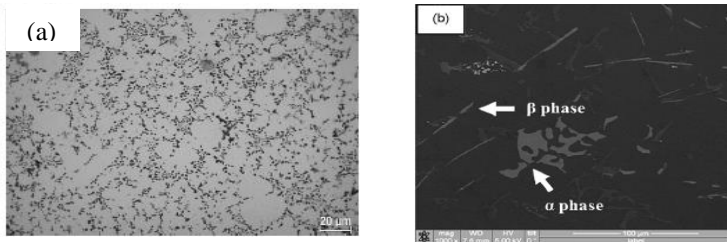
Penelitian yang dilakukan oleh Wang dkk 2011, dari hasil pengujian DSC perilaku/transformasi presipitat dapat terlihat seperti pada Gambar 4.41. Pada Gambar 4.41 Terdapat tiga *peak* utama pada paduan Al-Si-Cu ataupun Al-Cu. *Peak* 1 pada temperatur 100-200°C menandakan pembentukan dan larutnya GP zone, *peak* 2 pada temperatur 180-320°C menunjukkan presipitasi

dari θ -Al₂Cu koheren dan semi koheren dan *peak* 3 pada temperatur tinggi menandakan fasa θ stabil. Pada paduan Al-3Cu terdapat *peak* 2 dan 2' yang menandakan fasa θ'' -koheren dan θ' -semikoheren. Sedangkan pada paduan Al-8Si-3Cu tidak terdapat *peak exothermic* pada temperatur sekitar 100-200°C seperti pada paduan Al-Cu. *Peak* yang terbentuk pada paduan Al-Si-Cu adalah *peak endothermic* (*peak* 1) pada temperatur 80-120°C. Hal ini menandakan GP zone telah terbentuk dan yang tergambar oleh kurva DSC adalah proses larutnya sebagian Gp zone tersebut. Pada paduan Al-Si-Cu tidak terdapat *peak* 2' dan 2 hal ini dikarenakan pembentukan θ'' dan θ' yang tidak dapat dibedakan secara signifikan dengan temperatur terjadinya dua presipitasi tersebut, hal yang sama ditunjukkan R.X Li dkk 2004, pada Gambar 4.32 kurva (merah) Al-Si-Cu menunjukkan satu *peak* pada temperatur menengah menandakan proses presipitasi fasa metastabil θ' -Al₂Cu yang sama. Kurva ini juga tidak menunjukkan *peak exothermic* pada temperatur sekitar 100-200°C sehingga Gp zone bisa disimpulkan telah terbentuk.

Dari kedua pengujian DSC yang dilakukan oleh Wang dkk 2011 dan R.X Li dkk 2004 memiliki pola yang mirip. Kesamaan terdapat pada tidak terbentuknya *peak* 1 yang menandakan GP zone dan terbentuknya *peak* 2 yang menandakan fasa metastabil θ' -Al₂Cu. Perbedaan yang ada pada kedua paduan tersebut adalah *peak exothermic* pada penelitian Wang dkk 2011 yang terlihat lebih lebar pada *range* temperatur 150-350°C. Sedangkan pada penelitian Li dkk 2004 *range* temperaturnya adalah 275-350°C. Perbedaan ini dapat menunjukkan presipitat θ' -Al₂Cu yang terbentuk lebih banyak pada paduan Al-8Si-3Cu (Wang dkk 2011) dibandingkan dengan paduan Al-10Si-1,6Cu (Li dkk 2004). Perbedaan lainnya adalah *peak* 3 yang menunjukkan pembentukan fasa stabil θ -Al₂Cu tidak terlihat pada penelitian Li dkk 2004. Hal ini dapat terjadi akibat sedikitnya fasa Al₂Cu stabil yang terbentuk. Jika melihat lebih detail pada Gambar 4.39 kurva merah pada *range* temperatur 350-450°C sebenarnya terdapat *heat flow* negatif yang kecil, menandakan adanya reaksi *exothermic*.

Namun, karena terlampau kecil maka tidak dianggap sebagai peak oleh Li dkk 2004.

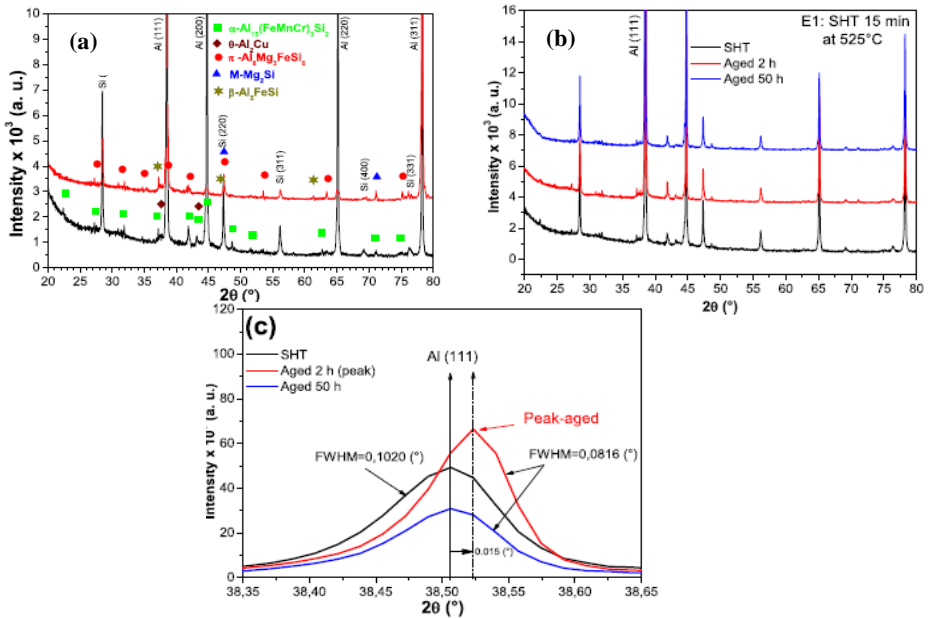
Struktur mikro paduan Al-Si-Cu ditunjukkan pada penelitian Yang dkk 2015, menunjukkan tidak terdapat perbedaan yang nampak secara signifikan pada struktur mikro (pengamatan dengan mikroskop optik) setelah *quenching* dan setelah *aging*. Fasa α -Al, α -AlFeMnSi, Si eutektik serta Al₂Cu yang tersisa tidak berubah (Gambar 4.42(a)). Hal yang sama diungkapkan Hwang dkk 2008, bahwa fasa β -Fe dan α -Fe tidak mengalami perubahan setelah aging, ditunjukkan pada Gambar 4.42 (b).



Gambar 4.42 Struktur mikro paduan T6 (a) Al-9Si-3Cu (Yang dkk, 2015) (b) pengamatan SEM Al-7Si-3Cu dengan 0,5 Fe (Hwang dkk,2008)

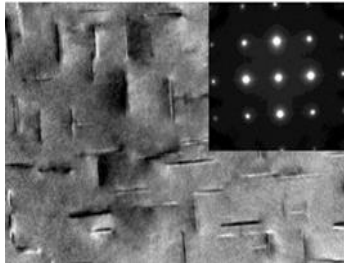
Pengujian XRD pada penelitian S. Beroual dkk 2018, Gambar 4.43(a) menunjukkan fasa yang terbentuk pada paduan Al-10Si-0,3Cu T6 adalah matriks Al, α -Al₁₅(FeMnCr)₃Si₂, θ -Al₂Cu dan β -Al₅FeSi pada kurva ini juga tidak menampilkan *peak* dengan intensitas rendah yang merupakan ciri khas dari presipitat Al₂Cu. Kadar Cu yang rendah bisa menjadi penyebab tidak munculnya *peak*. Namun, perbesaran dari *peak* (Gambar 4.43(b)) menunjukkan perubahan posisi *Bragg reflections*. Pada peak Al (111) Gambar 4.43(c) pergeseran *peak* terjadi sebesar 0,015°. Pergeseran dari *full width at half maximum* (FWHM) menandakan adanya presipitat pada matriks α -Al. Pergeseran ini akibat dari dislokasi yang menyebabkan variasi *lattice parameter* pada matriks.

Penelitian S. Beroual dkk 2018 membuktikan fasa α -Fe dan β -Fe tidak berubah selama proses perlakuan panas T6 sehingga masih terdapat pada struktur mikro akhir seperti yang diperlihatkan Hwang dkk 2008, pada Gambar 4.42(b). Peak α -Fe tersebar pada 2θ dan tidak berubah posisinya. Begitu juga dengan peak β -Fe yang terdapat pada $47^\circ 2\theta$ tidak berubah selama perlakuan panas Gambar 4.43(b). Peak yang menunjukkan presipitat Al_2Cu tidak muncul baik dalam kondisi *as-cast* atau kondisi *aging*. Fasa Al_2Cu yang terbaca oleh XRD adalah fasa Al_2Cu yang tidak larut. Bisa dilihat pada 2θ 38° dan 44° peak rendah fasa Al_2Cu tetap ada pada kondisi SHT ataupun *aging* menandakan proses SHT yang tidak sempurna dan bukan merupakan presipitat. Selain melihat pergeseran FWHM pengukuran tegangan sisa juga dapat dijadikan bukti bahwa presipitasi pada matriks terjadi. Namun, pengujian tersebut tidak digunakan pada uji XRD penelitian ini.



Gambar 4.43 XRD (a) paduan Al-10Si-0,3Cu dan Al-7Si-0,7Mg (b) XRD paduan Al-Si-Cu pada setiap proses T6 (c) perbesaran pola XRD pada *peak* Al(111) (S. Beroual dkk, 2018)

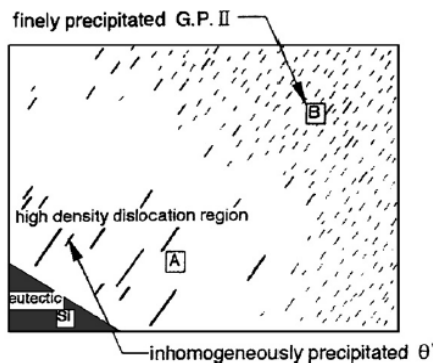
Observasi menggunakan TEM seperti yang dilakukan Yang dkk 2015, baru bisa menunjukkan presipitasi dari Al_2Cu secara visual. Morfologi dari struktur kristal presipitat dapat ditentukan dengan melihat *selected area diffraction patterns* (SADPs), seperti pada gambar 4.44. TEM dengan resolusi tinggi serta SADPs menunjukkan presipitat yang terbentuk adalah θ' dengan panjang 20-60 nm. Presipitat membentuk *body-centred tetragonal lattice*, yang sesuai untuk θ' . Hubungan orientasi difraksi yang parallel menandakan presipitat berada pada matriks. Sebagai contoh $(001)\text{Al} // (001)\theta'$.



Gambar 4.44 TEM dan SADP presipitat θ' - Al_2Cu dan (Yang dkk, 2015)

GP zone yang terbentuk terdiri dari atom Cu yang terkonsentrasi memiliki diameter 3-5nm. GP zone awal ini biasanya telah terbentuk saat sebelum *artificial aging*. Ketika temperatur mencapai 100°C , GP zone larut dan tergantikan oleh θ'' . Dikarenakan θ'' terbentuk secara cepat maka sering disebut dengan GP zone II. Dengan dilanjutkannya proses *aging* presipitat θ'' menjadi presipitat θ' (Hatch, 1984). Hal ini terbukti dengan kurva DSC yang hanya menghasilkan satu *peak* pada temperatur menengah pada Gambar 4.32(a) dan 4.41. Dislokasi besar yang terbentuk selama *quenching* terjadi akibat dari perbedaan ekspansi termal dari $\alpha\text{-Al}$ dan partikel Si, menyediakan tempat untuk GP zone terbentuk dikarenakan energi aktivasi yang dibutuhkan lebih kecil pada dislokasi. GP zone yang terbentuk pada dislokasi langsung bertransformasi menjadi θ' (Sjölander & Seifeddine,

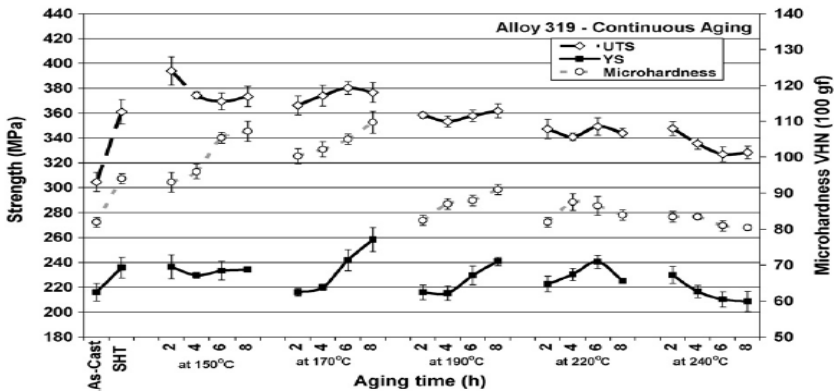
2010). Cu yang seharusnya menjadi presipitat halus θ'' tidak terjadi akibat Cu telah menjadi presipitat kasar θ' yang telah bernukleasi pada dislokasi, seperti diilustrasikan oleh Kang dkk, 1999 (Gambar 4.45). Presipitasi yang koheren memberikan efek penguatan yang lebih baik dibandingkan dengan presipitat semi-koheren. *Peak-aging* yang dapat dicapai untuk suatu paduan dilihat dari kekutan yang dihasilkan. Untuk paduan Al-Si-Cu dikarenakan sulit untuk mendapatkan presipitasi yang koheren dan homogen, maka presipitat θ' biasanya dapat dianggap sebagai *peak aging*.



