TUGAS AKHIR –TL184834

REVIEW: PENGARUH PERLAKUAN PANAS T4, T5, DAN T6 PADA PADUAN ALUMINIUM SILIKON MAGNESIUM TEMBAGA (Al-Si-Mg-Cu) TERHADAP STRUKTUR MIKRO DAN SIFAT MEKANIK UNTUK APLIKASI PISTON 4 LANGKAH

BAYU DWI PRASETYA
NRP. 02511640000073

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 T4, T5, DAN T6 PADA PADUAN ALUMINIUM SILIKON MAGNESIUM TEMBAGA (Al–Si–Mg–Cu) TERHADAP STRUKTUR MIKRO DAN SIFAT MEKANIK UNTUK APLIKASI PISTON 4 LANGKAH

BAYU DWI PRASETYA
NRP. 02511640000073

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 T4, T5, AND T6 ALUMINUM SILICON MAGNESIUM COPPER (Al-Si-Mg-Cu) HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES FOR 4 STROKE PISTON APPLICATIONS

BAYU DWI PRASETYA
NRP. 02511640000073

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

(*The page is intentionally left blank*)

REVIEW: PENGARUH PERLAKUAN PANAS T4, T5, DAN T6 PADA PADUAN ALUMINIUM SILIKON MAGNESIUM TEMBAGA (Al-Si-Mg-Cu) TERHADAP STRUKTUR MIKRO DAN SIFAT MEKANIK UNTUK APLIKASI PISTON 4 LANGKAH

TUGAS AKHIR

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

Oleh:
BAYU DWI PRASETYA
NRP 02511640000073

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 T4, T5, DAN T6 PADA PADUAN ALUMINIUM SILIKON MAGNESIUM TEMBAGA (Al-Si-Mg-Cu) TERHADAP STRUKTUR MIKRO DAN SIFAT MEKANIK UNTUK APLIKASI PISTON 4 LANGKAH

Nama : Bayu Dwi Prasetya
NRP : 02511640000073
Departemen : Teknik Material dan Metalurgi
Dosen Pembimbing 1 : Dian Mughni Fellicia, S.T., M.sc.
Dosen Pembimbing 2 : Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.

Abstrak

Penggunaan paduan Al-Si-Mg-Cu untuk material piston 4 langkah menggantikan material berbasis ferrous supaya memperoleh kerja mesin yang efisien karena massa jenis lebih ringan. Paduan aluminium tersebut dapat ditingkatkan sifat mekaniknya dengan memberikan perlakuan panas sebagai pengganti penggunaan unsur tambahan yang banyak. Perlakuan panas meliputi solution treatment – natural aging (T4), artificial aging (T5), dan solution treatment - artificial aging (T6). Efek dilakukan pemanasan, terbentuk persebaran presipitat yang rata. Terbentuknya presipitat yang lazimnya muncul pada paduan Al-Si-Mg-Cu pada perlakuan panas adalah θ-Al_2Cu, β-Mg2Si, S-Al_2CuMg, dan Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ atau sejenisnya. α-Al bertindak sebagai matrik dan disertai persebaran partikel Si. Pada uji microhardness, secara berurutan partikel dengan kekerasan terbesar adalah partkel Si, Q-$Al_5Cu_2Mg8Si_6$, θ-Al_2Cu, β-Mg2Si, dan α-Al. Fasa Q mampu tahan terhadap panas dan sulit untuk berdifusi kembali ke matrik. Jumlah fasa Q bergantung pada penambahan Cu dan Mg. Pemanasan yang mempunyai sifat mekanik optimal adalah pemanasan T6, karena energi yang diterima untuk pembentukan presipitat lebih besar. Bila dibandingkan, indeks kualitas T6 lebih tinggi.

Kata Kunci: ***Perlakuan panas, paduan aluminium, sifat mekanik, struktur mikro, dan piston 4 langkah.***

REVIEW: THE EFFECT OF T4, T5, AND T6 ALUMINUM SILICON MAGNESIUM COPPER (Al-Si-Mg-Cu) HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES FOR 4 STROKE PISTON APPLICATIONS

Student Name	**: Bayu Dwi Prasetya**
NRP	**: 02511640000073**
Department	**: Material and Metallurgical Engineering**
Advisor 1	**: Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc.**
Advisor 2	**: Ir. Rochman Rochiem, M.Sc.**

Abstract

Al-Si-Mg-Cu alloy for 4 stroke piston material replaces ferrous based material in order to obtain efficient engine work due to its lighter density. The aluminium alloy can be improved its mechanical properties by providing heat treatment instead of using the additional elements too much. The heat treatment are solution treatment - natural aging (T4), artificial aging (T5), and solution treatment - artificial aging (T6). The presence of heating makes precipitate regularity. The precipitates which commonly occur in Al-Si-Mg-Cu alloys in heat treatment are θ-Al_2Cu, β-Mg_2Si, S-Al_2CuMg, and Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ or its kind. α-Al acts as a matrix and is accompanied by the dispersion of Si particles. In the microhardness test, sequentially, the particles with the highest hardness are the Si, Q-Al5Cu2Mg8Si6, θ-Al2Cu, β-Mg2Si, and α-Al particles. Phase Q can withstand heat, and it is not easy to diffuse back to the matrix. The amount of phase Q depends on the addition of Cu and Mg. Heating that has optimal mechanical properties is T6 heating because the energy received for the formation of precipitates is more considerable compare to T4 and T5. When compared, the T6 quality index is higher.

Keywords: ***Heat treatment, aluminium alloy, mechanical properties, microstructure, and 4 stroke piston.***

(*The page is intentionally left blank*)

KATA PENGANTAR

Puji syukur penulis panjatkan kepada Allah SWT. Yang telah melimpahkan rahmat hidayah-Nya sehingga penulis dapat menyelesaikan laporan tugas akhir berjudul "**REVIEW: PENGARUH PERLAKUAN PANAS T4, T5, DAN T6 PADA PADUAN ALUMINIUM SILIKON MAGNESIUM TEMBAGA (Al-Si-Mg-Cu) TERHADAP STRUKTUR MIKRO DAN SIFAT MEKANIK UNTUK APLIKASI PISTON 4 LANGKAH"** dengan baik dan tepat waktu.

Selama penyusunan laporan ini, punulis mendapat bimbingan dan motivasi dari berbagai pihak. Pada kesempatan ini, penulis menyampaikan terima kasih kepada kepada:

1. Allah SWT yang memberikan ilmu, kesempatan, kesehatan, dan kelancaran dalam serangkaian tugas akhir.
2. Ayah, Ibu, dan kakak yang memberikan dorongan motivasi.
3. Bapak Sigit Tri Wicaksono, S.Si, M.Si, PhD. Selaku Ketua Departemen Teknik Material dan Metalurgi.
4. Ibu Dian Mughni Fellicia, S.T., M.Sc. dan Bapak Ir. Rochman Rochiem, M.Sc. selaku dosen pembimbing Tugas Akhir.

Penulis mengharapkan kritik dan saran membangun supaya mampu memberikan manfaat penelitian dan pengembangan di masa mendatang.

Surabaya, Agustus 2020
Penulis

Bayu Dwi Prasetya

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL ..... **i**
LEMBAR PENGESAHAN ..... **v**
ABSTRAK ..... **vii**
ABSTRACT ..... **ix**
KATA PENGANTAR ..... **xi**
DAFTAR ISI ..... **xiii**
DAFTAR GAMBAR ..... **xv**
DAFTAR TABEL ..... **xix**
BAB I PENDAHULUAN
1.1 Latar Belakang 1
1.2 Rumusan Masalah 3
1.3 Batasan Masalah 3
1.4 Tujuan Penelitian 3
1.5 Manfaat Penelitian 3
BAB II TINJAUAN PUSTAKA
2.1 Piston 5
2.1.1 Prinsip kerja 7
2.1.2 Tribologi 9
2.2 Sifat Mekanik 10
2.3 Struktur Mikro 11
2.4 Aluminium dan Paduannya 12
2.4.1 Silikon 15
2.4.2 Magnesium 15
2.4.3 Tembaga 16
2.5 Perlakuan Panas 17
2.5.1 T4 21
2.5.2 T5 21
2.5.3 T6 22
2.6 Diagram Fasa 22
2.6.1 Al-Si 23
2.6.2 Al-Mg 24
2.6.3 Al-Cu 25
2.6.4 Al-Si-Mg-Cu 26

2.7 Karakterisasi Material 26
2.7.1 Uji Komposisi 27
2.7.2 Uji SEM 28
2.7.3 Uji XRD 29
2.7.4 Uji TEM 30
2.7.5 Uji DSC 32
BAB III METODOLOGI REVIEW JURNAL
3.1 Diagram Alir 33
3.2 Data Pengujian 34
3.3 Ruang Lingkup Pembahasan Jurnal 36
BAB IV HASIL DAN PEMBAHASAN
4.1 Paduan Al-Si-Mg-Cu Hasil Cor 37
4.2 Perlakuan Panas T4 45
4.3 Perlakuan Panas T5 55
4.4 Perlakuan Panas T6 66
4.5 Kesesuaian Sifat Mekanik dengan Piston 82
BAB V KESIMPULAN DAN SARAN
5.1 Kesimpulan 95
5.2 Saran 96
DAFTAR PUSTAKA 97
LAMPIRAN 103
UCAPAN TERIMA KASIH 105
BIODATA PENULIS 107

DAFTAR GAMBAR

Gambar 2. 1 Fungsi piston untuk output tenaga besar 6
Gambar 2. 2 Bagian-bagian piston 8
Gambar 2. 3 Perubahan dimensi akibat termal ekspansi 9
Gambar 2. 4 Struktur mikro perbesaran 750x paduan aluminium hipoeutektik setelah proses perlakuan panas *solution treatment-artificial aging* menggunakan etsa 0,5 % HF 12
Gambar 2. 5 Temperatur *solution treatment* 18
Gambar 2. 6 Pembentukan presipitat 21
Gambar 2. 7 Diagram fasa Al-Si 23
Gambar 2. 8 Diagram fasa Al-Mg 24
Gambar 2. 9 Diagram fasa Al-Cu 25
Gambar 2. 10 Diagram fasa Al-Si-Cu-Mg 26
Gambar 2. 11 Mekanisme sinar-X pada XRF 27
Gambar 2. 12 Sketsa kerja SEM 29
Gambar 2. 13 Skema Bragg-Brentano 30
Gambar 2. 14 Uji TEM a-b *High Resolution* TEM, c-d pola SAED 31
Gambar 2. 13 Kurva puncak lebur DSC spesimen Al-11Si-0,3Mg-*x*Cu hasil cor 32
Gambar 3. 1 Diagram alir 33
Gambar 4. 1 a-b SEM pada penambahan 4,65 w.t.% Cu, c-d SEM pada penambahan 0,5 w.t.% Cu. a-b (1=silikon primer, 2=silikon eutektik, 3=Al_2Cu, 4=β-Al_5FeSi, 5=$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), c-d (1=silikon primer, 2=silikon eutektik, 3=$Al_8Mg_3FeSi_6$, 4=Mg_2Si, 5=$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) 37
Gambar 4. 2 EDS pada Al-12,85Si-1,3Mg-1,37Cu-0,11Fe hasil cor 39
Gambar 4. 3 a) SEM paduan tinggi Cu, b) pemetaan unsur Fe, c) SEM paduan rendah Cu, d) pemetaan unsur Si. (1= β-Al_5FeSi, 2=partikel Si) 39

Gambar 4. 4 Nilai kekuatan pada beda penambahan Mg: a) tanpa Mg, b) penambahan 0,46 w.t.% Mg 41
Gambar 4. 5 Material Al-12,85Si-1,3Mg-1,37Cu-0,11Fe 1) DSC, 2) Mikrografi (a= *as-cast* b) 500 ^{o}C 5 jam 46
Gambar 4. 6 Grafik nilai kekerasan tiap variasi pemanasan . 48
Gambar 4. 7 Ukuran partikel dan intensitas partikel Al-Si-Mg-Cu 49
Gambar 4. 8 TEM Al11Si0,3Mg *natural aging a) 12 jam; b; 48 jam; c)* Nilai kekerasan hasil *natural aging* 51
Gambar 4. 9 Uji DSC sampel WQ dan WQ-NA *heating rate* 10 ^{o}C/min 53
Gambar 4. 12 Sampel (a-f) setelah *artificial aging* : (a-c) sampel WQ a) TEM sampel WQ, b) HRTEM sampel WQ, c) *Fast Fourier Transform* sampel WQ dan (d-f) sampel WQ-NA *peak aging* a) TEM sampel WQ-NA, b) HRTEM sampel WQ-NA, c) *Fast Fourier Transform* (FFT) sampel WQ-NA 54
Gambar 4. 11 Struktur mikro sebelum perlakuan panas: a) hasil cor, b) tanpa *baffle* dan tanpa *grain refiner*, c) *baffle* dan tanpa *grain refiner*, d) *grain refiner* dan tanpa *baffle*, e) *baffle* dan *grain refiner* 57
Gambar 4. 12 Perubahan struktur mikro A356 setelah perlakuan panas: a) hasil cor, b) tanpa *baffle* dan tanpa *grain refiner*, c) *baffle* dan tanpa *grain refiner*, d) *grain refiner* dan tanpa *baffle*, e) *baffle* dan *grain refiner* 57
Gambar 4. 13 Struktur mikro A356 dengan pemberian *buffle crucible* dan *refiner* 59
Gambar 4. 14 Struktur mikro A356 spesimen *baffle* dan *grain refiner* setelah perlakuan panas T5 59
Gambar 4. 15 Hasil pengujian XRD perbandingan struktur mikro dengan perlakuan panas dan non perlakuan panas 60

Gambar 4. 16 a) Nilai kekerasan perlakuan panas dan non perlakuan panas, b) Nilai porositas dari spesimen A356, c) Tingkat keausan spesifik 61
Gambar 4. 17 a) Nilai kekuatan A356 perlakuan panas dan non perlakuan panas b) Perubahan elongasi 62
Gambar 4. 18 Perlakuan panas morfologi Si eutektik a) hasil cor, b) Sampel E 63
Gambar 4. 19 EDS sampel E tanpa perlakuan panas 64
Gambar 4. 20 EDS sampel E perlakuan panas T5 64
Gambar 4. 21 Grafik uji tarik Al-6Si-3,7Cu-0,46Mg pemanasan T5 65
Gambar 4. 22 SEM x5000 a) hasil cor; b) setelah *aging* 155^{o} C selama 72 jam; c) setelah *aging* 195^{o} C selama 72 jam; d) setelah *aging* 245^{o} C selama 72 jam; e) EDX sampel d 68
Gambar 4. 23 Perbandingan hasil SEM x5000 a) *aging* 245 ^{o}C selama 1 jam; b) *aging* 245^{o} C selama 72 jam . 69
Gambar 4. 24 Nilai kekuatan berdasar variasi temperatur dan waktu tahan 70
Gambar 4. 25 Garis indeks kualitas dari variasi pemanasan .. 72
Gambar 4. 26 Kurva sederhana kesimpulan sifat mekanik hasil variasi pemanasan dan waktu tahan 73
Gambar 4. 27 a) kurva kekerasan variasi penambahan Cu pada waktu tahan pemanasan, b) puncak kekerasan penambahan Cu 74
Gambar 4. 28 Hasil SEM Al-Si-Mg-Cu hasil cor dengan variasi a) Cu 0 w.t.%; b) Cu 0,4 w.t.%; c) Cu 0,85 w.t.%; d) Cu 1,25 % 74
Gambar 4. 29 (a-c) TEM *micrograph* presipitat, (d-e) difraksi elektron setiap sampel dari a-c 75
Gambar 4. 30 TEM sumbu Al (001) pada pemanasan T6 Al9Si0,5Mg (a, d, h, l= *bright field* TEM), (b, c, e, f, g, i, j, k, m, n= *high resolution* TEM): (a-c) 0 w.t.% Cu; (d-g) 0,4 w.t.% Cu; (h-k) 0,85 w.t.% Cu; (l-n) 1,25 w.t.% Cu 76

Gambar 4. 31 Perilaku presipitat pada a) fraksi volume pada hasil cor, b) ukuran presipitat setelah pemanasan T6, c) massa jenis presipitat setelah pemanasan T6 78
Gambar 4. 32 a) Uji tarik paduan Al-6,23Si-3,77Cu; b) Uji tarik paduan Al-6,23Si-3,77Cu setelah penambahan 0,46 wt.% Mg 79
Gambar 4. 33 Mikrografi perbesaran tinggi Al-6,23Si-3,77Cu-0,46Mg 80
Gambar 4. 34 SEM perubahan presipitat a) saat kekuatan puncak, b) saat *overaging* 81
Gambar 4. 35 Indeks kualitas masing-masing perlakuan panas 84
Gambar 4. 36 Nilai kekerasan masing-masing perlakuan panas 85
Gambar 4. 37 Lokasi analisis struktur mikro: Cch (*Combustion Chamber*), RG (*Rings Groove*), PB (*Pin Boss*) 86
Gambar 4. 38 Uji EDS pada material yang dilakuan *reaging* 89
Gambar 4. 39 Pemanasan kembali setelah pemanasan T6 89
Gambar 4. 40 Jumlah fasa Q tergantung unsur Mg dan Cu pada temperatur 300 ^{o}C 91
Gambar 4. 41 Koefisien termal ekspansi terhadap temperatur 92

DAFTAR TABEL

Tabel 2. 1	Karakteristik aluminium	13
Tabel 2. 2	Numenklatur aluminium tempa dan cor	14
Tabel 2. 3	Karakteristik silikon	15
Tabel 2. 4	Karakteristik magnesium	16
Tabel 2. 5	Karakteristik tembaga	17
Tabel 3. 1	Pengujian sifat mekanik dan karakterisasi	34
Tabel 3. 2	Referensi pengambilan data	35
Tabel 4. 1	Nilai kekuatan dan kekerasan variasi penambahan Cu	40
Tabel 4. 2	Fasa Mg-Si saat *aging*	43
Tabel 4. 3	Fasa Al-Cu saat *aging*	43
Tabel 4. 4	Fasa Al-Cu-Mg saat *aging*	44
Tabel 4. 5	Fasa Al-Si-Mg-Cu saat *aging*	44
Tabel 4. 6	Komposisi paduan aluminium	47
Tabel 4. 7	Komposisi Al-Si-Mg-Cu	52
Tabel 4. 8	Sampel perlakuan panas	52
Tabel 4. 9	Nilai kekuatan tarik	53
Tabel 4. 10	Komposisi paduan A356 hasil pengecoran	56
Tabel 4. 11	Penamaan spesimen uji.	56
Tabel 4. 12	Komposisi paduan Al-Si-Mg-Cu	66
Tabel 4. 13	Variasi *artificial aging* dan waktu tahan untuk material Al-Si-Mg-Cu (paduan 354)	67
Tabel 4. 14	Nilai kekuatan dan sifat mekanik piston	83
Tabel 4. 15	Nilai kekuatan tarik pemanasan F, T4, T5, dan T6	84
Tabel 4. 16	Nilai *hardness* presipitat	86
Tabel 4. 17	Perilaku presipitat pada variasi komposisi magnesium	90

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

BAB I
PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang

Sebelum digunakan aluminium sebagai piston, dahulu digunakan besi tuang pada piston. Digunakan besi tuang pada piston dan silinder mempunyai grafit pada struktur mikronya sehingga koefisiensi termal rendah. Namun, besi tuang yang berat diperlukan desain *crackshaft* dan *connecting rod* yang tebal sehingga mampu menggerakkan piston dengan aman. Karena desain dibuat tebal maka konsekuensi kerja mesin tidak efisien karena membawa beban yang berat (Yamagata, 2005). Unsur Fe yang mempunyai massa jenis lebih berat yakni 7,87 g/cm^3 bila dibandingkan dengan aluminium yakni 2,7 g/cm^3 (Groover, 2013). Sehingga material piston berbasis Fe telah digantikan oleh material aluminium. Aluminium mempunyai karakter ringan dan lebih lunak ketika dalam bentuk murni aluminium. Untuk memperoleh sifat mekanik yang bagus perlu dipadukan dengan unsur lain (Rashed & Rashid, 2017). Asosiasi Aluminium Eropa mengkaji kendaraan buatan Eropa menggunaan aluminium mampu membuat efisiensi kerja dan emisi kendaraan menurun 3,9 % per tahun (Stojanovic & Glisovic, 2016).

Pada motor, piston mempunyai peranan penting terhadap permasalahan diatas. Piston merupakan komponen mesin yang menerima tenaga hasil pembakaran untuk dilanjutkan ke *connecting rod.* Umumnya, kegagalan piston terjadi karena gaya mekanis berulang dan temperatur tinggi yang menginduksi tekanan siklik pada piston. Lubang pin piston, *crown* pada permukaan piston, dan *skirtpart* merupakan titik kritis tegangan yang mampu mengisiasi retak. Telah dilakukan penelitian mengenai kegagalan piston paduan Al-Si. Fasa intermetalik membantu perambatan retak. Pada paduan Al-Si, partikel Si primer juga berperan terhadap inisiasi patahan. Retakan dimulai pada antarmuka Al-Si dan intermetalik akibat *debonding* partikel Si dengan matriks Al.

Penyebabnya adalah lemahnya matriks Al dan rapuhnya partikel Si (Dileep, et al., 2016).

Penelitian mengenai penambahan unsur Mg dan Cu pada Al-Si sebagai piston dilakukan oleh (Hamid, 2019). Paduan tersebut dilakukan perlakuan panas variasi temperatur aging pada 40^{o}C, 80^{o}C, dan 120^{o}C dengan waktu tahan masing-masing 8, 12, 16 jam. Didapatkan kekuatan tertinggi pada 120^{o}C dengan waktu tahan 16 jam sebesar 137,67 Mpa dan 140 HB. Kekuatan material Al-Si-Mg-Cu milik (Hamid, 2019) belum memenuhi standar piston Mahle M124, namun kekerasan telah sesuai.

Dari permasalahan diatas, perlu dilakukan penambahan unsur pada paduan Al-Si, namun penggunaan unsur juga harus mempertimbangkan pengaruh massa jenis. Semakin ditambahkan unsur maka massa jenis dapat meningkat. Untuk mengatasi hal tersebut, digunakan unsur tambahan yang sedikit tetapi memberikan pengaruh sifat mekanik, yakni dengan cara memberikan perlakuan panas. Komposisi paduan dengan menambahan magnesium dapat meningkatkan kekerasan dan kekuatan karena magnesium berikatan dengan silikon membentuk presipitat Mg_2Si. Sedangkan penambahan tembaga berikatan dengan aluminium membentuk presipitat Al_2Cu. Penambahan Cu berperan dalam meningkatkan kekuatan dan kekerasan pada temperatur kerja tinggi (ASM Handbook Volume 4, 2002). Presipitat dapat muncul setelah dilakukan pengecoran juga dapat dioptimalkan dengan melakukan *solution treatment* pada temperatur diatas solvus dengan waktu tertentu supaya terbentuk *supersaturation solid solution* dan melakukan *artificial aging* guna memunculkan presipitat. Dengan adanya jumlah presipitat yang sesuai sebagai *reinforced* maka kekuatan dan kekerasan dapat maksimal. Oleh sebab itu dilakukan pembahasan mengenai pengaruh perlakuan panas pada paduan aluminium menggunakan *solution treatment-natural aging* (T4), *as cast-artificial aging* (T5), dan *solution treatment-artificial aging* (T6), sehingga diperoleh informasi mengenai perubahan struktur mikro dan sifat mekaniknya.