Gambar 4.45 Distribusi presipitat pada matriks paduan Al-Si-Cu (Kang dkk, 1999)

Sifat mekanik yang maksimal didapatkan dari proses T6 yang optimum. Penelitian Tavitas-Medrano dkk 2008, meneliti tentang temperatur dan waktu tahan *artificial aging* yang optimum pada paduan Al-Si-Cu. Penelitian dilakukan pada temperatur 170-240°C dan waktu tahan 2-8 jam. Terlihat pada Gambar 4.46 perubahan *yield strength* yang signifikan terjadi pada temperatur 170°C pada waktu *aging* 6 dan 8 jam. Pada temperatur 220 dan 240°C terlihat penurunan sifat mekanik akibat *overaging*. Pada penelitian ini disimpulkan *peak aging* terjadi pada *aging* menggunakan temperatur 170°C dan *holding time* 8 jam. *Peak aging* dilihat dari *yield strength* dikarenakan sifat menanik ini lebih sedikit terpengaruh oleh *defect/discontinuity* hasil pengecoran

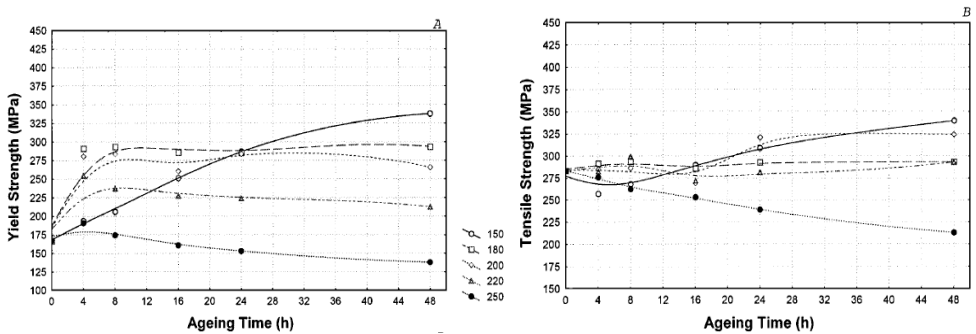
dibandingakna dengan UTS, sehingga *YS* lebih sensitif dan lebih terpengaruh dari struktur mikro-nya saja. Pengujian *microhardness* dilakukan pada matriks α -Al, pada temperatur 150 dan 170°C terlihat kekarasan matriks relatif lebih tinggi diakibatkan presipitat yang masih berada dalam matriks (koheren/semi-koheren). Pada temperatur 190°C walaupun hasil *yield strength* hanya sedikit lebih rendah dari *peak-aged*, kekarasan matriks α -Al telah turun secara signifikan. Sehingga bisa disimpulkan presipitat telah mengarah ke pembentukan fasa stabil tersendiri.



Gambar 4.46 UTS, YS dan *microhardness* paduan A319 T6 dengan variasi *artificial aging* (Tavitas-Medrano dkk, 2008)

Hasil berbeda ditunjukkan pada penelitian Ouellet & Samuel 1999, yang meneliti paduan Al 319 menunjukkan waktu *aging* yang lebih lama untuk mencapai *peak-aged*. *Peak aging* (*YS*~337Mpa) tercapai dengan temperatur pemanasan 150°C dan waktu tahan 48 jam (Gambar 4.47(a)). *Aging* dengan temperatur 180-170 °C menandakan *peak-aging* dengan nilai kekuatan maksimal yang berkurang seiring dengan peningkatan temperatur *aging*. Hal yang sama ditunjukkan dari Gambar 4.47(b) UTS tertinggi dapat mencapai 340 Mpa. Perbedaan dengan penelitian Tavitas-Medrano dapat disebabkan pada penelitian tersebut

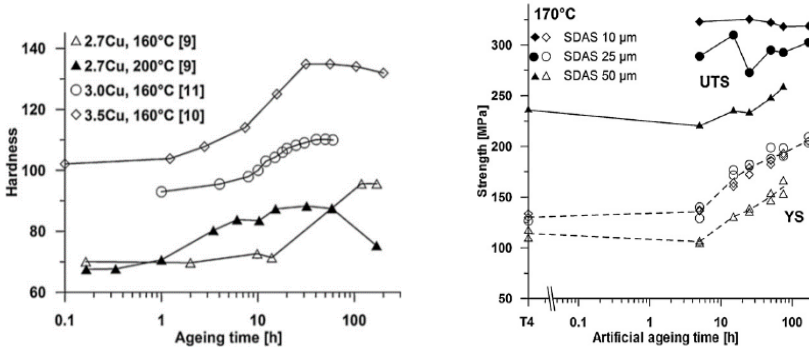
paduan Al-Si-Cu sebenarnya belum mencapai *peak aged*. Dapat dilihat penambahan kekuatan pada temperatur *aging* 150°C (Gambar 4.47(a)) berlangsung secara perlahan, namun mencapai kekuatan yang maksimum. Dari kedua penelitian tersebut *overaging* yang terjadi adalah akibat dari temperatur yang terlampaui tinggi, tidak ditampilkan *overaging* akibat waktu tahan pada temperatur rendah (150 / 170°C).



Gambar 4.47 UTS dan YS paduan A319 T6 dengan variasi *artificial aging* (Ouellet & Samuel, 1999)

E.Sjölander & Seifeddine 2011, membandingkan beberapa penelitian terkait *peak aging* paduan Al-Si-Cu, dapat dilihat pada Gambar 4.48(a) waktu *aging* yang lama sekitar 100 jam pada temperatur 160°C diperlukan untuk mencapai *peak aging*. Pada penelitian ini mengungkapkan bahwa ukuran struktur mikro (SDAS) paduan *as-cast* dapat memberikan pengaruh terhadap kekuatan setelah *artificial aging*. Kurva *aging* Gambar 4.48(b) memperlihatkan peningkatan sifat mekanik yang serupa antar tiga paduan, dengan paduan SDAS 50µm menunjukkan *yield strength* terendah dan dengan berkurangnya SDAS sampai 10µm kekuatan dapat meningkat. Kandungan Cu yang rendah pada larutan padat membuat *peak* dari *yield strength* menjadi rendah. Hal ini diakibatkan oleh hasil *solution treatment* yang kurang optimal, pelarutan dan homogenisasi larutan padat tidak maksimal. Walaupun *solution treatment* telah dibedakan untuk ketiga jenis

paduan tersebut, 1, 3 dan 6 jam masing-masing untuk paduan dengan SDAS 10, 25 dan 50 μm .

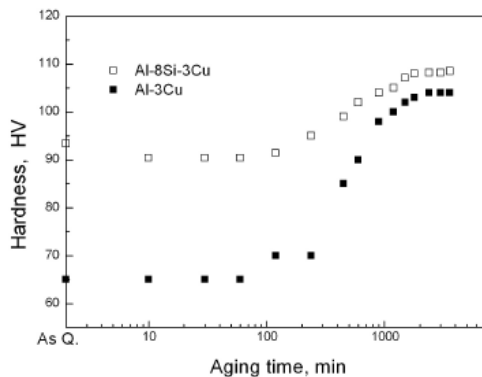


Gambar 4.48 Sifat mekanik paduan (a) kekerasan Al-(7-9)Si-Cu (b) UTS dan YS Al-7,8Si-3Cu (E. Sjölander & Seifeddine, 2011)

Perlu dipahami SDAS tidak memberikan pengaruh secara langsung terhadap proses *artificial aging*, dikarenakan SDAS sebenarnya mempengaruhi proses pelarutan atau SHT pada paduan. Pada Gambar 4.48(b) dapat dilihat kekuatan kondisi T4 atau sesat setelah *quench* paduan dengan SDAS terbesar 50 μm memiliki kekuatan terendah dan paduan dengan SDAS 10 μm memiliki kekuatan tertinggi. Hal ini menjelaskan proses pelarutan dari dua paduan yang sama lebih optimal pada SDAS rendah. Peningkatan kekuatan pada tahap T4 akibat *solid solution strengthening*. Peningkatan kekuatan akibat presipitat baru terlihat pada kondisi *artificial aging* dimana ketiga paduan pada Gambar 4.48(b) memiliki pola peningkatan kekuatan yang serupa. Sehingga dapat disimpulkan SDAS tidak mempengaruhi proses *artificial aging* secara langsung.

Untuk mencapai kekuatan maksimal pada paduan Al-Si-Cu diperlukan waktu yang relatif lama ≥ 45 jam dikarenakan presipitat yang berperan pada *precipitation hardening* adalah θ' sehingga batas *overaged* nya adalah fasa stabil θ -Al₂Cu yang lama

tercapai. Peningkatan kekuatan juga tidak signifikan dapat dilihat pada gambar 4.49 jika dibandingkan *precipitation hardening* Al-Cu dan Al-Si-Cu maka terlihat presipitasi pada Al-Cu yang koheren lebih signifikan meningkatkan kekuatan, walaupun kekuatan secara keseluruhan masih kalah dengan Al-Si-Cu akibat mekanisme penguatan yang lain. Banyaknya perbedaan pada variabel *aging* (waktu tahan) yang optimal juga disebabkan kandungan Mg yang dapat memberikan pengaruh. Paduan Al-Si-Cu pada kondisi *peak aged* mulai memiliki presipitat Q dan θ' pada kadar Mg 0.32wt% (Yang dkk, 2015). Sehingga untuk paduan Al-Si-Cu dengan Mg $\geq 0,32\text{wt}\%$ lebih tepat dimasukkan kedalam paduan Al-Si-Cu-Mg yang dibahas pada pembahasan selanjutnya.

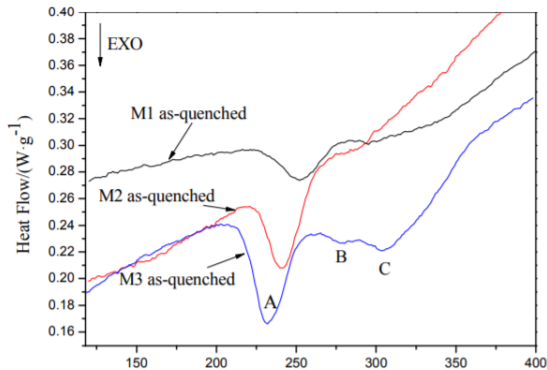


Gambar 4.49 Kurva kekerasan vs waktu *aging* (Wang & Davidson, 2001)

4.5.3 Al-Si-Cu-Mg

Paduan Al-Si-Cu-Mg memiliki kekuatan lebih tinggi setelah proses T6 dibandingkan dengan paduan Al dengan tiga elemen paduan. Berbagai macam kombinasi presipitat pada kondisi *peak aged* seperti β'' -Mg₂Si, θ' -Al₂Cu dan Q''-Al₅Mg₈Si₆Cu₂ dapat memberikan efek penguatan. Pada penelitian Haijun Liu dkk 2016, analisis DSC (Gambar 4.50) dilakukan untuk melihat reaksi dari presipitasi terhadap pemanasan *aging*. Proses pertama yang terjadi adalah dekomposisi larutan padat membentuk GP zone. *Peak* untuk pembentukan GP zone pada penelitian ini

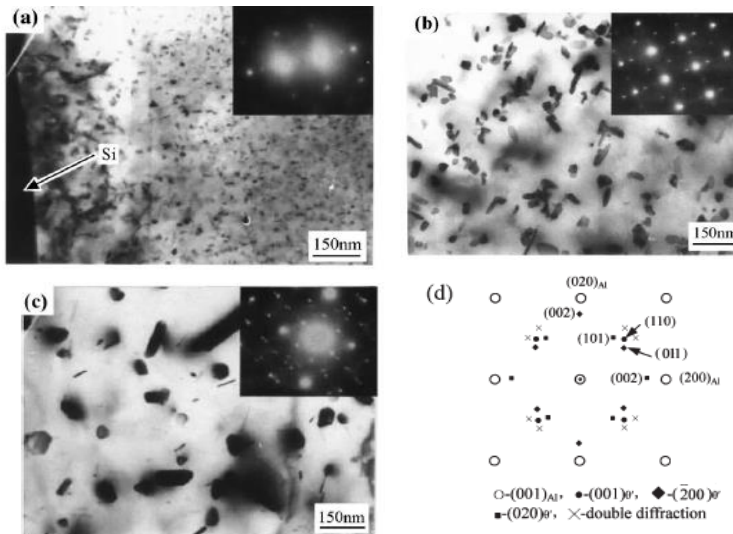
tidak nampak secara jelas. Hal ini menandakan kemungkinan tidak terbacanya pembentukan GP zone atau telah terbentuknya GP zone sebelum *artificial aging*, seperti pada penelitian Wang dkk 2011, pada paduan Al-Si-Cu. Pada temperatur kamar sampai dengan 270°C terdapat satu *peak exothermic* yang menandakan pembentukan presipitat koheren β'' atau GP zone II, dapat terlihat peak dari M3 (Al-10Si-2,3Cu-0,6Mg) lebih besar daripada peak M1 dan M2 akibat presipitat yang terbentuk lebih banyak. Pada paduan M1 dan M2 *peak* ke-dua menandakan transisi presipitat koheren menjadi semi-koheren, sedangkan untuk M3 terdapat dua peak lagi yang dapat diamati menandakan pembentukan fasa metastabil θ' dan fasa Q.