1.2 Rumusan Masalah

Berdasarkan latar belakang, dapat diambil rumusan masalah sebagai berikut:

1. Bagaimana pengaruh perlakuan panas T4, T5, dan T6 pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap struktur mikro?
2. Bagaimana pengaruh perlakuan panas T4, T5, dan T6 pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap sifat mekanik?
3. Bagaimana kesesuaian perlakuan panas T4, T5, dan T6 paduan Al-Si-Mg-Cu untuk aplikasi piston 4 langkah?

1.3 Batasan Masalah

Supaya diperoleh hasil akhir yang baik serta tidak menyimpang dari permasalahan, maka batasan masalah pada pembahasan ini adalah sebagai berikut:

1. Unsur minor selain Al, Si, Mg, dan Cu dianggap sebagai pelengkap.
2. Pengaruh *cooling rate* pada *solution treatment* tiap pemanasan dianggap sama.
3. Tidak menjelaskan pengaruh rasio Mg/Si.

1.4 Tujuan Review Jurnal

Dengan adanya rumusan masalah di atas, maka dapat ditarik tujuan sebagai berikut:

1. Menganalisis pengaruh perlakuan panas T4, T5, dan T6 pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap struktur mikro.
2. Menganalisis pengaruh perlakuan panas T4, T5, dan T6 pada paduan Al-Si-Mg-Cu terhadap sifat mekanik.
3. Menganalisis kesesuaian perlakuan panas T4, T5, dan T6 paduan Al-Si-Mg-Cu untuk aplikasi piston 4.

1.5 Manfaat Review Jurnal

Review Jurnal ini bermanfaat mengetahui pengaruh perlakuan panas yang optimal untuk didapatkan informasi awal mengenai perlakuan panas T4, T5, dan T6 pada paduan Al-Si-Mg-

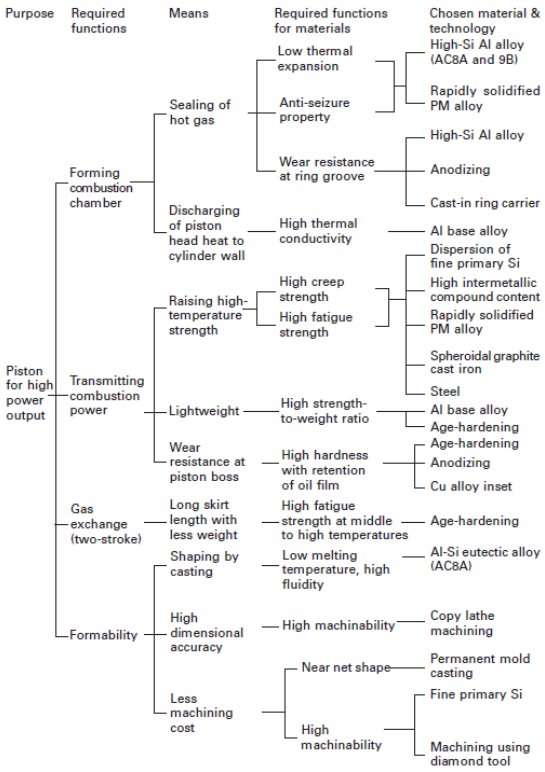
Cu sehingga didapatkan basis pengembangan produk dan pengembangan ilmu pengetahuan.

BAB II
TINJAUAN PUSTAKA

2.1 Piston

Piston merupakan bagian yang berperan melakukan kompresi pada ruang bakar. Ruang Bakar terjadi pembakaran bahan bakar bercampur oksigen yang berasal dari *intake* dapat menghasilkan tekanan besar untuk menggerakkan piston (Wjayanti & Irwan, 2014).Piston merupakan bagian komponen mesin yang berpasangan dengan silinder. Piston berperan sebagai segel, hal ini dimaksudkan untuk menyeimbangkan gaya aksi dari fluida yang bekerja pada permukaan piston. Segel ini akan lebih optimal bila pada piston terdapat *ring*. Maka bentuk piston harus presisi sesuai dengan silinder (Stolarski, 2000).

Syarat piston yakni ringan dengan bentuk yang memadai, kerugian akibat gesekan harus diminimalisir, konsumsi bahan bakar yang rendah, emisi polusi rendah, mampu beradaptasi dengan kondisi operasi, *seizure resistance* dan bekerja dengan teratur. Pada piston bila diinginkan sifat kuat pada beban statis maupun dinamis bahkan temperatur tinggi, diperlukan kriteria desain dan material. Pada desain diberikan ketebalan dinding dan pendingin yang memadai untuk disesuaikan dengan *heat flow* maupun *force flow*. Lalu, untuk kriteria desain, dapat dioptimalkan dengan memberikan perlakuan panas T5 maupun T6 pada piston produk tempa maupun cor (Mahle Gmbh, 2016). Gambar 2.1 merupakan kategori untuk mendapatkan piston sesuai kriteria.



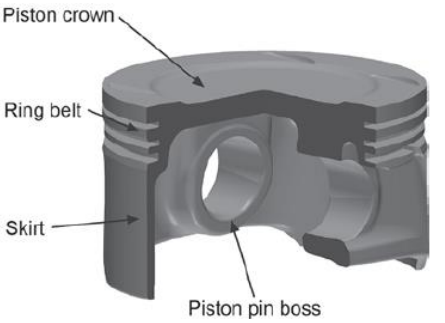
Gambar 2. 1 Fungsi piston untuk output tenaga besar (Yamagata, 2005)

Kerja piston dan pembakaran mempengaruhi panas pada daerah ruang bakar. Panas menyebabkan nilai koefisiensi termal menjadi naik, oleh sebab itu diperlukan material yang mampu menurunkan koefisiensi termal. Ditambahkan unsur Si sekitar 12% hingga 19% mampu menurunkan koefisiensi termal. Disamping itu, penambahan Si mampu menurunkan massa jenis (Yamagata, 2005).

2.1.1 Prinsip kerja

Gambar 2.2 merupakan gambar irisan piston. Piston bergerak translasi dikonversi menjadi gerak rotasi yang dihubungkan oleh *connecting rod* menuju *crankshaft*. Piston bergerak dari titik mati atas (TMA) hingga titik mati bawah (TMB). Ada empat kali gerakan bolak balik dalam satu siklus menurut (Wjayanti & Irwan, 2014) sebagai berikut:

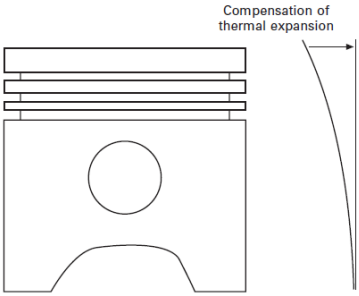
1. *Air Intake*
   Udara dan bahan bakar masuk melalui katup masuk dan saat bersamaan katup buang menutup. Hal tersebut membuat tekanan pada silinder menjadi rendah terjadi vakum karena piston bergerak dari titik mati atas menuju titik mati bawah.
2. *Compression*
   Katup buang dan katup masuk menutup pada saat piston bergerak dari titik mati bawah menuju titik mati atas. Pada ruang bakar terjadi tekanan tinggi dan temperatur naik.
3. *Combustion*
   Pada tahapan ini, katup buang dan katup masuk tertutup. Piston bergerak dari titik mati atas menuju titik mati bawah karena adanya pembakaran akibat ada percikan dari busi. Hasil dari pembakaran berupa ledakan sehingga mendorong piston menuju ke titik mati bawah. Karena gerakan tersebut, dihasilkan energi mekanik untuk diteruskan ke *connecting rod*.
4. *Exhaust Emission*
   Katub masuk tertutup dan katub buang terbuka. Pada tahap ini piston bergerak dari titik mati bawah menuju titik mati atas membawa gas bekas pembakaran untuk dibuang.



Gambar 2. 2 Bagian-bagian piston (Mahle Gmbh, 2016).

Menurut (Mahle Gmbh, 2016) fenomena di dalam ruang bakar terjadi peningkatan temperatur pada kerja *engine*. Temperatur gas ruang bakar adalah 2300^{o}C. Untuk *exhaust gas* temperatur mencapai 1050^{o}C. Namun Temperatur yang diterima oleh *Piston crown* hanya 200^{o}C. Temperatur *pin boss* sebesar 150^{o}C hingga 260^{o}C, lalu *skirt* temperatur kerja adalah 120^{o}C hingga 180^{o}C. Temperatur distribusi tegantung piston bekerja, seperti langkah kerja juga berpengaruh. Disamping itu, pendinginan menggunakan cairan pendingin mampu menunurunkan panas pada piston.

Gambar 2.3 merupakan perubahan dimensi akibat pengaruh temperatur yang tinggi. Pengaruh tekanan gas dan gaya inersia menyebabkan temperatur yang diterima *piston crown* dengan *skirt* berbeda membuat distorsi. Sehingga ketika temperatur semakin naik, termal ekspansi semakin besar terjadi pada daerah atas piston. Oleh sebab itu, selain memilih material yang membuat termal ekspansi yang tidak terlalu besar, juga dibuat desain diameter kepala piston sedikit lebih kecil dibandingkan diameter *skirt*. Desain seperti ini juga didukung dengan *ring piston* yang menahan laju aliran fluida pelumas supaya tidak masuk ke ruang bakar (Yamagata, 2005).



Gambar 2. 3 Perubahan dimensi akibat termal ekspansi (Yamagata, 2005)

2.1.2 Tribologi

Prinsip pada tribodesain yaitu konsep perpindahan gaya terhadap kontak antara permukaan yang bekerja dan pelumasan. Oleh sebab itu peranan bahan pada desain mesin merupakan hal yang penting. Piston adalah salah satu komponen mesin yang menggunakan prinsip tribologi. Sebab fungsi piston bekerja presisi dengan silinder untuk memberikan gaya balik tekanan pada fluida yang bekerja dari kepala piston. Pada kerja seperti ini terkadang menimbulkan kegagalan. Kegagalan dapat menyebabkan *blow by* maupun kehilangan kompresi. Faktor lain penyebab kegagalan selain pengaruh mekanik yakni pengaruh korosi dari bahan bakar seperti sulfur dan unsur yang menyebabkan titik embun atau *dew point* ketika mesin belum memanas (Stolarski, 2000).

Pemilihan material didasarkan pada batasan penggunaan material, kemampuan permukaan geser menahan beban statis, mampu tahan terhadap gesekan yang menyebabkan kenaikan temperatur, kebutuhan *break in* dipertimbangkan, kerusakan permukaan yang diterima, dan melakukan pengujian dengan mesin prototipe maupun uji material (Shigley & Mischke, 1996).

2.2 Sifat Mekanik

Setiap material mempunyai karakteristik yang memberikan ciri tersendiri. Pada benda dengan fungsi kerja berat, sifat mekanik merupakan hal yang perlu diutamakan. Dalam konteks sifat mekanik, perlu dimengerti struktur material *solid*. Pada struktur kristalin misalnya, kekerasan dan kekuatan sangat bergantung pada kemampuan material bidang kristaografi tahan terhadap *slip*. Terdapat tiga prinsip dalam kekuatan mekanik. Prinsip pertama adalah memberikan perlakuan supaya pada bidang kristal tahan terhadap pergeseran. Prinsip kedua dengan merekayasa kisi material pada *mechanical strain* ataupun distorsi. Pada polikristalin, bahwa ketidaksempurnaan kristal memberikan kekuatan. Prinsip ketiga yakni berkaitan dengan struktur mikro antara lain, melakukan deformasi plastik pada temperatur rendah yang membuat butir lebih pipih dan padat. Lalu, dengan mengurangi ukuran butir. Butir yang semakin halus punya kekuatan yang besar. Merekayasa fasa seperti fasa tunggal dan multi fasa yang berpengaruh terhadap sifat mekanik (Shigley & Mischke, 1996). Sifat mekanik utama pada material piston yang harus diacu adalah kekuatan dan kekerasan. Kekerasan merupakan kemampuan material menahan penetrasi dan deformasi plastis akibat gaya mekanik. Kekuatan diujikan untuk mengetahui kemampuan material menahan deformasi akibat gaya tarik *uniaxial* maupun beban kompresi. Nilai beban yang diterima akan dicatat hingga material mengalami kegagalan. Pada uji kekerasan, material diuji kekerasan permukaan hingga terbentuk pola indentor (Shigley & Mischke, 1996). Untuk mendukung data sifat mekanik kekerasan, juga dapat dilakukan pengujian keausan dengan menggunakan Persamaan 2.1, 2.2, dan 2.3 (Darmanto, et al., 2014).

$$massa\ keausan = massa\ awal\ - massa\ akhir \quad (2.\ 1)$$

$$Volume\ keausan = \frac{massa\ keausan\ (gram)}{massa\ jenis\ (\frac{gram}{mm^3})} \quad (2.\ 2)$$

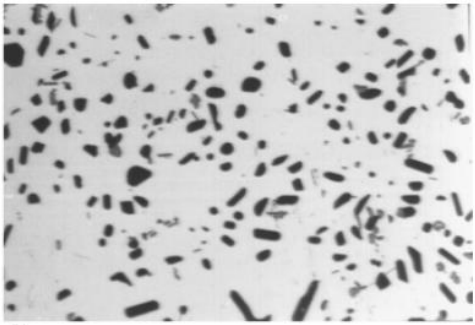
$$Tingkat\ keuasan\ spesifik = \frac{volume\ keausan\ (mm^3)}{beban\ (N) \times jarak\ tempuh\ (m)} \quad (2.\ 3)$$

Disamping itu, ketika membandingkan nilai kekuatan dari material, digunakan indeks kualitas (Q). Nilai indeks kualitas bergantung pada persen elongasi dan *ultimate tensile strength*, seperti Persamaan 2.4 (Moller, et al., 2009).

$$Q = UTS + 150 \times \log (\%elongasi) \qquad (2.4)$$

2.3 Struktur Mikro

Struktur mikro merupakan gambaran dari material yang dilakukan dengan perbesaran tertentu untuk mengetahui permukaan material sehingga dapat dientepretasikan. Untuk mengetahui struktur mikro dilakukan pengujian metalografi. Hal-hal yang dapat diamati secara kuantitatif pada struktur mikro adalah distribusi partikel, ukuran butir, bentuk butir, batas butir, fasa tunggal, multifasa, dan interfasial (ASM Handbook Volume 9, 2004). Pada mikroskop optik perlu dilakukan metalografi. Tahapan persiapan dilakukan metalografi antara lain dengan *sectioning*, *mounting*, *grinding*, *polishing*, dan *Etching*. *Sectioning* pemotongan bahan menggunakan alat potong yang bertujuan untuk memperoleh penampang yang proporsional. *Mounting* merupakan proses penanaman pada sebuah media sehingga benda kecil maupun benda yang rumit sehingga mudah dikenai pengerjaan pemolesan. Tujuan dari *mounting* yaitu untuk memperoleh penampang yang rata sehingga sesuai dengan datangnya cahaya mikroskop. Tahap selanjutnya, *grinding* untuk memperoleh permukaan yang rata secara bertahap dan *polishing* bertujuan mendapatkan permukaan halus hingga berkilau. Lazimnya *polishing* menggunakan pasta berlian maupun alumina. Setelah didapatkan permukaan halus kemudian dilakukan *etching*. Tujuan *etching* untuk pengorosian permukaan akibat perbedaan potensial antar butir sehingga terlihat visualisasi kontras, sehingga mempermudah menangkap datangnya cahaya (Widyastuti, et al., 2019). Gambar 2.4 merupakan stukturmikro hasil metalografi.



Gambar 2. 4 Struktur mikro perbesaran 750x paduan aluminium hipoeutektik setelah proses perlakuan panas *solution treatment-artificial aging* menggunakan etsa 0,5 % HF (ASM Handbook Volume 9, 2004).

2.4 Aluminium dan Paduannya

Alumunium merupakan unsur yang jumlahnya sangat banyak dijumpai di kerak bumi dalam bentuk kombinasi dengan unsur lain. Sehingga jarang sekali ditemukan dalam bentuk murni. Pada umumnya aluminium berikatan dengan oksigen, logam alkali dan alkali tanah, silikon, fluor, dan sebagai hidroksida fosfat maupun sulfat. Semenjak adanya proses pemurnian aluminium, maka kegunaan aluminium banyak digunakan berbagai hal yang mengacu pada massa jenis yang rendah, konduktivitas listrik dan konduktivitas *thermal* yang tinggi, refleksivitas yang tinggi, dan mampu tahan tehadap korosi. Paduan aluminium dapat dibentuk oleh pengerjaan mesin yang meliputi pembentukan pengerjaan logam yang mana meliputi pengecoran, pengelasan, maupun dikerjakan dengan berbgai macam hasil akhir. Pada dasarnya aluminium murni mempunyai bentuk lunak dan kekuatannya sangat rendah, namun aluminium dapat dipadukan dengan unsur lain sehingga terjadi peningkatan nilai kekuatan, dan memberikan sejumlah sifat yang bermanfaat (Habashi, 1997). Alumunium mempunyai struktur Kristal FCC sehingga mampu menjaga keuletan pada temperatur yang rendah. Temperatur lelehnya adalah 660^{o}C yang mana lebih dari temperatur tesebut akan menjadi fasa

cair. Terdapat berbagai cara untuk meningkatkan sifat mekanik seperti dengan pengerjaan dingin maupun penambahan unsur seperti seng, tembaga, mangan, silikon, dan magnesium. Untuk pengerjaan dingin mempunyai efek samping menurunnya ketahanan terhadap korosi. Selain pengerjaan dingin dan penambahan unsur, juga dapat dilakukan pemanasan untuk meningkatkan sifat mekanik. Seperti halnya dengan memunculkan partikel presipitat yang terbentuk dari berbagai unsur ketika dilakukan pemanasan (Callister & Rethwisch, 2014). Tabel 2.1 menampilkan karakteristik aluminium.

Pengaplikasian aluminium telah dikembangkan supaya mendapatkan persyaratan spesifik. Dari pengembangan tersebut paduan aluminium digolongkan menjadi dua kategori seperti Tabel 2.2, yakni paduan aluminium tempa dan paduan aluminium cor. Penggolongan ini didesain oleh *American National Standards Institute* (ANSI) dan terdaftar oleh *Aluminum Association* (AA) Amerika Serikat. *International Alloy Development System* (IADS) juga mengadopsi system tersebut bahkan sebagian Negara juga menggunakan system standarisasi tersebut (Rashed & Rashid, 2017).

Tabel 2. 1 Karakteristik aluminium (Groover, 2013).

Informasi	Nilai
Nomor Atom	13
Massa Jenis (g/cm^3)	2.7
Modulus Elastisitas (Mpa)	$69x10^3$
Temperatur Leleh	660^oC
Struktur Kristal	FCC
Koefisien Termal Ekspansi, ($^oC^{-1}x10^{-6}$)	24

Tabel 2. 2 Numenklatur aluminium tempa dan cor (Rashed & Rashid, 2017)

Sistem empat Digit Alumunium Tempa		Sistem Tiga Digit Alumunium Cor	
Alumunium kemurnian minimal 99%	1xxx	Alumunium kemurnian minimal 99%	1xx.x
Paduan Alumunium dengan unsur utama :		Paduan Alumunium dengan unsur utama :	
Tembaga	2xxx	Tembaga	2xx.x
Mangan	3xxx	Silikon dengan Tembaga dan/atau Magnesium	3xx.x
Silikon	4xxx	Silikon	4xx.x
Magnesium	5xxx	Magnesium	5xx.x
Magnesium dan Silikon	6xxx	Seng	7xx.x
Seng	7xxx	Timah	8xx.x
Unsur Lain (misalnya timah, Litium)	8xxx		

Keterangan :

- Kelompok 1xxx, seri 1xxx komposisi tanpa paduan dengan pengotor yang berasal dari alam, lalu dua angka terakhir adalah persen kandungan aluminium.
- Kelompok 2xxx hingga 8xxx yakni pada angka kedua menunjukan tingkat pengotor atau modifikasi. (angka 0 tidak dimodifikasi. 1 hingga 9 dimodifikasi)
- Kelompok 1xx.x. dua angka terakhir menunjukkan persentase kemurnian aluminium.

Kelompok 2xx.x hingga 8xx.x yakni pada angka kedua menunjukkan pembeda pada paduan yang dipakai di tiap serinya. Sedangkan angka terakhir menunjukkan (0 adalah pengecoran, 1 dan 2 adalah ingot).

Penambahan unsur pada aluminium mampu memberikan efek yang signifikan terhadap karakternya. Oleh sebab itu unsur silikon, magnesium dan tembaga ditambahkan pada aluminium.

2.4.1 Silikon

Silikon merupakan salah satu unsur yang paling banyak ditemukan di bumi dengan perkiraan 26%. Keberadaanya di alam umumnya berupa silikon dioksida maupun senyawa silikat yakni dalam bentuk senyawa pada batu, tanah, dan pasir. Silikon dapat dikatakan unsur semimetalik sebab letak penempatan pada tabel periodik pada golongan IVA periode tiga yang merupakan zona transisi dari metal ke non-metal. Pada temperatur kamar secara kimia tidak aktif dan silikon diklasifikasikan unsur semikonduktor. Kekerasannya rendah bila dibandingkan berlian walaupun struktur kristal seperti halnya berlian (Groover, 2013). Pada Tabel 2.3 disajikan mengenai karakteristik silikon.

Penambahan silikon mampu meningkatkan *fluidity*, ketahanan terhadap *hot tear*, dan karakteristik *feeding*, mengurangi koefisien termal ekspansi, dan mengurangi *specific gravity*. Oleh sebab itu silikon mampu memberikan karakteristik yang bagus untuk dilakukan cor (ASM Handbook Volume 15, 2002).

Tabel 2. 3 Karakteristik silikon (Groover, 2013).

Informasi	Nilai
Massa Jenis (g/cm^3)	2.33
Nomor Atom	14
Modulus Elastisitas (Mpa)	185×10^3
Temperatur Leleh	1414
Struktur Kristal	*Diamond Cubic*
Koefisien Termal Ekspansi, ($^oC^{-1}x10^{-6}$)	2.6

2.4.2 Magnesium

Magnesium mempunyai massa yang ringan dan mudah untuk dilakukan machining struktur. Perbandingan massa

dengan volume yang sama, magnesium 1,5 kali lebih ringan daripada alumunium, dengan besi 4 kali lebih ringan dan 5 kali lebih ringan daripada nikel maupun tembaga. Magnesium mempunyai kristal *Hexagonal Close Pack* (HCP) dan pada temperatur kamar dapat berdeformasi plastis dengan menyelinap disepanjang bidang (Avner, 1974). Karakteristik magnesium dapat tersajikan di Tabel 2.4.

Pengaruh penambahan magnesium terhadap aluminium maupun paduan aluminium-silikon dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan yang signifikan ketika dilakukan perlakuan panas. Adanya silikon dapat memunculkan presipitat yang berikatan dengan silikon membentuk Mg_2Si. Untuk paduan aluminium-magnesium dapat digunakan bila hendak memperoleh *surface finishing* dan ketahan korosi. Pada dua paduan Al-Mg, kandungan Mg pada rentang 4-10%. (ASM Handbook Volume 15, 2002).

Tabel 2. 4 Karakteristik magnesium (Groover, 2013).