Gambar 4.50 Kurva DSC paduan Al-10Si-0,3Mg-0,002Cu (M1) Al-10Si-0,5Mg-0,002Cu (M2) Al-10Si-2,3Cu-0,6Mg (M3) (Liu dkk, 2016)

Kurva DSC lain dari penelitian R.X Li dkk 2004, pada Gambar 4.32(a) pada garis hitam untuk paduan Al-Si-Cu-Mg menunjukkan pada temperatur $\sim 240^\circ\text{C}$ terdapat peak A yang meandakan reaksi akibat GP zone yang terdiri dari dua *peak* A1 dan A2. *Peak* A2 merupakan fasa *high-density* berbentuk *fine dot-like shape* dengan ukuran 20-30nm yang homogen pada matriks ditunjukkan pada pengujian TEM Gambar 4.51(a). *Peak* A1 menunjukkan mikrostruktur yang lebih halus dibandingkan dengan *peak* A2,

namun tidak terdapat tanda perubahan fasa. Kedua mikrostruktur ini menandakan *peak* A adalah pembentukan GP zone yang didominasi GP zone II (θ'' presipitat) dan ada juga β'' koheren. temperatur menengah *peak exothermal* B terbentuk pada temperatur sekitar 300°C dahulu dengan *peak endothermal* D yang menandakan larutnya GP zone. *Peak B2* pada observasi TEM ditunjukkan pada Gambar 4.51(b) menunjukkan presipitat berbentuk platelet yang menandakan fasa θ' . Mikrostruktur *peak* B2 serupa dengan B1 menandakan *peak B* berhubungan dengan fasa presipitat metastabil. *Peak exothermal* C menandakan fasa stabil dari presipitat ditunjukkan pada Gambar 4.51(c). Dapat diketahui juga dengan SADP pada indeks difraksi Gambar 4.51(d). Hubungan orientasi dari difraksi antara matriks Al dan presipitat yang parallel. Menunjukkan presipitat berada pada dalam matriks.

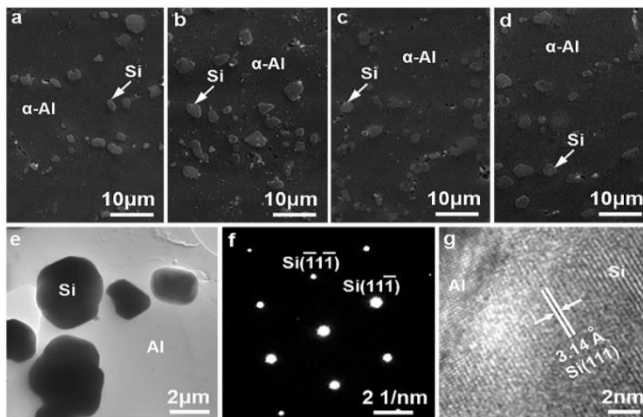


Gambar 4.51 TEM *micrograph* dan SADP (inset) [001]_{Al} paduan Al-9Si-1,5Cu-0,5Mg (a) *exothermic peak* A2 (b) *exothermic peak* B2 (c) *exothermic peak* C (d) Pola indeks difraksi [001]_{Al} (R.X. Li dkk, 2004)

Pada paduan Al-Si-Cu-Mg presipitat yang terbentuk tidak hanya satu jenis sehingga sangat sulit untuk menganalisis karakteristik presipitat melalui DSC. Observasi menggunakan TEM pada setiap *peak* seperti yang dilakukan oleh R.X Li dkk 2004, dapat membedakan jenis presipitat yang terbentuk namun tetap sulit untuk menghubungkan dengan kontribusi dari setiap presipitat terhadap *peak* DSC. Sebagai contoh, GP zone pada paduan Al-Si-Cu-Mg terdiri dari kluster atom Cu dan MgSi. Kedua kluster atom ini memiliki proses presipitasi yang sedikit berbeda. Kluster atom Cu membentuk GP zone II (θ'') dengan cepat dan menjadi θ' . Sedangkan kluster MgSi membentuk GP zone dan menjadi presipitat β'' dalam waktu yang berbeda. Perbedaan seperti ini menyulitkan untuk menghubungkan antara reaksi yang terjadi dan kurva DSC nya.

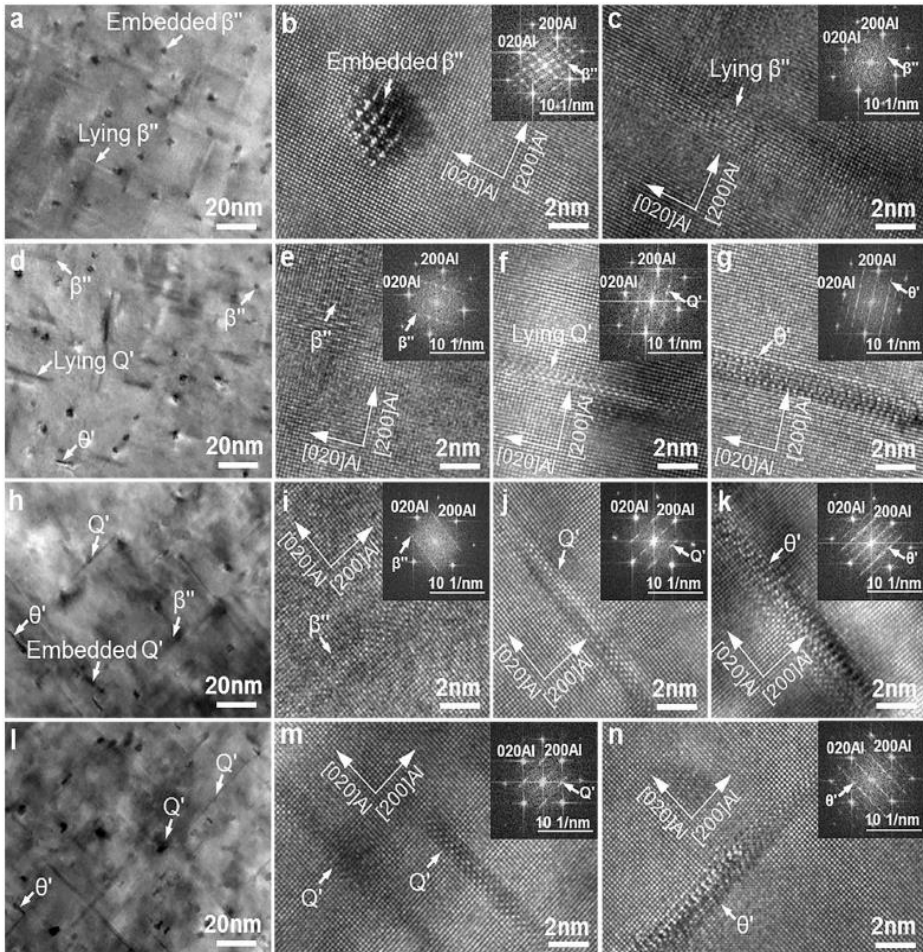
Paduan Al-Si-Cu-Mg adalah padaun Al-Si-Cu dengan penambahan Mg atau paduan Al-Si-Mg dengan penambahan Cu. Dengan telah dibahasnya paduan Al tiga unsur maka pada sub-bab ini dibahas efek penambahan Cu dan Mg pada paduan Al-Si-Cu-Mg.

Penelitian yang dilakukan oleh Dong dkk 2019, pada paduan Al-9Si-0,5Mg0~1,25Cu menunjukkan presipitat yang terbentuk dan hubungannya terhadap sifat mekanik. kondisi paduan *as-cast* paduan Al-Si-Cu-Mg seperti yang telah dibahas pada sub-bab 4.1 memiliki fasa matriks α -Al, Si eutektik, β -Mg₂Si, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ dan θ -Al₂Cu. Fasa Q dan θ sudah terbentuk pada 0,4wt% Cu, dan akhirnya menggantikan fasa β pada 0,85wt%Cu. Pada saat setelah T6, mikrostruktur hasil observasi SEM pada Gambar 4.52 menunjukkan matriks α -Al dan Si eutektik yang telah *spheroidize* dengan ukuran 2-5 μ m (Gambar 4.52(e)). *Spheroidize* Si dan tidak adanya fasa intermetalik lain pada Gambar 4.52 (a-d) yang dapat diamati menandakan proses *solution treatment* berjalan dengan baik. Pengamatan dengan menggunakan HR-TEM dan SADP pola indeks difraksi menandakan partikel Si tidak koheren dengan matriks ditunjukkan pada Gambar 4.52 (f,g).



Gambar 4.52 Mikrostruktur paduan Al-9Si-05Mg-xCu (a) SEM paduan ~0wt% Cu (b) SEM paduan 0,4wt% Cu (c) SEM paduan 0,85wt% Cu (d) SEM paduan 1,25 wt% Cu (e) TEM partikel Si (f) SADP fasa Si (g) *high-resolution* TEM (Dong dkk 2019)

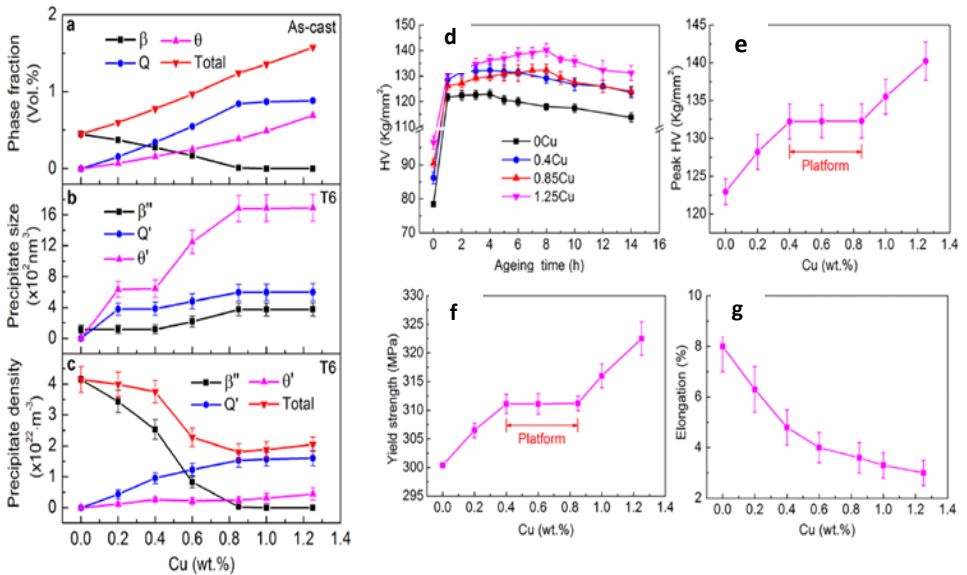
Presipitat skala nano sulit diamati menggunakan mikroskop optik dan SEM. TEM digunakan untuk mengidentifikasi presipitat. Pada paduan Al-Si-Mg-Cu dimana kandungan Cu sangat kecil / dapat dianggap sebagai impuritas, presipitat yang ada hanyalah presipitat β'' -Mg₂Si ditunjukkan pada Gambar 4.53 (a-c). Pada paduan dengan 0,4wt% Cu, presipitat β'' , Q' dan θ' ditemukan ditunjukkan pada Gambar 4.53 (d-g). hasil yang sama ditunjukkan untuk paduan dengan 0,85wt% Cu presipitat β'' , Q' dan θ' dapat ditemukan (Gambar 4.53(h-k)). Paduan dengan 1,25wt%Cu menghasilkan presipiat Q' dan θ' dengan presipitat β'' yang sangat sulit ditemukan ditunjukkan pada Gambar 4.53(i-n). Hubungan orientasi difraksi SADP menunjukkan presipitat yang terbentuk di dalam matriks.



Gambar 4.53 TEM presipitat pada matriks α -Al Paduan Al-9Si-0,5Mg-xCu T6 (a-c) ~0wt% Cu (d-g) 0,4 wt% Cu (h-k) 0,85wt% Cu (l-n) 1,25wt% Cu (Dong dkk, 2019)

Analisis kuantitatif juga dilakukan untuk melihat fasa intermetalik dari kondisi *as-cast* dan T6, pada Gambar 4.54(a) dapat dilihat penurunan fasa β seiring penggantian dengan

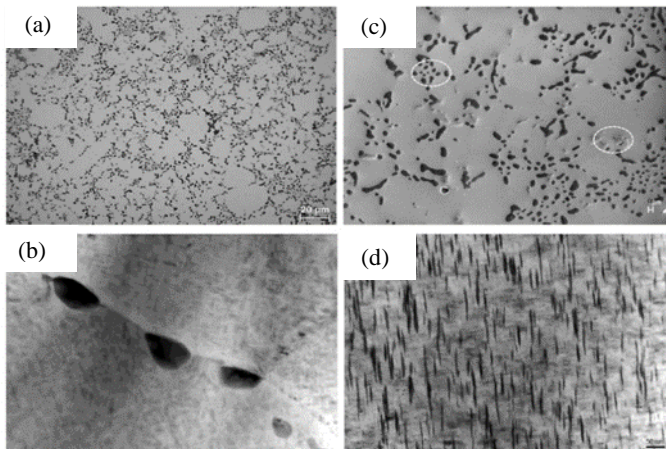
presipitat θ dan Q, penambahan fasa Q sudah tidak signifikan pada Cu diatas 0,85wt%. Gambar 4.54(b,c) menunjukkan ukuran dan *number density* dari paduan T6 yang didapatkan dari pengukuran statistik hasil TEM. Ukuran presipitat bertambah seiring dengan penambahan Cu sementara itu *number density* total mengalami penurunan dengan presipitat β dan Q, θ yang saling bertukar. Pada Gambar 4.54(d) menunjukkan kekerasan maksimal untuk paduan 0-0,4wt% dapat dicapai dengan waktu *aging* 4 jam dan paduan 0,85-1,25wt% Cu kekerasan maksimal dapat dicapai dengan waktu *aging* 8 jam. Pada gambar 4.54(e,f) dapat dilihat sifat mekanik paduan dengan kondisi T6. Kekerasan dan *yield strength* mengalami peningkatan seiring dengan bertambahnya Cu. Namun, pada *range* 0,4-0,8wt% Cu tidak terjadi peningkatan sifat mekanik. Hal ini disebabkan berkurangnya presipitat β'' dan meningkatnya presipitat Q'dan θ' memberikan efek *precipitation hardening* yang saling menghilangkan. Pada gambar 4.54(d) terlihat penurunan % elongasi yang berarti penurunan keuletan secara *continue*. Pada *range* 0,4-0,8wt% disaat kekuatan tidak dapat naik keuletan terus turun sehingga penambahan Cu pada *range* 0,4-08wt% tidak diinginkan. Perlu dilihat bahwa analisis kuantitatif pada Gambar 4.54(b,c) tidak menampilkan presipitat β' yang merupakan kelanjutan dari presipitat β'' .



Gambar 4.54 Hasil kuantitatif Paduan Al-9Si-0,5Mg-xCu (a) fraksi volum fasa intermetalik kondisi *as-cast* (b) ukuran presipitat kondisi T6 (c) *number density* presipitat kondisi T6 (d) kekerasan paduan dengan berbagai *aging time* (e) *peak hardness* kondisi T6 (f) *peak yield strength* kondisi T6 (g) *tensile elongation* kondisi T6 (Dong dkk, 2019)

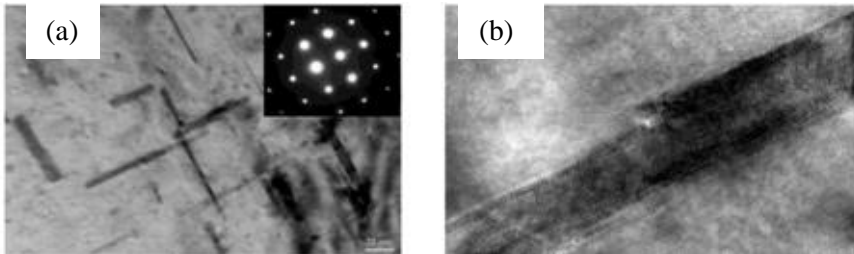
Penelitian yang dilakukan oleh Yang dkk 2015, pada paduan Al-9Si-3Cu-0~0,88Mg, menunjukkan pengaruh penambahan kandungan Mg terhadap struktur mikro dan sifat mekanik. Pada struktur mikro *as-cast* paduan dengan komposisi Al-Si-Cu dengan Mg $\geq 0,32\text{wt}\%$ memiliki 2 jenis fasa intermetalik yang mengandung Cu ($\theta\text{-Al}_2\text{Cu(Si)}$) eutektik dan Q-AlCuMgSi. Sedangkan pada paduan dengan Mg $< 0,32\text{wt}\%$ hanya satu fasa intermetalik Cu yang terbentuk yaitu θ -eutektik (tidak membentuk Q). Oleh karena itu, paduan Al-Si-Cu dengan Mg $< 0,32\text{wt}\%$ dapat dikategorikan sebagai paduan Al-Si-Cu dan telah dibahas pada bagian sebelumnya. Pada gambar 4.55(a) dapat dilihat struktur

mikro paduan Al-Si-Cu-Mg setelah mengalami proses *aging* tampak sama pada mikrostruktur, fasa α -Al, α -AlFeMnSi (Gambar 4.55(b)), θ -Al₂Cu yang tidak larut (Gambar 4.55(c)), Si eutektik, dan fasa intermetalik yang mengandung Fe (jika ada), tidak mengalami perubahan. Sedangkan fasa θ -Al₂Cu serta Q-AlCuMgSi yang larut selama proses SHT (lihat pembahasan 4.2) dapat muncul kembali sebagai presipitat ditunjukkan pada Gambar 4.55(d)



Gambar 4.55 Struktur mikro paduan Al-9Si-3,5Cu-0,32Mg SHT 510°C 30 menit dan *aging* 170 °C 24 jam (a) observasi dengan mikroskop optik (b) SEM dengan *undissolved* Al₂Cu dan fasa intermetalik α -Fe (c) TEM *undissolved* Al₂Cu (d) TEM presipitat pada matriks α -Al (Yang dkk, 2015)

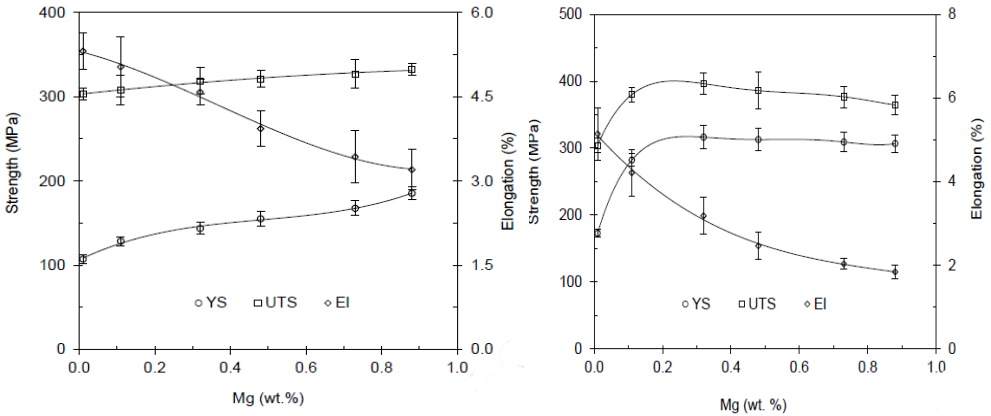
Pada Gambar 4.56 pengamatan menggunakan TEM dapat memperlihatkan morfologi presipitat θ' dan Q'. Presipitat θ' dapat dilihat pada Gambar 4.44 memiliki morfologi *needle like-shaped*. Pada paduan dengan Al-Si-Cu-Mg presipitat θ' nampak lebih panjang, menandakan pertumbuhan yang lebih cepat pada paduan dengan Mg. Sedangkan untuk presipitat Q' memiliki morfologi *short rod-shaped* dengan panjang 20-50nm dan ketebalan 3-5 nm. seperti ditunjukkan Gambar 4.56(b).



Gambar 4.56 TEM (a) morfologi dan SADPs presipitat θ' dan Q'
(b) *high-resolution* TEM Q' (Yang dkk, 2015)

Hasil pengujian menunjukkan penambahan Mg mempengaruhi struktur mikro sehingga ikut mempengaruhi sifat mekanik. Penambahan Mg pada kondisi *as-cast* Gambar 4.57(a) menunjukkan peningkatan kekuatan dan penurunan keuletan. Hal yang sedikit berbeda terjadi pada kondisi T6 Gambar 4.57(b) menunjukkan penambahan kekuatan secara signifikan terjadi pada penambahan 0,1wt%Mg. Peningkatan kekuatan terjadi pada setiap paduan dengan penambahan Cu (bandingkan Gambar 4.57 a dan b). Namun, penambahan Mg pada paduan Al-9Si-3,5Cu dalam jumlah lebih banyak dari ~0,3wt% tidak memberikan efek penguatan yang signifikan dan penurunan keuletan terus terjadi seiring dengan penambahan Mg. Peningkatan kekuatan pada paduan Al-Si-Cu-Mg *as-cast* disebabkan oleh *solid solution strengthening* dan *grain size hardening*. Sedangkan pada kondisi T6 peningkatan kekuatan mayoritas terjadi akibat *precipitation hardening*. Presipitat θ' -Al₂Cu dan Q' memberikan efek *precipitation hardening*, keberadaan presipitat Q tidak memberikan peningkatan kekuatan yang signifikan. Dapat dilihat pada grafik bahwa paduan dengan Mg 0,1 wt% yang tidak memiliki fasa Q dan 0,32 wt% yang memiliki sedikit presipitat Q mempunyai kekuatan lebih tinggi dibandingkan paduan yang lain. Pada paduan dengan 0,32wt% Mg presipitat Q' yang ada belum menggantikan presipitat θ' -Al₂Cu, sehingga tambahan presipitat Q memberikan efek pengutan. Kehadiran Mg pada paduan Al-Si-Cu memberikan pengaruh pada pertumbuhan presipitat θ' -Al₂Cu.

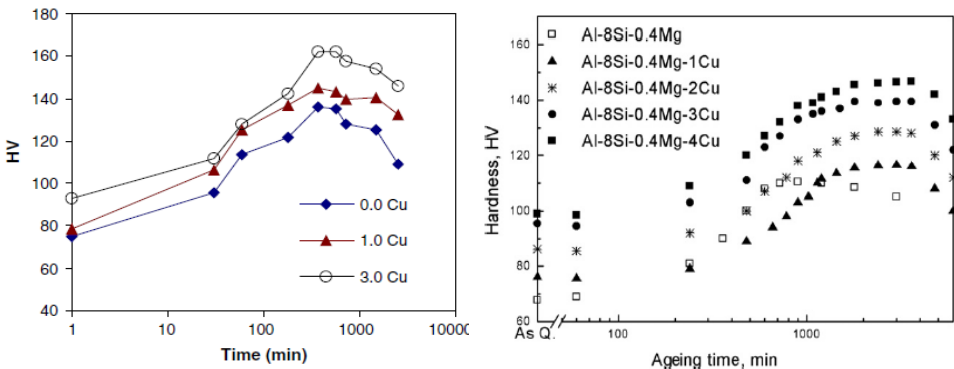
Pertumbuhan θ' -Al₂Cu mengalami akselerasi dengan tumbuhnya presipitat Q'. Dikarenakan fasa Q atau Q' memberikan tempat nukleasi pada *strain field dislocation*.



Gambar 4.57 Efek penambahan Mg pada paduan Al-9Si-3,5Cu-xMg (a) sifat mekanik kondisi *as-cast* (b) sifat mekanik kondisi T6 (Yang dkk, 2015)

Dari dua penelitian (Dong dkk 2019 dan Yang dkk 2015) dapat disimpulkan bahwa presipitat β'' merupakan presipitat koheren yang memberikan efek penguatan yang tinggi. Namun, keberadaannya tidak dapat dipertahankan, dengan adanya unsur Cu membentuk fasa Q' dan θ' . Presipitat β'' dan fasa kelanjutannya yaitu β' terus memberikan efek penguatan (*Orowan mechanism*). Sehingga pada paduan seperti Al-9Si-0,5Mg0~1,25Cu presipitat θ' , Q' dan β' dapat memberikan efek penguatan. Kekuatan tertinggi dicapai pada paduan Al-9Si-0,5Mg-1,25 Cu dengan YS 325 MPa. Jika kandungan Cu ditambah menjadi Al-9Si-3Cu-0~0,88Mg maka presipitat θ' memberikan efek penguatan dan presipitat β sulit terbentuk, penambahan Mg tidak membentuk presipitat β melainkan presipitat Q yang mulai terbentuk (pada paduan 0,32~0,88wt%Mg). kekuatan tertinggi dicapai dengan Mg 0,32 wt% adalah YS 300 MPa.