Informasi	Nilai
Nomor Atom	12
Modulus Elastisitas (Mpa)	48×10^3
Massa Jenis (g/cm^3)	1.74
Temperatur Leleh	650^oC
Struktur Kristal	*Hexagonal Close Pack*
Koefisien Termal Ekspansi, ($^oC^{-1}x10^{-6}$)	26

2.4.3 Tembaga

Tembaga murni mempunyai warna yang khas berwarna seperti merah mudah terkadang berwarna merah karena oksidasi yang dangkal. Tembaga diperoleh dari mineral seperti kalkopirit ($CuFeS_2$), Kalkosit (Cu_2S), dan Bornit (Cu_5FeS_4), kemudian diekstrak. Pada temperatur kamar tembaga merupakan salah satu logam relative mulia yang mempunyai keunggulan tidak dapat bereaksi dengan hidroklorin maupun asam sulfat, namun dapat

terlarut oleh asam sulfat panas dengan menjadi SO2 (Petkov, 2007). Tabel 2.5 menyajikan karakteristik unsur tembaga.

Pengaruh penambahan tembaga pada aluminium dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan pada hasil cor maupun kondisi perlakuan panas. Umumnya pada paduan Al-Cu, kandungan Cu sebesar 4 % hingga 10 %. Disamping itu, tembaga dapat tahan terhadap korosi seragam, *stress corrosion*, mengurangi resiko *hot tear*. Namun penambahan Cu mengurangi *castability* (ASM Handbook Volume 15, 2002)

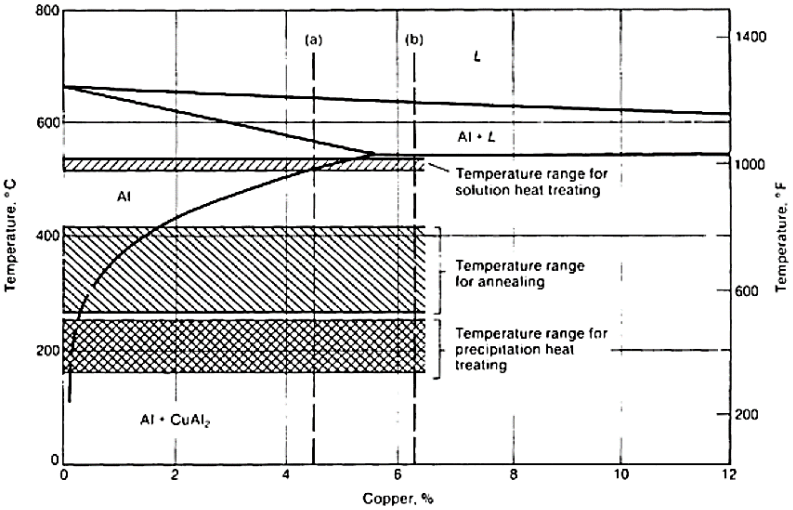
Tabel 2. 5 Karakteristik tembaga (Groover, 2013).

Informasi	Nilai
Nomor Atom	23
Modulus Elastisitas (Mpa)	110×10^3
Massa Jenis (g/cm^3)	8.96
Temperatur Leleh	1083^oC
Struktur Kristal	FCC
Koefisien Termal Ekspansi, ($^oC^{-1}x10^{-6}$)	17

2.5 Perlakuan Panas

Untuk memperoleh sifat mekanik yang bagus, digunakan metode perlakuan panas. Perlakuan panas pada aluminium menurut (ASM Handbook Volume 4, 2002) yakni dengan cara melakukan :

1. *Solution treatment*, supaya terjadi pelarutan fasa kemudian dilakukan *quench* untuk memperoleh *supersaturation.*
2. *Age hardening,* supaya terjadi pertumbuhan presipitasi dengan cara *natural aging* atau *artificial aging.*



Gambar 2. 5 Temperatur *solution treatment* (ASM Handbook Volume 4, 2002)

Solution Treatment merupakan proses penahan temperatur yang tinggi dan waktu yang sesuai untuk memperoleh larutan padat homogen. Untuk mendapatkan hasil yang optimal maka harus membentuk *solid solution*. Waktu yang diperlukan dapat dilakukan hitungan menit bila benda berukuran tipis dan seiring ketebalan benda maka waktu yang dibutuhkan juga semakin lama. Seperti pada Gambar 2.5 paduan Al-Cu temperatur *solution treatment* terjadi pada temperatur sekitar 500^{o}C yakni diatas garis solvus dan tidak lebih tinggi daripada eutektik. Proses ini tergantung pada jumlah paduan sehingga terdapat berbagai variasi temperatur. Pemanasan perlu dilakukan kontrol supaya temperatur terjaga, bila temperatur naik diatas eutektik, kecenderungan berkurangnya kekuatan tarik, *fracture toughness*, dan keuletan akan menurun yang dinamakan *overheating*. Untuk mendapatkan fasa yang tetap maka diperlukan *quench*. *Quench* dapat mempertahankan atom terlarut dan mempertahankan sejumlah minimum *vacant lattice* ketika pada temperatur rendah. *Quench* dapat menggunakan

pencelupan maupun *spray* air dingin. Untuk benda dengan bentuk komplek, dapat menggunakan air hangat dari temperatur 65^{o}C hingga 85^{o}C. Presipitasi ketika pendinginan harus dihindari, oleh sebab itu *quenching* dilakukan sesegera mungkin sehingga didapatkan *supersaturation solid solution* (ASM Handbook Volume 4, 2002). Pada tahapan selanjutnya dapat dilakukan mengenai perlakuan panas *artificial aging* maupun *natural aging*.

Artificial aging merupakan pemanasan kembali setelah dilakukan *solution treatment* dan *quenching*. *Artificial aging* dapat meningkatkan kekuatan dan kekerasan pada benda hasil coran maupun benda tempa. Pemanasan kembali tidak hanya dibawah temperatur solvus namun juga pada *metastable miscibility* gap atau *Guinnier-Preston (GP Zone)* dengan waktu tertentu. Mekanisme penguatan presipitat melibatkan pembentukan kelompok atom terlarut. *Supersaturation* menyebabkan kekosongan lalu terjadi difusi. Atom terlarut tersebut berkumpul yang memiliki struktur kristal yang sama dengan fasa pelarut. *Natural aging* merupakan perlakuan panas yang dimaksudkan untuk memperoleh sifat mekanik yang baik dengan cara menyimpan spesimen pada temperatur ruang dalam jangka waktu tertentu setelah proses *solution treatment* (ASM Handbook Volume 4, 2002).

Pada paduan Al-Cu, keberhasilan terbentuknya presipitat dikarenakan *Supersaturation Solid Solution (SSS)*. Seiring bertambahnya temperatur dan lamanya pemanasan, terjadi peningkatan presipitat pada rentang temperatur kamar dan solvus. Mulai terbentuknya presipitat dinamakan *GP Zone*. Seiring bertambahnya temperatur ataupun waktu terjadi transisi dimana terdapat perbedaan kekuatan yang signifikan, yang dinamakan θ'' dan θ'. θ' merupakan zona optimum yang memiliki kekuatan dan kekerasan yang paling baik. Ketika temperatur dan waktu tahan dinaikkan maka terjadi *equilibrium* ɵ. Pada zona ini dikatakan *overaged* karena sifat mekanik mengalami penurunan. SSS→GP Zone→θ"→θ'→θ (ASM Handbook Volume 4, 2002). Sifat koheren terjadi pada *GP Zone* dan ɵ" sebab presipitat terkumpul pada satu wilayah namun posisinya diasumsikan seperti sejajar.

Pada ɵ’ partikel mengalami pembesaran. Presipitat dengan matrik Al terjadi semikoheren. Presipitat terkelompok dengan susunan acak seperti dislokasi. Semikoheren inilah yang mampu meningkatkan sifat mekanik. Seiring berjalannya waktu dan peningkatan temperatur, presipitat tidak koheren (Gornostyrev & Katsnelson, 2015). Gambar 2.6 menunjukkan pembentukan presipitat.

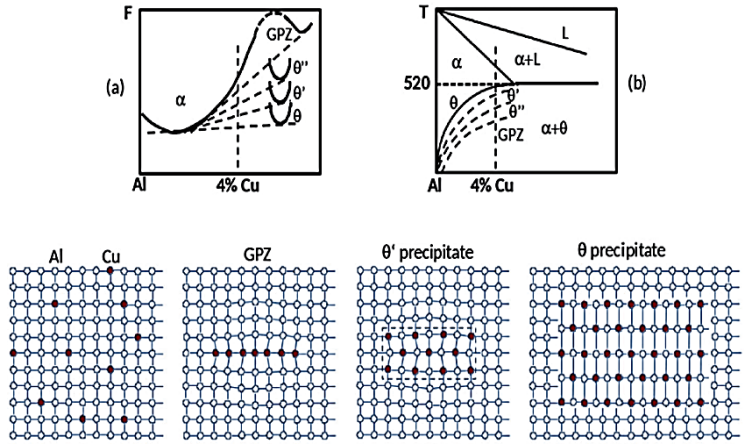
Paduan Al-Mg-Si, peningkatan presipitat terjadi setelah *solution treatment*. Tahapan terjadinya presipitat Mg_2Si ketika telah dilakukan *Supersaturation Solid Solution* kemudian dilakukan pemanasan. Presipitat terbentuk dengan bentuk jarum 10 nm, kemudian terbentuk *intermediate phase* (β”). Seiring bertambahnya temperatur dan waktu tahan terbentuk *intermetallic phase* (β’). Ketika telah melalui fasa β’ terjadi fasa ekuilibrium (β). (SSS→GP Zone→β”→β’→β). Sifat mekanik terbaik terjadi pada fasa β’ (Mohamed & Samuel, 2012).

Perlakuan panas mampu merubah struktur mikro. Disamping itu, porositas ikut berubah menjadi lebih sedikit. Porositas berpengaruh pada perubahan sifat mekanik, sehingga untuk mengetahui porositas yang terbentuk maka perlu dilakukan pengujian dengan menggunakan Persamaan 2.5.

$$P\% = [1 - (Da/Dm)] \times 100 \qquad (2.5)$$

Dimana,

P% = nilai porositas
Da = massa jenis spesimen
Dm = massa jenis teori (A356=2,685 g/cm^3)



Gambar 2. 6 Pembentukan presipitat (Gornostyrev & Katsnelson, 2015)

2.5.1 T4

Pemanasan T4 merupakan pemanasan *solution treatment* dan *natural aging*. Pemanasan *solution treatment* dilanjutkan *natural aging* tanpa ada tahapan pengerjaan dingin. Walaupun dilakukan pengerjaan dingin, tetap pengerjaan dingin tersebut tidak diperhitungkan bila hanya kecil pengaruhnya dan masih dibawah batas toleransi. Penstabilan untuk didapatkan presipitat yakni berlangsung pada tahap *natural aging* (ASM Handbook Volume 2, 1992).

Akibat *supersaturation* pada *solution treatment*, partikel kecil menjadi tersebar pada matrik. Ini bersifat koheren karena ukuran atom kecil. Energi antar muka kecil karena radius kritis kecil. Terjadi peningkatan sifat mekanik karena menghambat disokasi (Sjolander & Seifeddine, 2010).

2.5.2 T5

Pemanasan T5 merupakan pemanasan yang hanya menggunakan *artificial aging* setelah dilakukan proses pembentukan panas baik berupa pengecoran maupun ekstrusi.

Proses pengerjaan dingin tidak dilakukan setelah *solution treatment*. Bila dilakukan perataan maupun pelurusan dingin setelah *solution treatment* maka tidak diperhitungkan asalkan sesuai batas dan kecil pengaruhnya. Sifat mekanik proses T5 dipengaruhi oleh presipitasi (ASM Handbook Volume 2, 1992).

Pengaruh pemanasan T5 mampu merubah ukuran partikel Si menjadi ukuran kecil pada matik. Disamping itu, karena proses pemanasan membuat ukuran porositas menjadi turun (Gupta, et al., 2017).