Penelitian yang dilakukan oleh Li dkk, 2006 dan Wang dkk, 2007 (Gambar 4.58(a,b)) menggunakan paduan Al-Si-Cu-Mg, dengan variasi elemen paduan Cu 0~4wt% dan menggunakan Mg sekitar 0,5wt% menyimpulkan hasil yang berbeda pada waktu *aging* yang dibutuhkan. Penelitian Li dkk 2006 menunjukkan, presipitat θ' -Al₂Cu tidak ditemukan pada paduan dengan 1wt%Cu. Pada paduan dengan 1wt%Cu presipitat metastabil Q terbentuk. Presipitat Q terus bertambah seiring dengan penambahan Cu. Waktu *aging* yang dibutuhkan untuk mencapai *peak hardness* dari paduan Al-Si-Cu-Mg mirip dengan paduan Al-Si-Mg. Pada Gambar 4.58(a) *peak aged* tercapai dengan waktu 6 – 9 jam. *Number density* dari presipitat β'' mengalami peningkatan saat Cu ditambahkan dan juga θ' -Al₂Cu dapat terbentuk pada paduan dengan Cu 3wt%. Peningkatan densitas β'' terjadi akibat Cu meningkatkan *precipitation kinetic* dari presipitat β'' . Sedangkan menurut Wang dkk 2007, menyatakan waktu yang dibutuhkan untuk paduan Al-Si-Cu-Mg lebih lama dibandingkan Al-Si-Mg, menandakan perubahan proses pertumbuhan presipitat dibuktikan dengan pengujian TEM. Waktu yang dibutuhkan untuk mencapai *peak aged* paduan Al-Si-Mg adalah sekitar 700 menit sedangkan untuk paduan Al-8Si-0,4Mg-xCu seperti pada Gambar 4.58(b)



Gambar 4.58 Kurva *artificial aging* (a) Al-7Si-0,45Mg-xCu pada temperatur 175°C (Li dkk, 2006)(b) Al-8Si-0,4Mg-xCu pada temperatur 160 °C (Wang dkk, 2007)

adalah sekitar 3000 menit. Presipitat Q metastabil yang mulai terbentuk pada paduan dengan Cu 1wt% dan θ' yang terbentuk setelahnya mengurangi kemampuan paduan untuk dikeraskan secara *age hardening*. Dikarenakan fasa metastabil Q memiliki *hardenability* yang lebih rendah dibandingkan dengan β'' .

Perbedaan waktu *aging* pada penelitian Li dkk 2006 dan Wang dkk 2007 disebabkan oleh fasa yang terbentuk berbeda pada paduan yang digunakan. Pada penelitian Li dkk 2006, fasa θ -Al₂Cu tidak terbentuk pada paduan dengan 1wt%Cu. Hal ini membuat proses *aging* yang terjadi relatif cepat karena hanya bergantung pada presipitat β'' -Mg₂Si. Penelitian ini juga hanya menampilkan 2 jenis paduan Al-7Si-0,45Mg dengan 1 dan 3 wt%Cu, sehingga menyimpulkan paduan Al-Si-Cu-Mg membutuhkan waktu *aging* yang mirip dengan paduan Al-Si-Mg dirasa kurang tepat. Pada penelitian Wang dkk 2007 paduan yang digunakan lebih banyak yaitu Al-8Si-0,4Mg dengan 1, 2, 3, 4 wt%Cu. Fasa metastabil θ' -Al₂Cu sudah mulai terbentuk dari paduan 1 wt% dan terus meningkat bersamaan dengan fasa metastabil Q. Penurunan *hardenability* dikarenakan presipitat Q mengganti presipitat β'' dapat dilihat pada Gambar 4.58(b) paduan Al-Si-Mg dan paduan Al-8Si-0,4Mg-1Cu. Dari dua kurva tersebut terlihat respons *precipitation hardening* lebih baik untuk paduan Al-Si-Mg. Dengan presipitat β'' -Mg₂Si yang tergantikan oleh presipitat Q dan θ -Al₂Cu, maka waktu yang dibutuhkan untuk *aging* relatif lebih lama. Proses pengecoran dan tahapan perlakuan panas sebelumnya juga perlu diperhatikan sebelum mengambil kesimpulan terakait pengaruh Cu terhadap waktu *aging*. Pada paduan Al-Si-Mg yang digunakan pada kedua paduan ini saja sudah memerlukan waktu *aging* yang berbeda untuk kondisi peak aged; 6 jam untuk paduan Al-7Si-0,45Mg Li dkk 2006 dan 700 menit / 12 jam pada paduan Al-8Si-0,4Mg Wang dkk 2007.

Hasil penelitian Li dkk 2006 juga menyimpulkan hal yang berbeda dengan Dong dkk 2019, bahwa densitas β'' mengalami peningkatan seiring dengan penambahan Cu. Pengaruh Cu dapat meningkatkan akselerasi kinetik pada presipitasi β'' yang terjadi

pada tahap awal proses *artificial aging*. Atom Cu menurunkan kelarutan Mg_2Si pada matriks Al, sehingga presipitat Mg_2Si makin banyak dan makin tersebar namun dengan ukuran yang lebih kecil (Miao & Laughlin, 2000). Penelitian Li dkk 2006 hanya mengukur perbedaan densitas β'' pada tiga paduan dan pada paduan Al-7Si-0,45Mg-1Cu fasa Q baru terbentuk dan tidak terdapat presipitat Al_2Cu . Walaupun didukung dengan TEM (pengukuran presipitat *density* β''), penelitian Dong dkk 2019, lebih detail menjelaskan dan menguji lebih banyak sampel untuk paduan Al-Si-Mg dengan kandungan Cu rendah (sampai dengan Cu 1,25wt%) pada penelitian Dong dkk juga diperlihatkan presipitat *density* β'' yang turun menggunakan TEM dan juga presipitat yang lainnya. Oleh karena itu, untuk menentukan presipitat yang memberikan pengaruh penguatan pada Cu diatas 1 wt% diperlukan penelitian lebih lanjut.

Proses dalam *artificial aging* dirangkum pada Tabel 4.5. menunjukkan adanya perbedaan dari ketiga jenis paduan tersebut. Referensi yang digunakan pada Tabel 4.5 semuanya telah dibahas pada bagian 4.5 *artificial aging*. Berikut adalah referensi yang digunakan pada Tabel 4.5. Referensi; (1) Li dkk, 2004, (2) Wang & Davidson, 2001, (3) Wang dkk, 2011, (4) Liu dkk, 2016, (5) Oullet & Samuel, 1999, (6) Dong dkk, 2019, (7) Yang dkk, 2015, (8) Mohamed & Samuel, 2012, (9) Lampiran I, (10) Rometsch&Schaffer,2002, (11) Alexopoulos & Pantelakis, 2004, (12) Tavitas-Medrano dkk, 2008, (13) Li dkk, 2006, (14) Wang dkk, 2007, (15) E. Sjölander & Seifeddine, 2011.

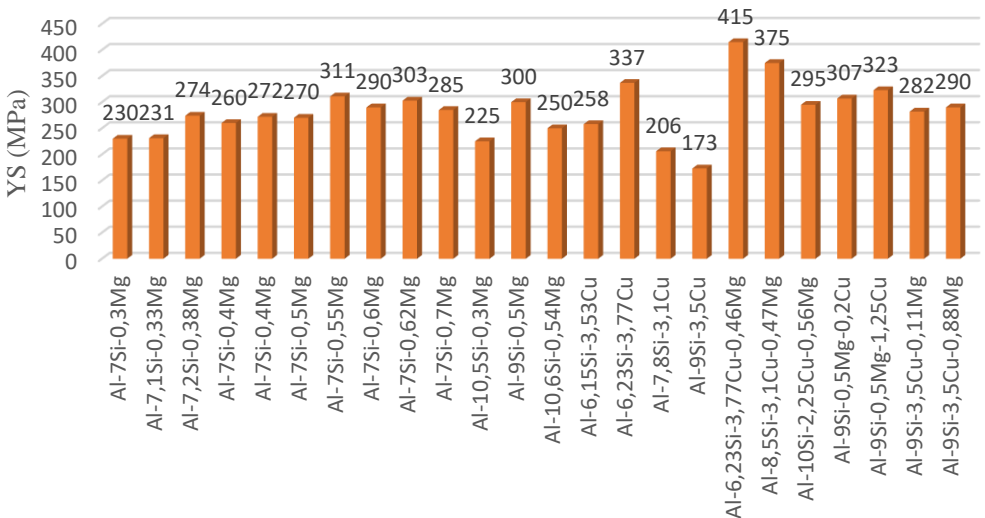
Tabel 4.5 Perbandingan proses *artificial aging* paduan Al-Si-Mg, Al-Si-Cu dan Al-Si-Cu-Mg

Proses yang terjadi	Jenis Paduan	
	Al-Si-Mg	Al-Si-Cu
Dekomposisi SSSS (DSC)	(1,2) GP zone $\rightarrow \beta''$ -Mg ₂ Si $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta$	(1,3) Gp zone \rightarrow GP zone II (θ'' -Al ₂ Cu) $\rightarrow \theta' \rightarrow \theta$
Presipitat yang terbentuk	(6) β'' -Mg ₂ Si (8) β' -Mg ₂ Si	(7) θ' -Al ₂ Cu (6) $\beta'' + \theta' + Q'$ (7) $\theta' + Q'$
Sifat mekanik <i>peak aged</i> (yield strength)	(9) 225 – 311 MPa (10,11) A356 Temp: 170-210°C Hold: 20 menit-1 jam (10) A357 Temp: 170-210°C Hold: 20 menit-1jam	(9) 173 – 337 MPa (12) A319 Temp: 170°C Hold: 8 jam (5) A319 Temp: 150°C Hold: 48 jam (15) Al-7,8Si-3Cu Temp 160°C Hold: ~100 jam
Variabel (Temperatur dan waktu) <i>aging</i> kondisi <i>peak aged</i>		(13) Al-7Si-0,45Mg-1&3Cu Temp: 160°C Hold: ~1000menit (14) Al-8Si-0,4Mg-1~4Cu Temp: 160°C Hold: ~3000menit

4.6 Perbandingan Sifat Mekanik Paduan Al-Si-Cu-Mg

Sifat mekanik paduan Al-Si-Cu-Mg bergantung pada struktur mikro paduan tersebut. Kekuatan yang maksimal didapat jika tahapan *precipitation hardening* (*SHT, quenching, aging, etc.*) berjalan dengan optimal. Kekuatan paduan yang maksimal dicapai pada kondisi *peak-aging* T6. *Peak-aging* tidak dapat diartikan sebagai kekuatan maksimal suatu paduan akibat *precipitation hardening*. Dapat dilihat pada Gambar 4.59 paduan Al-Si-Cu-Mg, semua paduan tersebut merupakan *peak-aged* T6 berdasarkan referensi penelitian (pada Lampiran I) menghasilkan kekuatan yang berbeda-beda meskipun komposisi paduan utamanya relatif sama.

Yield Strength Berbagai Paduan Al-Si-Cu-Mg T6



Gambar 4.59 YS pada kondisi *peak aged* T6 Al-Si-Mg-Cu dari berbagai penelitian

Perbedaan pada *yield strength peak aged* T6 dapat disebabkan oleh beberapa faktor pada setiap tahapan *precipitation hardening* atau bahkan sebelumnya. Paramater pengecoran yang

tidak baik dapat mengakibatkan *defect* pada paduan seperti inklusi, porositas dan lain sebagainya yang memberikan pengaruh negatif terhadap kekuatan paduan *as-cast* maupun setelah *aging*. Proses pengecoran bukan merupakan pembahasan pada *papers review* ini. Adanya *impurities* dapat menyebabkan fasa intermetalik yang tidak diinginkan sehingga menurunkan sifat mekanik seperti pada penelitaian Wang & Davidson 2001. Paduan *as-cast* walaupun memiliki komposisi paduan utama yang sama, dapat memiliki SDAS dan struktur mikro yang berbeda, disebabkan oleh penambahan unsur ataupun kecepatan solidifikasi yang berbeda. Seperti pada penelitian Pedersen & Arnberg 2000; Samuel dkk 2000 dan lain sebagainya. Penambahan beberapa unsur juga dapat memberikan efek negatif dengan membentuk fasa intermetalik yang tidak diinginkan. Dapat dilihat pada sub-bab 4.1.