2.5.3 T6

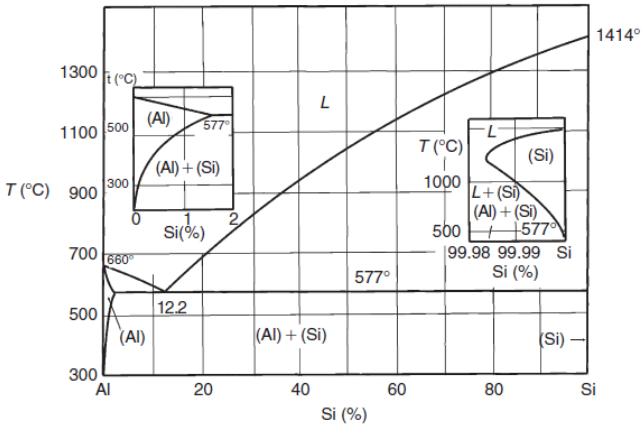
Pemanasan T6 merupakan pemanasn menggunakan *solution treatment* dan *artificial aging*. Pemansan *solution treatment* dilanjutkan *artificial aging* tanpa ada proses pengerjaan dingin yang meningkat sifat mekanik. Sifat mekanik meningkat pada presipitasi saat proses *artificial aging*. Bila dilakukan pengerjaan dingin sebelum *artificial aging* maka tidak diperhitungkan asalkan masih dibawah batas toleransi dan dianggap kecil pengaruhnya (ASM Handbook Volume 2, 1992).

GP zone adalah awalan terbentuk presipitat yang kemudian berubah menjadi semi koheren hingga seimbang. Bila ukuran partikel telah mencapai kritis atau homogen pada matrik, endapan yang bersifat metastabil bernukleasi saat *GP zone*. Dapat berbentuk heterogen bila terjadi pada dislokasi. Metastabil akan berupaya menuju ke keadaan seimbang bila terjadi difusi atom akibat proses penuaan karena banyaknya energy yang masuk. Namun proses penuaan ini tidak selalu berurutan, karena tahapan mulai presipitasi dapat mulai pada zona apa saja setelah *GP zone* karena dipengaruhi input panas yang diberikan (Sjolander & Seifeddine, 2010).

2.6 Diagram Fasa

Untuk menentukan temperatur pada *solution treatment* dan *aging*, perlu melakukan pendekatan menggunakan diagram fasa *binary* maupun *ternary*. Hal tersebut untuk mengetahui fasa-fasa yang dikehendaki dan masih dalam fasa yang seluruhnya solid.

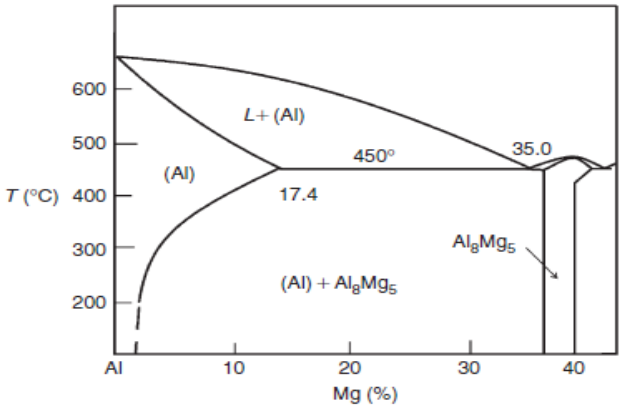
2.6.1 Al-Si



Gambar 2. 7 Diagram fasa Al-Si (Zolotorevsky, et al., 2007).

Pada paduan yang komposisi Si kurang dari 1,65%, Si akan berada pada matrik aluminium dapat menjadi presipitat maupun menjadi *solid solution.* Komposisi silikon bila lebih dari 20%, sebagian akan membentuk fasa Si. Pada diagram tersebut, Titik eutektik yakni pada temperatur 577^{o}C dengan komposisi 12,2 % Si. Si <12,2% merupakan paduan *hypoeutectic* . Misal pada 7% Si akan mempunyai dua fasa yakni Al-Si. (Zolotorevsky, et al., 2007). Pada Gambar 2.7, untuk melakukan pemanasan harus dilakukan di bawah 577^{o}C, sebab fasa diatas 577^{o} terdapat fasa solid+liquid.

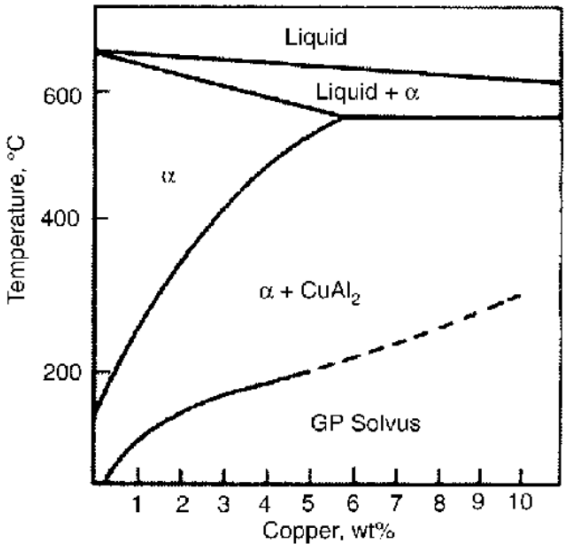
2.6.2 Al-Mg



Gambar 2. 8 Diagram fasa Al-Mg (Zolotorevsky, et al., 2007).

Pada paduan Al-Mg seperti Gambar 2.8, dengan komposisi magnesium lebih dari 17,4 % tidak boleh dilakukan *heat treatment* diatas 450^{o}C karena telah melewati garis solvus dan terdapat fasa liquid+Al. Untuk komposisi magnesium kurang dari 17,4 % mampu dilakukan pemanasan pada temperatur daerah Al. pada daerah tersebut akan tercipta fasa tunggal Al. pada temperatur ruang, fasa yang tebentuk adalah Al+Al_8Mg5. Bila ditarik garis imajiner pada 0,8 % Mg, maka pada temperatur 200^{o}C hingga 620^{o}C dapat dilakukan *solution treatment* karena memasuki zona *single phase*.

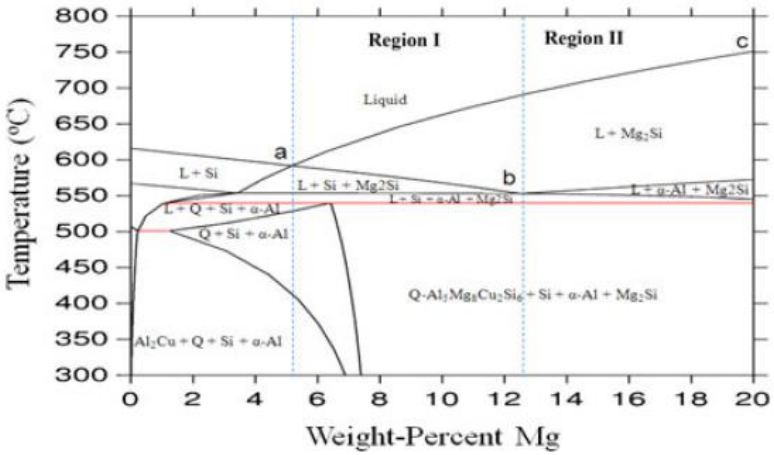
2.6.3 Al-Cu



Gambar 2. 9 Diagram fasa Al-Cu (Stefanescu & Roxana, 2004).

Gambar 2.9 Bila menarik garis imajiner yang disesuaikan dengan komposisi paduan aluminium 336 yakni tembaga 1,5 % maksimal, pada temperatur 570^{o}C telah masuk fasa liquid+aluminium. Temperatur awalan untuk dapat dilakukan *solution* treatment pada 1,5 % Cu yaitu pada temperatur 300^{o}C. Pada temperatur 515^{o}C adalah temperatur yang sesuai untuk melakukan *solution treatment* sebab pada temperatur tersebut terjadi fasa tunggal α. Pada temperatur ruang, fasa dari paduan Al-Cu berupa α+$CuAl_2$

2.6.4 Al-Si-Mg-Cu



Gambar 2. 10 Diagram fasa Al-Si-Cu-Mg (Tebib, et al., 2013).

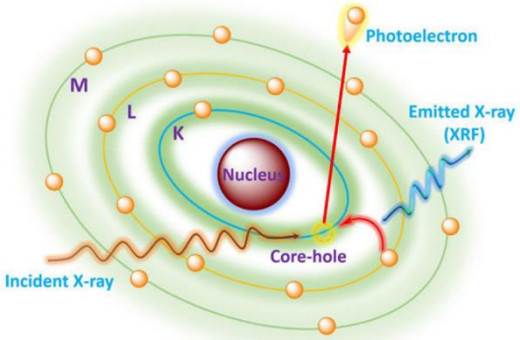
Gambar 2.10 merupakan diagram fasa empat unsur dengan pengaruh Mg. Bila ditarik garis imajiner pada 2 w.t.% Mg maka pada temperatur dibawah solvus maka presipitat dominan akan tebentuk Al_2Cu+*Q*+Si+α-Al. munculnya Al_2Cu dan Mg_2Si tergantung unsur dominan. Bila unsur dominan Cu, maka persebaran Al_2Cu lebih banyak dibandingkan dengan Mg_2Si (Tebib, et al., 2013).

2.7 Karakterisasi Material

Untuk memperoleh informasi mengenai sifat, morfologi, dan karakteristik, diperlukan pengujian selain pengujian mekanik. Karakterisasi ditunujukan untuk mengetahui senyawa maupun unsur yang terbentuk. Informasi yang didapatkan dapat berupa struktur kristal, fasa, reaktivitas, dan lain-lain (Widyastuti, et al., 2019).

2.7.1 Uji Komposisi

Uji komposisi yakni untuk mengetahui unsur maupun senyawa terbentuk yang dapat dilakukan analisa secara kuantitatif maupun kualitatif. Lazimnya digunakan pengujian *X-ray Fluorescence* (XRF). Pengujian ini menggunakan sinar-X yang ditembakkan menuju spesimen. Material yang tertembak sinar-X punya ciri khas yang berbeda. Dari tiap atom menampilkan informasi sesuai perilaku atom yang emamncarkan sinar-X karakteristik. Sinar-X karakteristik berupa energi sinar-X yang dapat digunakan untuk *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) dan panjang gelombang sinar-X dpat digunakan untuk *Wavelength Dispersive Spectroscopy* (WDS) (Widyastuti, et al., 2019).



Gambar 2. 11 Mekanisme sinar-X pada XRF (Zhang, et al., 2018)

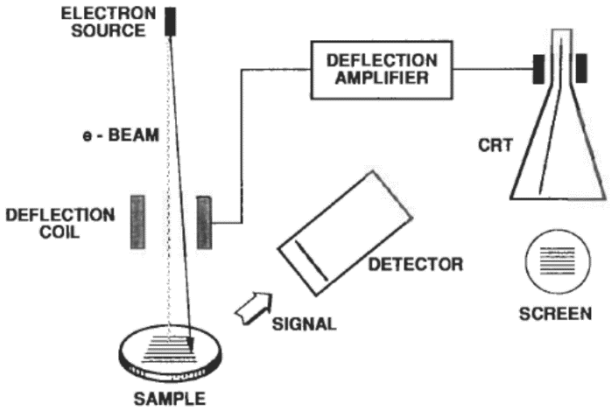
Gambar 2.11 merupakan mekanisme pergesaran atom karena energi dari sinar-X. Sinar-X yang ditembakkan pada atom, elektron akan bergeser karena energi yang ditembakkan besar sehingga terjadi kekosongan elektron pada orbital kulit atom. Kekosongan ini diisi oleh elektron kulit atom yang lebih luar. Karena perbedaan energi kulit dalam dan luar sehingga muncul sinar-X karakteristik (Widyastuti, et al., 2019).