Pada tahap *solution treatment* SDAS dan struktur mikro mempengaruhi waktu yang dibutuhkan untuk melarutkan partikel Mg dan Cu. Jika partikel Mg dan Cu tidak larut maka kemampuan untuk presipitasi dari suatu paduan berkurang ditunjukkan pada penelitan Li dkk 2003; Cerri dkk 2000. Proses homogenisasi dan *spheroidize* Si juga menentukan sifat mekanik, morfologi partikel Si kondisi *as-cast* menentukan lamanya proses SHT dapat dilihat pada penelitan Lados dkk 2010. Lihat pada sub-bab 4,2.

Pada tahap *quenching*, adanya presipitat *quench* dapat menurunkan sifat mekanik akhir paduan dikeranakan presipitat yang dapat tumbuh saat *aging* berkurang. Presipitat *quench* juga tidak dapat memberikan efek penguatan pada paduan T6 karena pada saat *peak-aged* presipitat *quench* sudah tidak koheren pada matriks. Adanya presipitat *quench*, *quench rate* dan pengaruhnya terhadap kekuatan ditunjukkan oleh penelitan Murat Tiryakioglu 2007; E.Sjölander & Seifeddine 2010 dan dapat dilihat pada sub-bab 4.3.

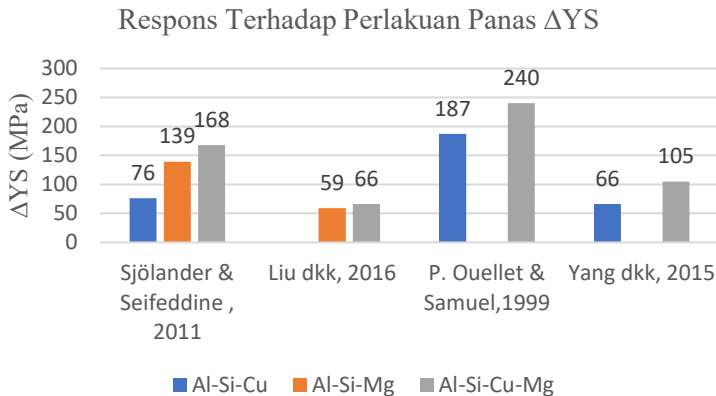
Pada tahap setelah *quenching* dapat terjadi proses *natural aging* yang dapat mengakibatkan kekuatan naik, tetap ataupun turun, bergantung pada susunan (kluster) atom yang terbentuk selama proses *natural aging*. Kekuatan dapat naik jika terdapat

unsur paduan yang mempengaruhi proses presipitasi, Kekuatan dapat turun jika kluster atom yang terbentuk telah melebihi *critical radius* sehingga presipitat yang terbentuk mengalami *overaged*, dan kekuatan maksimal dapat tetap jika kluster atom yang terbentuk dapat larut dalam proses *aging*. Seperti dijelaskan pada penelitian Moller dkk 2007; T. Pabel dkk 2007; Jacobs 1999. Penjelasan lebih lanjut dapat dilihat pada sub-bab 4.4

Pada tahap terakhir *artificial aging* penentuan variabel *aging* (temperatur dan *holding time*) sangatlah penting untuk presipitasi terjadi secara optimal. Secara umum temperatur *aging* yang lebih tinggi membentuk presipitat yang lebih kasar dan pada temperatur lebih rendah presipitat yang terbentuk lebih halus. Perbedaan temperatur menyebabkan *holding time* yang berbeda untuk mencapai kekuatan *peak aging* yang optimal. Terdapat temperatur atau *range* temperatur tertentu untuk mendapatkan hasil *precipitation hardening* yang maksimal. Ditunjukkan pada penelitian Rometsch & Schaffer 2002; Alexopoulos & Pentelakis 2004; Tavitas-Medrano 2008; Ouellet & Samuel 1999; E. Sjölander & Seifeddine 2011; Dong dkk, 2019; Yang dkk, 2015; Wang dkk 2007. Pada tahap *artificial aging* perlu juga diketahui batas waktu terjadinya *overaged* pada suatu paduan sehingga klaim kondisi *peak aged* benar-benar tepat, bukan kondisi *under aged*.

Pengaruh dari tahapan awal sampai *artificial aging* mengakibatkan perbedaan kekuatan *YS* seperti yang tergambarkan pada Gambar 4.59. Sehingga penggunaan istilah kekuatan *peak aged* mengacu pada sifat mekanik tertinggi yang dihasilkan oleh suatu proses *aging* atau T6, bukan kekuatan optimum yang dapat dicapai akibat *precipitation hardening*. Jika ingin kekuatan yang dihasilkan adalah optimal akibat *precipitation hardening* maka perlu setiap tahapan proses mulai dari kondisi *as-cast* sampai dengan *artificial aging* diperhatikan dan dilakukan dengan baik. Paduan Al-Si-Cu nilai *peak aged* nya tersebar pada *range* yang besar dan juga rendah, dikarenakan sulitnya mencapai proses perlakuan panas yang optimal pada setiap tahapannya. Sehingga

kekuatan / kekerasan optimum yang dicapai oleh *precipitation hardening* sulit dicapai.

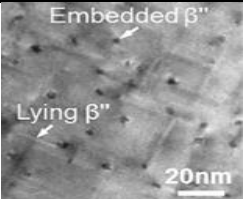
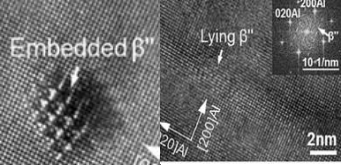
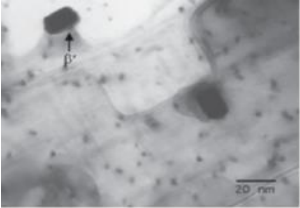


Gambar 4.60 Grafik ΔYS dari berbagai penelitian

Jika hanya melihat dan membandingkan kekuatan *peak-aged* maka sulit didapatkan kesimpulan paduan yang memberikan respons perlakuan panas terbaik, dikarenakan pada setiap tahapan perlakuan panas memberikan pengaruh terhadap sifat mekanik (kekuatan) akhir paduan. Perbandingan sifat mekanik *peak-aged* dari penelitian yang berbeda juga sulit dilakukan karena faktor yang sama. Dengan melihat perubahan nilai kekuatan luluh kondisi *as-cast* dan T6 (ΔYS), pada Gambar 4.60 (lebih detail pada Lampiran II) dapat diamati paduan Al-Si-Cu-Mg memiliki perubahan kekuatan tertinggi dibandingkan dengan paduan Al-Si-Mg dan Al-Si-Cu. Perbedaan nilai ΔYS diakibatkan kondisi kekuatan *peak aged* yang berbeda jauh, sehingga perbandingan nilai ΔYS antar penelitian tidak perlu dilakukan. Kesamaan yang didapat dari empat contoh hasil penelitian tersebut adalah paduan Al-Si-Cu-Mg memiliki ΔYS tertinggi, paduan Al-Si-Mg memiliki ΔYS lebih rendah dibandingkan paduan Al-Si-Cu-Mg, dan paduan Al-Si-Cu memiliki ΔYS terendah.

Dengan telah dibahasnya pertumbuhan presipitat pada sub-bab 4.6 maka dapat disimpulkan secara umum perpaduan presipitat β' - Mg_2Si , θ' - Al_2Cu dan Q' - $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$ pada paduan Al-Si-Cu-Mg memberikan peningkatan kekuatan tertinggi, diikuti oleh presipitat β'' - Mg_2Si pada paduan Al-Si-Mg dan presipitat θ' - Al_2Cu pada paduan Al-Si-Cu memberikan peningkatan kekuatan atau efek *precipitation hardening* terendah. Namun, perlu diperhatikan komposisi paduan dan presipitat yang terbentuk, tidak selalu paduan Al-Si-Cu-Mg memiliki kekuatan tertinggi bergantung pada presipitat yang terbentuk dan pengaruhnya terhadap sifat mekanik seperti yang terangkum pada Tabel 4.6

Tabel 4.6 Pengaruh presipitat terhadap sifat mekanik paduan

Paduan (jenis presipitat)	Gambar	Mofologi	Pengaruh terhadap sifat mekanik
Al-Si-Mg (β'' - Mg_2Si) Dong dkk, 2019	 	Tertanam/berada pada matriks (koheren) α -Al. Morfologi: <i>rod</i> Ukuran : $\sim 2nm$	Peningkatan kekuatan tertinggi pada kondisi <i>peak</i> <i>aged</i> untuk paduan Al-Si- Mg (efek Friedel)
Al-Si-Mg (β' - Mg_2Si) Mohamed & Samuel, 2012		Semikoheren dengan matriks Morfologi: <i>rod</i> ukuran: $\pm 20nm$	Peningkatan kekuatan lebih rendah dibandingkan presipitat β - Mg_2Si (mekanisme Orowan)

Al-Si-Cu
(θ' -Al₂Cu)

Yang dkk,
2015

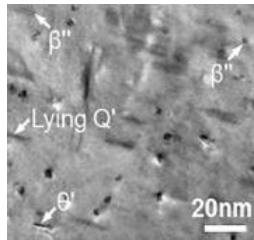


θ' -Al₂Cu
semikoheren
dengan matriks
Morfologi: *plate*
Ukuran: 20-60nm

Peningkatan
kekutan
tertinggi pada
kondisi *peak*
aged untuk
paduan Al-Si-
Cu (mekanisme
Orowan)

Al-Si-Cu-
Mg
(β'' +Q'+ θ)

Dong dkk,
2019

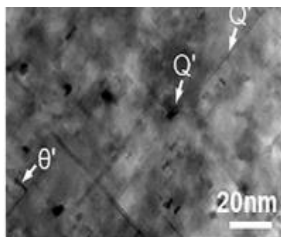


β'' koheren, Q' &
 θ' semikoheren
dengan matriks
Morfologi:
 β' *rod*
 θ' *plate*
Q' *plate/ganul*

Peningkatan
kekutan tinggi
akibat
perpaduan
presipitat
 β'' +Q'+ θ' .

Al-Si-Cu-
Mg
(θ' +Q')

Dong dkk,
2019

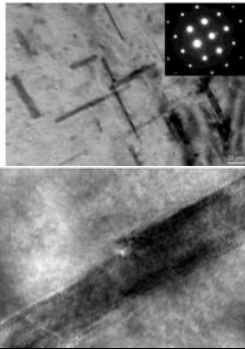


θ' dan Q' koheren
Morfologi :
 θ' *plate*
Q' *plate/ganul*

β'' telah
tergantikan
dengan Q'+ θ' ,
precipitate
density
berkurang,
namun jumlah
dan ukuran
presipitat Q'+ θ'
terus bertambah.
Peningkatan
kekuatan lebih
tinggi
dibandingkan
 β'' , Q', θ' .

Al-Si-Cu-
Mg
(θ' + Q')

Yang dkk,
2015



θ' & Q'
semikoheren.
Morfologi:
 θ' *plate*
 Q' *short rod-*
shaped / granul
Ukuran:
 Q' 20-50nm
 θ' > 60nm

Q'
menggantikan
 θ' sehingga
peningkatan
kekuatan
berkurang,
dibandingkan
paduan dengan
presipitat θ' saja

BAB V KESIMPULAN DAN SARAN

5.1 Kesimpulan

Adapun kesimpulan dari *papers review* ini adalah sebagai berikut:

1. Pengaruh perlakuan panas terhadap struktur mikro dapat ditinjau dari setiap tahapan proses perlakuan panasnya sebagai berikut:
 - a. Struktur mikro dipengaruhi mulai dari kondisi *as-cast*. Paduan Al-Si-Cu memiliki ciri yaitu fasa θ -Al₂Cu. Pada paduan Al-Si-Mg terbentuk fasa β -Mg₂Si. Paduan Al-Si-Cu-Mg memiliki ciri yaitu fasa Q-Al₄Cu₂Mg₈Si₇. Fasa yang pasti terbentuk untuk semua paduan adalah matriks α -Al dan Si eutektik. Fasa intermetalik lain dapat muncul seperti β -Al₅FeSi, π -Al₈Mg₃FeSi₆ dan fasa lainnya, bergantung pada komposisi paduannya. Penambahan beberapa unsur modifikasi dapat mengubah morfologi Si eutektik, SDAS dan fasa intermetalik yang terbentuk.
 - b. *Solution heat treatment* bertujuan untuk melarutkan Mg dan Cu, homogenisasi dan *spheroidized* Si. Secara umum larutnya fasa Mg₂Si berlangsung secara cepat, sedangkan fasa Al₂Cu membutuhkan waktu yang lama. Lamanya Al₂Cu larut karena *diffusion rate* Cu dalam Al dan temperatur SHT yang digunakan rendah akibat fasa yang mengandung Cu dapat *melting*. Fasa intermetalik lain sulit untuk larut seperti β -Al₅FeSi, α -Al₁₅(Fe,Mn,Cr)₃Si₂.
 - c. Proses *quenching* dianggap baik jika presipitat *quench* tidak terbentuk. Kekuatan paduan setelah T₆ meningkat seiring dengan penambahan *quench rate*. Namun, *quench rate* diatas 4°C/s tidak memberikan penambahan kekuatan yang signifikan. Untuk melihat

- quench rate* yang dibutuhkan dan korelasinya dengan sifat mekanik dapat digunakan TTP diagram.
- d. *Natural aging* sebelum proses *artificial aging* mengakibatkan pembentukan kluster atom. Jika kluster atom yang terbentuk lebih besar dari *critical radius*, kluster atom ini stabil dan terus tumbuh. Jika tidak dapat kembali larut.
 - e. *Artificial aging* pada paduan Al-Si-Mg presipitat yang memberikan efek *precipitation hardening* adalah β'' -Mg₂Si dalanjutkan presipitat β' . Paduan Al-Si-Cu presipitat yang terbentuk adalah θ' -Al₂Cu semi-koheren. Untuk Al-Si-Cu-Mg kombinasi presipitat β'' -Mg₂Si, θ' -Al₂Cu dan Q'-Al₄Cu₂Mg₈Si₇ dapat terbentuk. β'' -Mg₂Si keberadaannya tidak dapat dipertahankan dengan adanya unsur Cu, walaupun sedikit, dapat membentuk fasa Q'. Fasa intermetalik lain dan partikel Si *spheroidized* yang tidak terpengaruh pada tahapan sebelumnya tidak berubah saat tahapan *aging*.
2. Kekuatan dan kekerasan paduan yang tinggi akibat *precipitation hardening* dapat diamati setelah proses *aging*. *Range* kekuatan luluh *peak aged* untuk paduan Al-Si-Cu-Mg berkisar pada 290-415 MPa, Paduan Al-Si-Mg berkisar pada 225-311 MPa, paduan Al-Si-Cu berkisar pada 173-337 MPa. Pengaruh *precipitation hardening* dilihat dari perubahan sifat mekanik kondisi *as-cast* dan T6. Paduan Al-Si-Cu-Mg dengan presipitat θ' -Al₂Cu dan Q'-Al₄Cu₂Mg₈Si₇ memberikan pengaruh *pericipation hardening* terbesar (dapat meningkatkan YS ~240 MPa) diikuti dengan paduan Al-Si-Mg presipitat β'' -Mg₂Si dan paduan Al-Si-Cu presipitat θ' -Al₂Cu yang memberikan pengaruh lebih rendah.

5.2 Saran

Papers review ini telah membahas proses *precipitation hardening* dengan perlakuan panas *solution treatment-artificial aging* (T6). Pembahasan terkait perlakuan panas lain seperti *natural aging* (T4) dan *over aging* (T7) diperlukan untuk memahami pengaruhnya terhadap struktur mikro dan sifat mekanik paduan Aluminium. Paduan *cast* aluminium juga sangat dipengaruhi oleh komposisi paduan, teknik manufaktur serta variabel pengeceoran yang dilakukan, sehingga perlu dipelajari lebih lanjut. Aplikasi dari paduan aluminium pada temperatur tinggi memerlukan pembahasan lebih lanjut karena dapat memberikan pengaruh perlakuan panas seperti *re-aging* pada paduan aluminium.

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

DAFTAR PUSTAKA

- .--,ASM Volume 15. 1992. **ASM Metal handbook volume 15 Casting**. Washington D.C: ASM International.
- .--,ASM Volume 2. 1990. ASM Metal Hanbook. **ASM Metal Handbook volume 2 Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Washington D.C: ASM International.
- ASM Volume 3. 1992. **ASM Volume 3 Alloy Phase Diagrams**. Washington D.C: ASM International.
- ASM Volume 4. 1992. **ASM Metal Handbook Volume 4 Heat Treating**. Washington D.C: ASM International.
- Abdelaziz, & Hassan, A. M. 2018. **Microstructural and Mechanical Characterization of Transition ELEMENTS-Containing Al-Si-Cu-Mg Alloys**. Quebec: University OF Quebec at Chicoutimi.
- Alexopoulos, N., & Pantelakis, S. 2004. "Quality evaluation of A357 cast aluminum alloy specimens subjected to different artificial aging treatment". **Materials and Design** **25**, 419-430.
- Anwar, U.-H. 2018. **A Beginners' Guide to Scanning Electron Microscopy**. Dhahran: Springer Nature Switzerland AG .
- Avner, S. H. 1974. **Introduction To Physical Metallurgy** . New York: McGRAW-HILL.
- Bayuzen, A. 2019. **Pengaruh Variasi Temperatur Aging Dan Waktu Tahan Terhadap Kekuatan, Kekerasan Dan Struktur Mikro Pasuan Al339 Untuk Aplikasi Piston Mahle M124**. Surabaya: Departemen Teknik Material FTI-ITS.
- Beroual, S., Bומרزoug, Z., Paillard, P., & Yann, B.-P. 2018. "Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys". **Journal of Alloys and Compounds** **784**, 1026-1035.

-
- Brown, J. 1999. **Non-Ferrous Foundryman's**. Oxford: Foseco International Ltd.
- Callister, W. D. 2009. **Materials Science and Engineering An introduction**. Utah: John wiley & sons, Inc.
- Cerri, E., Evangelista, E., Spigarelli, S., Cavaliere, P., & DeRiccardis, F. 2000. "Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminum alloy". **Materials Science and Engineering A284**, 254-260.
- Djurđjevič, M. B., & Grzinčič, M. A. 2012. "The Effect of Major Alloying Elements on the Size of Secondary Dendrite Arm Spacing in the As-Cast Al-Si-Cu Alloys". **Archives of Foundry Engineering Vol.12**, 19-24.
- Dong, X., Amirkhanlou, S., & Ji, S. 2019. "Formation of strength platform in cast Al-Si-Mg-Cu alloys". **Scientific Reports**, 1-11.
- Dons, A. L. 2001. "Homogenization Model for Industrial Aluminum Alloy". **Journal of Light Metals 1**, 133-149.
- Eskin, D. 2003. "Decomposition of supersaturated solid solutions in Al-Cu-Mg-Si alloys". **Journal of materials science 38**, 279-290.
- Evancho, J., & Staley, J.1974. "Kinetics of Precipitation in Aluminum Alloys During Continuous Cooling". **METALLURGICAL TRANSACTIONS Volume 5**, 43-48.
- Fink, W., & Willey, L. 1947. "Quenching of 75S Aluminum Alloy". **TP 225 Metals Technology**, 414-428.
- Fultz, B., & Howe, J. 2008. **Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials**. Liepzig: Springer Berlin Heidelberg.
- Ginting, A. B., Indaryati, S., & Setiawan, J.2005. "Penentuan Paramater Uji dan Ketidakpastian Pengukuran Kapasitas Panas Pada Differential Scanning Calorimeter". **Jurnal Teknologi Bahan Nuklir Vol. 1 No. 1, 1**, 1-57.
-

-
- Groover, M. P. 2010. **Fundamentals of Modern Manufacturing ; Matreials,Process, and Systems**. Pennsylvania: John Wiley & Sons, INC.
- Haidemenopoulos, & Gregory, N. 2018. **Physical metallurgy : principles and design**. Boca Raton: Taylor & Francis;CRC Press.
- Hatch, J. E. 1984. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. ASM International.
- Hernandez-Sandoval, J., Garza-Elizondo, G., Samuel, A., Valtierra, S., & Samuel, F. 2014. The ambient and high temperature deformation behavior of Al–Si–Cu–Mg alloy with minor Ti, Zr, Ni additions. **Materials and Design**, 89-1011.
- Hwang, J., Doty, H., & Kaufman, M. 2008. "The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al–Si–Cu casting alloys". **Materials Science and Engineering A** **488**, 496-504.
- Jacobs, M. 1999. **TALAT Lecture 1204 Precipitation Hardening**. Birmingham: EAA, The University of Birmingham, UK,.
- Jarfors, A., & Seifeddine, S. 2015. Metal Casting. In A. Y. Nee, **Handbook of Manufacturing Engineering and Technolohy** (p. 309). Singapore: Springer.
- Javidani, M., Larouche, D., & Chen, X. G. 2016. "Dissolution of Cu/Mg Bearing Intermetallics in Al-Si Foundry Alloys". **Metallurgical and materials transactions A**, 1-13.
- Kang, H., Kida, M., Miyahara, H., & Ogi, K. 1999. "Age-hardening characteristics of Al–Si–Cu-base cast alloys". **AFS Trans.** **27**, 507-515.
- Kaufman, J. G., & Elwin, L. R. 2004. **Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications**. United States of America: ASM International.
- Knipling, K. E., Dunand, D. C., & Seidman, D. N. 2006. "Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based
-

- alloys" – A review. **Zeitschrift für Metallkunde**, 246-265.
- kumar, H. 2005. "Aluminium - Magnesium - Silikon Ternery Phase Diagram". In N. c. K.C. Hari kumar, **Light Metal Systems. Part 3** (p. 165). stuttgart: Springer.
- Lados, D. A., Apelian, D., & Wang, L. 2010. "Solution Treatment Effects on Microstructure and Mechanical". **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**, 171-181.
- Lasa, L., & Rodriguez-Ibabe, J. M. 2004. "Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during solution treatment". **Journal of materials science** **39**, 1343-1355.
- Li, R., Li, R., Zhao, Y., Guan, H., & Hu, Z. 2004. "Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy". **Materials Letters** **58**, 2096-2101.
- Li, Y. J., Brusethaug, S., & Olsen, A. 2006. "Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi7Mg0.5 alloy during aging treatment". **Scripta Materiala** **54(1)**, 99-103.
- LI, Z., Samuel, A. M., Samuel, F. H., Ravindran, C., & Valtierra, L. 2003. "Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl₂ phase in Al-Si-Cu 319 alloys". **Journal of materials science** **38**, 1203-1208.
- Liščic, B., Tensi, H. M., Canale, L. C., & Totten, G. E. 2010. **Theory and Technology of Quenching**. Boca Raton: Taylor and Francis Group.
- Liu, H., Li, L., Niu, J., & Gao, J. 2016. "Effect of Mg and Cu Additions on Microstructure and Mechanical Properties of Squeeze Casting Al-Si-Cu-Mg Alloy". **Materials Science Forum Vol. 850**, 511-518.
- Loffler, A., & Zendagini, A. 2015. "Quaternary Al-Cu-Mg-Si Q Phase: Sample Preparation, Heat Capacity Measurement and First-Principles Calculation". **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**.

-
- MAHLE GmbH. 2016. **Pistons and engine testing**. Stuttgart: Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH.
- Miao, W., & Laughlin, D. 2000. "Effects of Cu Content and Preaging on Precipitation Characteristics in Aluminum Alloy 6022". **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A**, 361,371.
- Milkereit, B., Frock, H., Schick, C., & Kessler, O. 2014. "Continuous cooling precipitation diagram of cast aluminium alloy Al-7Si-0.3Mg". **Trans. Nonferrous Met. Soc. China** **24**, 2025-2034.
- Mohamed, A., & Samuel, F. 2012. "A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys. In F. Czerwinski", **Heat Treatment – Conventional and Novel Applications** (pp. 56-72). Quebec: IntechOpen.
- Mohamed, A., Samuel, F., & Alkahtani, S. 2013. "Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al-Si-Mg-Cu cast alloys". **Materials Science & Engineering A** **577**, 64-72.
- Moller, H., Govender, G., & Stumpf, W. 2007. "Natural and artificial aging response of semisolid metal processed Al-Si-Mg alloy A356". **International Journal of Cast Metals Research Vol. 20 No. 6**, 339-346.
- Murali, S., Arunkumar, Y., Chetty, P., Raman, K., & Murthy, K. 1997. "The Effect of Preaging on the Delayed Aging of Al-7Si-0.3Mg". **JOM** **49**, **The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)**, 29-33.
- Ouellet, P., & Samuel, F. 1999. "Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319 type aluminium casting alloys". **Journal of materials science** **34**, 4671-4697.
- Pabel, T., Geier, G. F., Rockenschaub, H., & Hopfinger, M. 2007. "Improved mechanical properties of the high pressure die casting alloy AlSi9Cu3(Fe)(Zn) as a result of the combination of natural and artificial ageing". **Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.)** **98**, 516-522.
-