2.7.2 Uji SEM

Scanning Electron Microscopy (SEM) merupakan mikroskop berbasis elektron untuk melakukan pemindaian permukaan material. SEM mempunyai perbesaran yang besar. SEM mampu melihat objek dengan ukuran lebih kecil dari 300 nm. Bila mikroskop optik hanya mampu melihat panjang gelombang cahaya 380-780 nm. maka diperlukan panjang gelombang cahaya lebih pendek sehingga lensa menggunakan medan magnet. Untuk dapat bekerja secara maksimal, digunakan hampa udara sehingga medan magnet tidak terhambat oleh udara dan elektron mampu terdistribusi dengan baik pada spesimen. SEM mempunyai resolusi yang jelas sehingga dapat melihat topografi, morfologi, kristalografi, dan mengetahui komposisi (Widyastuti, et al., 2019).

SEM bekerja dengaan cara elektron berinteraksi dengan spesimen. Elektron mengalmi hamburan atau kehilangan energi karena diserap spesimen. Didapatkan visualisasi citra dari energy yang terserapa maupun terhambur. Pada elektron akan mengalami hamburan inelastis dan elastis. Pergeseran elektron dari orbital di sekitar inti disebut hamburan inelastis. Karena kondisi yang tidak stabil pantulan enelastis menghasilkan sinar-X karakteristik dan sinyal elektron sekunder. Sedangan hamburan

elastis muncul sinyal *backscattered electron* (Widyastuti, et al., 2019). Prinsip kerja SEM seperti Gambar 2.12.

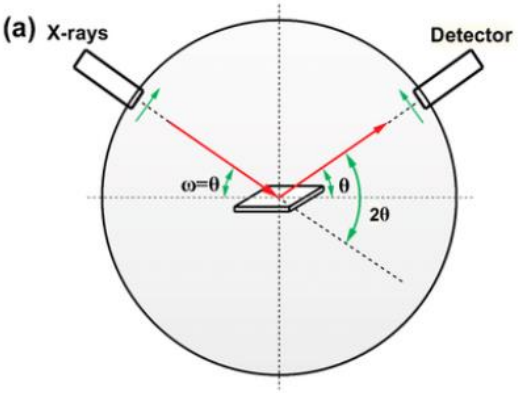


Gambar 2. 12 Sketsa kerja SEM (Silva-Molina, 2015)

2.7.3 Uji XRD

X-ray Diffractometry (XRD) dapat digunakan untuk dengan analisa kualitatif dan kuantitatif. Pengujian untuk mengetahui difraksi sinar-X dari material yang diuji. identifikasi senyawa maupun unsur, regangan-tegangan sisa, ukuran kristal, dan komposisi. Dari pengujian tersebut, didapatkan intensitas. Intensitas tersebut akan menampilkan nilai fasa yang tertera pada puncak grafik. Gambar 2.10 ɵ merupakan sudut datang, 2ɵ adalah sudut difraksi. Detektor bekerja berotasi sehingga tidak berpengaruh pada perubahan 2ɵ. Spesimen yang diuji berbentuk serbuk dan maupun bentuk padat yang lain hingga mampu menguji fasa *liquid.* Informasi yang dapat diperoleh dari uji XRD adalah menghitung parameter kisi, indentifikasi fasa, menentukan kemurnian fasa, mengukur derajat kristalinitas, menentukan struktur kristal, dan menentukan komposisi persentase fasa. Persamaan 2.6 Scerrer untuk melihat ukuran kristal bentuk spesimen serbuk (Widyastuti, et al., 2019). Skema XRD dapat dilihat pada Gambar 2.13.

$$D = \frac{K\lambda}{\beta cos\theta} \quad (2.\ 6)$$

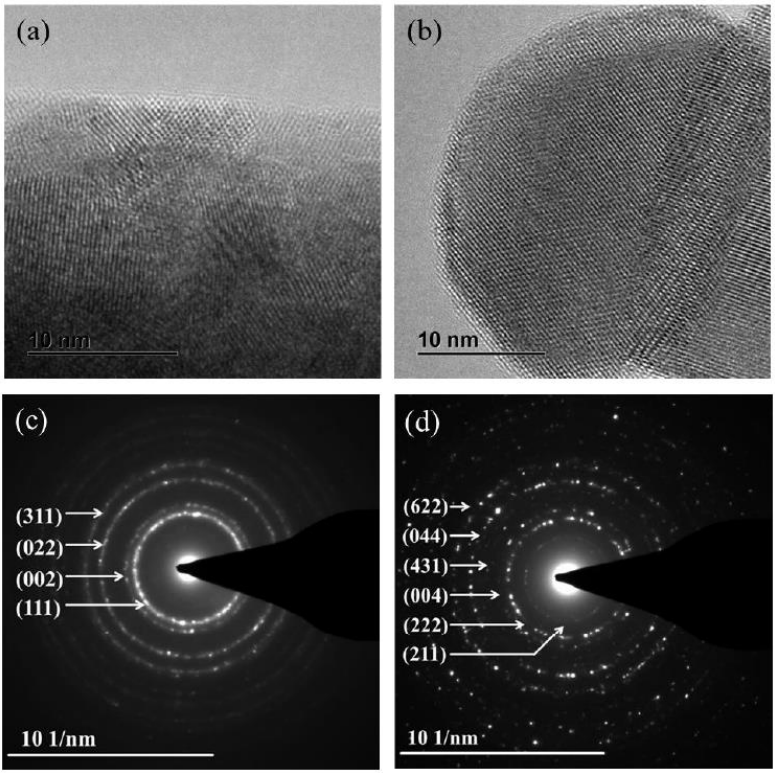


Gambar 2. 13 Skema Bragg-Brentano (Raza, 2017).

2.7.4 Uji TEM

Transmission Electron Microscopy (TEM) digunakan mengetahui struktur internal pada material uji. TEM mempunyai resolusi yang lebih bagus karena perbesarannya yang besar. TEM mampu mengidentifikasi komposisi, kristalografi, morfologi, dan mampu menghitung jarak anat. Dengan menggunakan elektron yang sebagai sumbernya, mampu menembus spesimen yang tipis. Elektron yang dihamburkan akan memuat informasi mengenai fasa kontras, kontras difraksi, dan kontras massa-ketebalan ataupun kontras massa-densitas. Dari uji TEM akan menunjukkan gambar cincin difusi yang menandakan *amorphous* dan pola titik untuk material kristalin. Pada material kristalin seperti logam, lazimnya menggunakan *Selected Area electron Diffraction* (SAD atau SAED) untuk melihat struktur kristal. Persamaan 2.7 adalah persamaan untuk memperoleh d-*spacing* dari cincin (Widyastuti, et al., 2019). Salah satu hasil TEM seperti Gambar 2.14.

$$d = \frac{1}{R} \quad (2.\ 7)$$

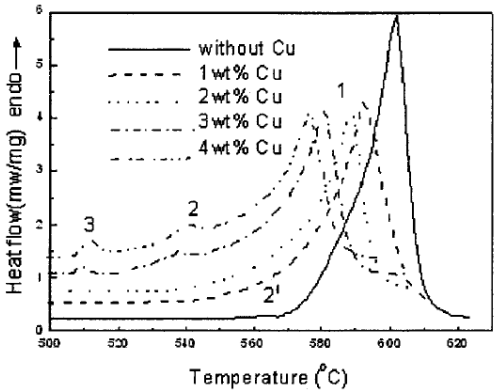


Gambar 2. 14 Uji TEM a-b *High Resolution* TEM, c-d pola SAED (Sarkar, et al., 2017)

Pada orbit cincin diperoleh nilai radius (R) yang kemudian dimasukkan dalam Persamaan 2.7. Jarak antarplanar (d) dibandingkan dengan standar untuk ditentukan (indeks hkl) pada cincin. Setelah didapatkan indeks, struktur kristal maupun morfologi dapat diidentifikasi (Widyastuti, et al., 2019).

2.7.5 Uji DSC

Uji *Differential Scanning Calorimeter* adalah alat yang mampu menganalisa kapasitas panas dan entalpi pada material. Karena prosesnya menggunakan panas, maka material yang dapat dilakukan uji adalah material yang tahan panas seperti logam beserta paduannya, dan keramik. Disamping itu, DSC dapat mengetahui keadaan panas berupa kestabilan endotermik maupun eksotermik (Ginting, et al., 2005). Pada DSC, perilaku homogenisasi, munculnya presipitat, fraksi volume intermetalik, rekristalisasi, hingga kondisi lebur dapat diketahui (Starink, 2004). Salah satu hasil DSC seperti Gambar 2.13 berikut.

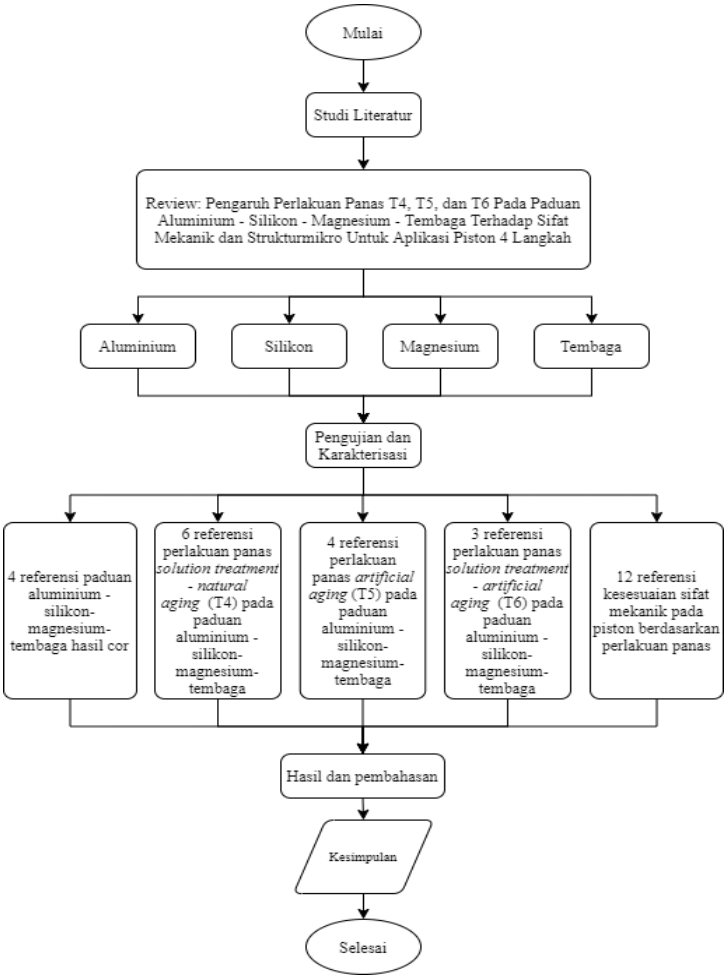


1: $\alpha(Al)+Si(+Al_5SiFe+...)\leftrightarrows Liq.$
2: $\alpha(Al)+CuAl_2+Si\leftrightarrows Liq.$
2′: $\alpha(Al)+Si+Mg_2Si\leftrightarrows Liq.$
3: $\alpha(Al)+CuAl_2+Si+Cu_2Mg_8Si_6Al_5\leftrightarrows Liq.$

Gambar 2. 15 Kurva puncak lebur DSC spesimen Al-11Si-0,3Mg-*x*Cu hasil cor (Starink, 2004)

BAB III
METODOLOGI REVIEW JURNAL

3.1 Diagram Alir



Gambar 3. 1 Diagram alir

3.2 Data Pengujian

Adapun data pengujian ditampilkan pada Tabel 3.1 dan referensi pengambilan data pada Tabel 3.2.