-
- Pedersen, L., & Arnberg, L. 2001. "The Effect of Solution Heat Treatment and Quenching Rates on Mechanical Properties and Microstructures in AlSiMg Foundry Alloys". **Metallurgical and materials transactions a volume 32A**, 525-533.
- Rometsch, P. A., Arnberg, L., & Zhang, D. L. 1999. "Modelling dissolution of Mg₂Si and homogenisation in Al-Si-Mg casting alloys". **International Journal of Cast Metals Research**, 1-8.
- Rometsch, P., & Schaffer, G. 2002. "An age hardening model for Al-7Si-Mg casting alloys". **Materials Science and Engineering A325**, 424-434.
- Samuel, A. M., Pennors, A., Villeneuve, C., Samuel, F. H., Doty, H. W., & Valtierra, S. 2000. "Effect of cooling rate and Sr-modification on porosity and Fe-intermetallics formation in Al-6.5%Si-3.5% Cu-Fe alloys". **International Journal of Cast Metals Research**, 231-253.
- Samuel, A., Gauthier, J., & Samuel, F. 1996. "Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al₂Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment". **Metall. Mater. Trans. A 27**, 1785-1798.
- Seifeddine, S., Svensson, I. L., & Timelli, G. 2006. "On the influence of quenching rate on the microstructural and mechanical properties of aluminium cast alloys A356 and A354". **International Foundry Research / Giessereiforschung 59**, 1-9.
- Shaha, S., Czerwinski, F., Kasprzak, W., Friedman, J., & Chen, D. 2015. "Ageing characteristics and high-temperature tensile properties of Al-Si-Cu-Mg alloys with micro-additions of Cr, Ti, V and Zr". **Materials Science and Engineering: A Volume 652**, 353-364.
- Sigworth, G. K. 1983. "Theoretical and practical aspects of the modification of Al-Si alloys". **AFS Transactions**, 7-16.
-

-
- ^bSjölander, E., & Seifeddine, S. 2010. "Optimisation of solution treatment of cast Al–Si–Cu alloys". **Materials and Design** **31**, s44-s49.
- Sjölander, E., & Seifeddine, S. 2010. "The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys". **Journal of Materials Processing Technology**, 210.
- Sjölander, E., & Seifeddine, S. 2011. "Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys". **Materials Science and Engineering A** **528**, 7402-7409.
- Sjölander, E., & Seifeddine, S. 2013. "Optimization of Solution Treatment of Cast Al-7Si-0.3Mg and Al-8Si-3Cu-0.5Mg Alloys". **Metallurgical and materials transactions A**, 1-12.
- Sjölander, E., Seifeddine, S., & Fracasso, F. 2015. "Influence of Quench Rate on the Artificial Ageing Response of an Al-8Si-0.4Mg Cast Alloy". Switzerland: **Trans Tech Publications**.
- Sokowski, J., Sun, X.-C., Byczynski, G., Northwood, D., Penrod, D., & Thomas, R. 1995. "The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminum alloys by a two-stage solution heat treatment". **Journal of Materials Processing Technology** **53**, 385-392.
- Staley, J. T. 1987. "Quench Factor Analysis of Aluminium Alloy". **The Institute of Metals, Material Science and Technology Vol.3**, 923-936.
- Starink, M. J. 2004. "Analysis of aluminium based alloys by calorimetry: quantitative analysis of reactions and reaction kinetics". **International Materials Reviews**, **49:3-4**, 191-226.
- Steinbach, S., & Ratke, L. 2007. "Effects of controlled convections on dendritic microstructure and segregation during microgravity-solidification". **18th ESA Symposium on 'European Rocket and Balloon Programmes and Related Research'**, (p. 373). Visby: ESA SP-647.
-

-
- Tavitas-Medrano, F., Gruzleski, J., Samuel, F., Valtierra, S., & Doty, H. 2008. "Effect of Mg and Sr-modification on the mechanical properties of 319-type aluminum cast alloys subjected to artificial aging". **Materials Science and Engineering A** **480**, 356-364.
- Taylor, J. A., John, D. H., Barresi, J., & Couper, M. J. 2000. "An empirical analysis of trends in mechanical properties of T6 heat treated Al-Si-Mg casting alloys". **International Journal of Cast Metals Research**, 419-430.
- ^bTaylor, J., John, D. S., Barresi, J., & Couper, M. 2000. "Influence of Mg Content on the Microstructure and Solid Solution Chemistry of Al-7%Si-Mg Casting Alloys During Solution Treatment". **Materias Science Forum vols. 331-337**, 277-282.
- Tian, L., Guo, Y., Li, J., Wang, J., Duan, H., Xia, F., & Liang, M. 2018. "Elevated re-aging of a piston aluminium alloy and effect on the microstructure and mechanical properties". **Materials Science & Engineering A**, **738**.
- Tiryakioglu, M., & Shuey, R. T. 2007. "Quench Sensitivity of an Al-7 Pct Si-0.6 Pct Mg Alloy: Characterization and Modeling". **Metallurgical and materials transactions b volume 38B**, 575-583.
- Wang, G., Sun, Q., Feng, L., Hui, L., & Jing, C. 2007. "Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys". **Materials and Design** **28**, 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 Vols 146-147**, 1667-1672.
- Wang, Q. G., & Davidson, C. J. 2001. "Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys". **Journal of materials science** **36**, 739-750.
- Williams, D. B., & Carter, C. B. 2009. **Transmission Electron Microscopy A Textbook for Materials Science**. New York: Springer Science + Business Media.
-

- Wirawan, M. R. 2019. *Studi Pengaruh Perlakuan Panas Natural Aging Terhadap Struktur Mikro, Sifat Mekanik, Dan Konduktivitas Listrik Padaun Aluminium 6061*. Surabaya: Departemen Teknik Material FTI-ITS.
- Yamagata, H. 2005. **The science and technology of materials in**. Boca Raton: Woodhead Publishing Limited.
- Yang, H., Ji, S., Yang, W., Wang, Y., & Fan, Z. 2015. "Effect of Mg level on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys". **Materials Science & Engineering A**, 1-29.
- Yıldırım, M., & Özyürek, D. 2013. "The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys". **Materials and Design** **51**, 767-774.
- Zamani, M., Toschi, S., Mori, A., Ceschini, L., & Seifeddine, S. 2019. "Effect of Mo Addition on Room and High Temperature Tensile Behavior of Al-Si-Cu-Mg Alloy in As-Cast and Heat-Treated Conditions". **Advanced Materials Research vol.1155**, 71-79.
- Zhang, D., & Zheng, L. 1996. "The Quench Sensitivity of Cast Al-7 Wt Pct Si-0.4 Wt Pct Mg Alloy". **Metallurgical and materials transactions volume 27a**, 3991.
- Zolotarevsky, V. S., Belov, N. A., & Glazoff, M. V. 2007. **Casting Aluminum Alloys**. Moscow: Elsevier.

(Halaman ini sengaja dikosongkan)

LAMPIRAN

Lampiran I

No	Paduan	YS (Mpa)	Referensi
1	Al-7Si-0,3Mg	230	J.A Taylor dkk, 2000
2	Al-7,1Si-0,33Mg	231	E. Sjölander & Seifeddine, 2011
3	Al-7,2Si-0,38Mg	274	Zhang & Zheng,1996
4	Al-7Si-0,4Mg	260	J.A Taylor dkk, 2000
5	Al-7Si-0,4Mg	272	Rometsch dkk, 2002
6	Al-7Si-0,5Mg	270	J.A Taylor dkk, 2000
8	Al-7Si-0,55Mg	311	Alexopoulus & Pantelakis, 2004
9	Al-7Si-0,6Mg	290	J.A Taylor dkk, 2000
10	Al-7Si-0,62Mg	303	Rometsch dkk, 2002
11	Al-7Si-0,7Mg	285	J.A Taylor dkk, 2000
12	Al-10,5Si-0,3Mg	225	Haijun Liu dkk, 2016
13	Al-9Si-0,5Mg	300	Xixi Dong dkk, 2019
14	Al-10,6Si-0,54Mg	250	Haijun Liu dkk, 2016
15	Al-6,15Si-3,53Cu	258	Tavitas-Medrano dkk, 2008
16	Al-6,23Si-3,77Cu	337	Ouellet & Samuel,1999
17	Al-7,8Si-3,1Cu	206	E. Sjölander & Seifeddine, 2011
18	Al-9Si-3,5Cu	173	Hailin Yang dkk, 2015
19	Al-6,23Si-3,77Cu- 0,46Mg	415	Ouellet & Samuel,1999
21	Al-8,5Si-3,1Cu- 0,47Mg	375	E. Sjölander & Seifeddine, 2011
22	Al-10Si-2,25Cu- 0,56Mg	295	Haijun Liu dkk, 2016
23	Al-9Si-0,5Mg-0,2Cu	307	Xixi Dong dkk, 2019
24	Al-9Si-0,5Mg-1,25Cu	323	
25	Al-9Si-3,5Cu-0,11Mg	282	Hailin Yang dkk, 2015
26	Al-9Si-3,5Cu-0,88Mg	290	

 Lampiran II

No	Paduan	Respons terhadap perlakuan panas ΔYS (Mpa)	Referensi
1	Al-8Si-3Cu	76	Sjölander & Seifeddine , 2011
2	Al-7Si-0,33Mg	139	Sjölander & Seifeddine , 2011
3	Al-8Si-3Cu-0,47Mg	168	Sjölander & Seifeddine , 2011
4	Al-10,6Si-0,54Mg	59	Haijun Liu, 2016
5	Al-10Si-2,25Cu-0,56Mg	66	Haijun Liu, 2016
6	Al-6,23Si-3,77Cu	187	P. Ouellet,1999
7	Al-6,23Si-3,77Cu-0,46Mg	240	P. Ouellet,1999
8	Al-9Si-3,5Cu	66	Hailin Yang, 2015
9	Al-9Si-3,5Cu-0,88Mg	105	Hailin Yang, 2015

UCAPAN TERIMAKASIH

Selama proses pengerjaan tugas akhir ini, penulis banyak mendapat bantuan dari berbagai pihak. Pada kesempatan ini penulis mengucapkan banyak terima kasih kepada:

1. Keluara besar Soe'oad dan Syafei yusuf yang telah menjadi sumber motivasi dan penyemangat dalam pembuatan laporan ini, serta telah mendukung secara moril maupun materil, dan doa yang selalu dipanjatkan demi kesehatan, keselamatan, dan kelancaran dalam mengerjakan Laporan Tugas Akhir.
2. Seluruh dosen dan karyawan Departemen Teknik Material FTI-ITS yang telah membantu melancarkan Tugas Akhir penulis baik secara langsung maupun tidak langsung.
3. Teman-teman Angkatan 2016 yang telah memberikan kesan dan pelajaran yang sangat berarti bagi masa perkuliahan penulis.
4. Teman-teman kost "Bujang Lokal" yang telah berbagi rumah selama 4 tahun dengan penulis.
5. Seluruh mahasiswa Teknik material dan metalurgi yang telah menemani dan memberikan pengalaman berharga selama jenjang perkuliahan ini.
6. Teman-teman 38 ITS (Beggy, Bagos, Ucup, Icha, Yoda, PW) yang telah membantu penulis menjalani perkuliahan di ITS.
7. Na'il akbar N dan Bayu Dwi P. yang telah menjadi teman belajar penulis sampai dengan penyusunan tugas akhir.
8. Rekan-rekan Grader Teknologi Pengecoran yang turut membentuk iklim belajar untuk perkembangan penulis.
9. Teman-teman lab Metal mentul, yang telah bersama belajar dan menyelesaikan tugas akhir.
10. Teman-teman pengurus HMMT khususnya fungsio dan staff kesejahteraan mahasiswa, LDJ Ash-habul Kahfi, SC IMAC serta SC silver parade yang telah memberikan wadah bagi penulis untuk mengembangkan diri dan berkontribusi.

11. Seluruh pihak yang belum bisa dituliskan satu per satu oleh penulis. Terimakasih atas dukungan dan bantuan yang telah diberikan.

Akhir kata, semoga review paper ini dapat bermanfaat dan berguna bagi semua pihak yang membutuhkan.

Surabaya, Agustus 2020
Penulis

Muhammad Abi Rafdi
NRP 02511640000108

BIODATA PENULIS



Penulis dengan nama lengkap Muhammad Abi Rafdi lahir di Jakarta, 25 Desember 1997 dari orangtua yang bernama Sabirin Mochtar dan Dini Savitri Soe'oed. Penulis merupakan anak pertama dari tiga bersaudara. Penulis menempuh pendidikan sekolah dasar di SDI AL-Fath Cirendeui, lalu melanjutkan ke SMP dan SMA Al-Azhar 1 Kebayoran Baru, Jakarta. Penulis menempuh pendidikan tinggi di Teknik Material dan Metalurgi Institut Teknologi Sepuluh Nopember. Penulis masuk ke perkuliahan pada tahun 2016 atau angkatan MT18 serta menjadi ketua angkatan. Penulis sempat menjadi asisten lab fisika material dan grader teknologi pengecoran. Penulis juga aktif berorganisasi di HMMT menjadi staff Kesma, serta pada organisasi lainnya di LDJ Ash-habul Kahfi dan *Student Chapter* IMAC. Penulis berkesempatan mengikuti *student exchange* selama satu semester di Shibaura Institute of Technology, Jepang dan mendapatkan *scholarship* dari program tersebut. Penulis memiliki dua sertifikasi profesi di bidang inspeksi tanpa merusak yaitu *liquid penetrant testing* dan *magnetic particle testing* ASNT Level 2. Penulis memilih metalurgi manufaktur sebagai minat penelitian dan bergabung dengan laboratorium metalurgi untuk penyusunan tugas akhir.

Email : rafdi97@gmail.com