Tabel 3. 1 Pengujian sifat mekanik dan karakterisasi

Referensi	Kekuatan	Kekerasan	Lain-lain	Mikroskop optik	SEM	TEM	XRD
(Reif, et al., 1998)	V	V	-	-	-	V	-
(Wang, et al., 2017)	-	V	-	-	-	V	-
(Jin, et al., 2018)	V	-	DSC	-	V	V	-
(Gupta, et al., 2017)	V	V	EDS, % porosity, *Wear resistance*	V	V	V	V
(Gupta, et al., 2017)	V	V		-	V	V	-
(Ammar, et al., 2011)	V	-	EDX	-	V	-	-
(Dong, et al., 2019)	-	V	-	-	V	V	-
(Ouellet & Samuel, 1999)	V	-	-	V	V	-	-
(Moller, et al., 2009)	V	V	-	-	-	-	-
(Manasijevic, et al., 2015)	-	V	-	-	-	-	-
(Chen, et al., 2009)	-	V	-	-	-	-	-
(Tian, et al., 2018)	V	-	EDS	-	-	-	-
(Wu, et al., 2010)	V	V	-	-	V	-	-
(Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004)	-	-	EDS, DSC	-	V	-	-
(Nugroho & Purwanto, 2011)	-	V	-	-	-	-	-
(Majanasastra, 2015)	-	V	-	-	-	-	-
(Zayadi, 2018)	-	V	-	-	-	-	-
(Mahle Gmbh, 2016)	V	V	-	-	-	-	-
(Grieb, et al., 2010)	-	-	*Thermomechanical Test*	-	-	-	-

Tabel 3. 2 Referensi pengambilan data

Proses	Referensi	Data	Penjelasan
Hasil Cor	(Wu, et al., 2010)	V	V
	(Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004)	V	V
	(Ouellet & Samuel, 1999)	V	-
	(Ammar, et al., 2011)	V	V
T4	(Sjolander & Seifeddine, 2010)	-	V
	(Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004)	V	V
	(Reif, et al., 1998)	V	V
	(Wang, et al., 2017)	V	V
	(Jin, et al., 2018)	V	V
	(Xiao, et al., 2016)	-	V
T5	(Gupta, et al., 2017)	V	V
	(Ouellet & Samuel, 1999)	V	V
	(Gupta, et al., 2017)	V	V
	(Darmanto, et al., 2014)	V	-
T6	(Ammar, et al., 2011)	V	V
	(Dong, et al., 2019)	V	V
	(Ouellet & Samuel, 1999)	V	V
Sifat mekanik untuk Piston	(Ahmeed, et al., 2016)	-	V
	(Mahle Gmbh, 2016)	V	-
	(Nugroho & Purwanto, 2011)	V	-
	(Majanasastra, 2015)	V	-
	(Zayadi, 2018)	V	-
	(Moller, et al., 2009)	V	-
	(Chen, et al., 2009)	V	V
	(Manasijevic, et al., 2015)	V	V
	(Setyo. HD, 2004)	-	V
	(Tian, et al., 2018)	V	V
	(Farkoosh & Pekguleryuz, 2015)	V	V
	(Grieb, et al., 2010)	V	-

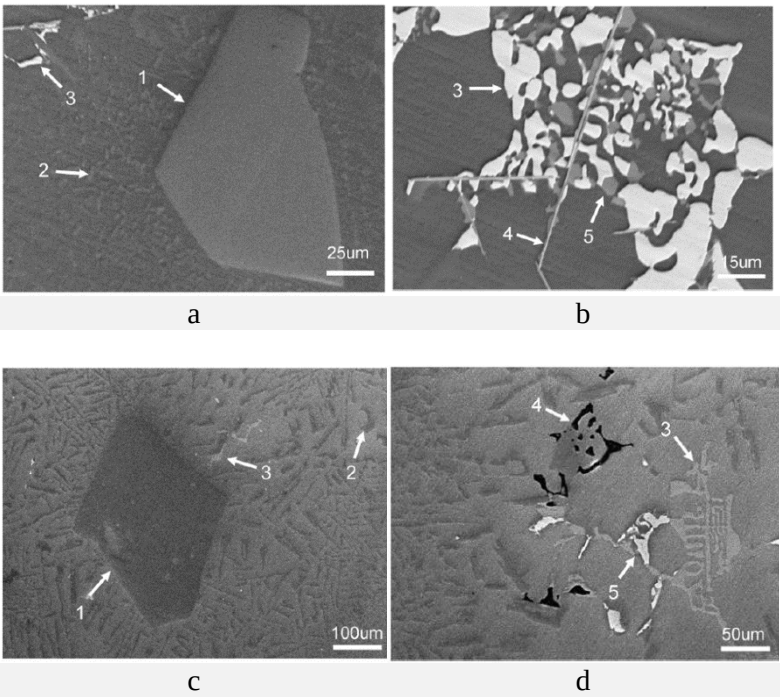
3.3 Ruang Lingkup Pembahasan Jurnal

Pembahasan jurnal mengamati perilaku sifat mekanik dan struktur mikro pada paduan Al-Si-Mg-Cu hasil pengecoran, dan perlakuan panas. Perlakuan panas yang digunakan untuk memunculkan presipitat yakni *solution treatment – natural aging* (T4), *artificial aging* (T5), dan *solution treatment - artificial aging* (T6). Dari perbedaan perlakuan panas tersebut, didapatkan sifat mekanik yang terbaik untuk digunakan material piston. Sifat mekanik yang dijadikan acuan adalah kekuatan tarik dan kekerasan yang mewakili karakteristik piston.

BAB IV
HASIL DAN PEMBAHASAN

4.1 Paduan Al-Si-Mg-Cu Hasil Cor

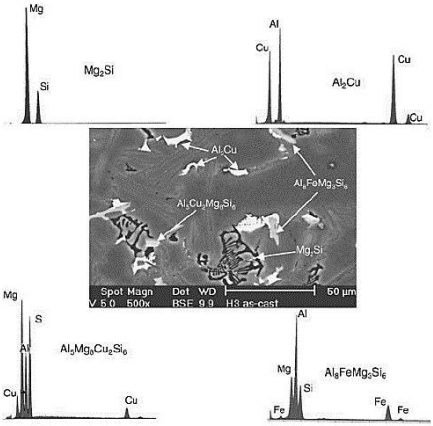
Pada paduan Al-Si sifat yang dimiliki sudah memiliki kemampuan yang baik pada nilai kekuatan tarik, kemampuan cor, dan ketahanan korosi. Namun, akan lebih optimal bila ditambahkan unsur lain yang mampu membuat presipitat. Presipitat punya peran yang signifikan dalam hal peningkatan sifat mekanik.



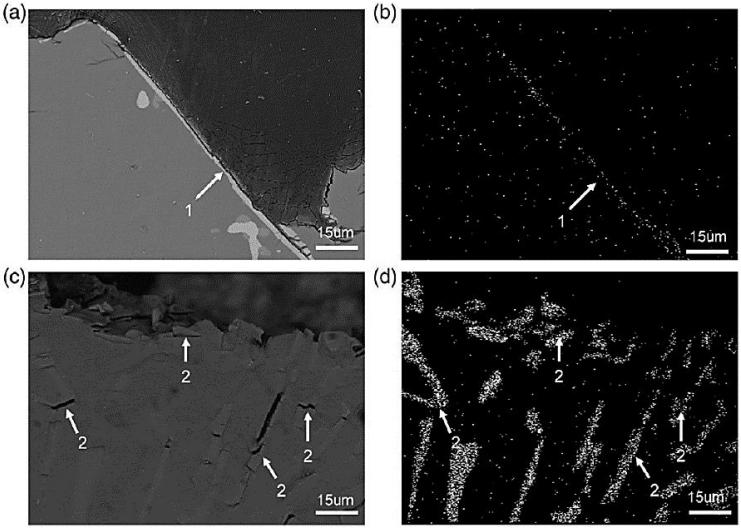
Gambar 4. 1 a-b SEM pada penambahan 4,65 w.t.% Cu, c-d SEM pada penambahan 0,5 w.t.% Cu. a-b (1=silikon primer, 2=silikon eutektik, 3=Al_2Cu, 4=β-Al_5FeSi, 5=$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), c-d

(1=silikon primer, 2=silikon eutektik, 3=$Al_8Mg_3FeSi_6$, 4=Mg_2Si, 5=$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) (Wu, et al., 2010)

Penambahan unsur tembaga sebesar 4,65 w.t.% dan 0,5 w.t.% pada Al-14,7Si-0,4Mg mampu membuat presipitat baru. Gambar 4.1 menampilkan gambar SEM dengan perbesaran rendah dan tinggi. Terlihat muncul presipitat baru. Tidak hanya muncul presipitat empat unsur tersebut, juga muncul presipitat yang berikatan dengan Fe. Fe dengan kadar 0,1 w.t.% membuat adanya presipitat β-Al_5FeSi asikular rapuh pada paduan Cu tinggi menurunkan kekuatan dan elongasi. Presipitat yang rapuh inilah membuat inisiasi retak yang banyak. Disamping itu, silikon eutektik dan primer mempermudah inisiasi retak. Namun paduan Cu rendah patahan dijumpai kebanyakan pada partikel Si seperti gambar 4.3. Lazimnya, bila kekerasan naik maka kekuatan ikut naik. Namun pada paduan Cu tinggi ini dipengaruhi oleh presipitat β-Al_5FeSi sehingga kekuatan dan elongasi lebih rendah daripada paduan Cu rendah. Ini disebabkan karena tidak terbentuk $Al_8Mg_3FeSi_6$, Mg seluruhnya digunakan pembentukan $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Itu sebabnya muncul β-Al_5FeSi. Sedangkan rendah Cu, Mg yang tersisa dapat membentuk $Al_8Mg_3FeSi_6$ dan Mg_2Si (Wu, et al., 2010). Cara lain mengetahui kemunculan presipitat dapat diidentifikasi dengan SEM EDS seperti gambar 4.2.



Gambar 4. 2 EDS pada Al-12,85Si-1,3Mg-1,37Cu-0,11Fe hasil cor (Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004)

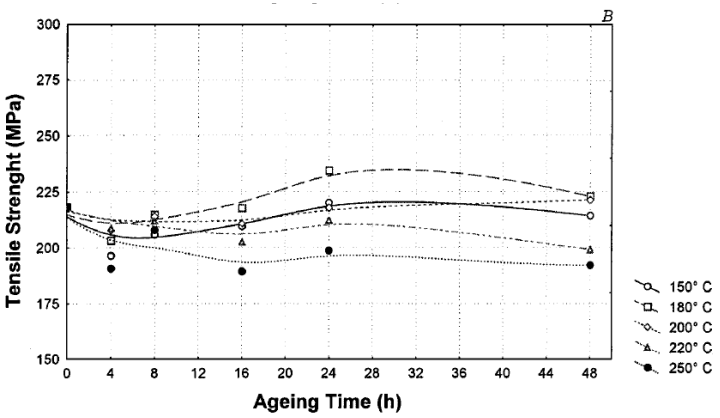


Gambar 4. 3 a) SEM paduan tinggi Cu, b) pemetaan unsur Fe, c) SEM paduan rendah Cu, d) pemetaan unsur Si. (1= β-Al_5FeSi, 2=partikel Si) (Wu, et al., 2010)

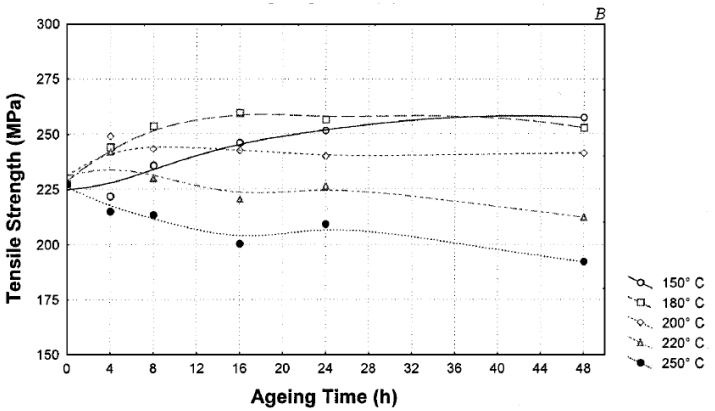
Tabel 4. 1 Nilai kekuatan dan kekerasan variasi penambahan Cu (Wu, et al., 2010)

Paduan	Uji tarik		Kekerasan (HRB)	
	UTS (Mpa)	Elongasi (%)	*As-quenched*	*aging*
Cu rendah	374,3 ± 4,7	2,56	13.6 ± 1,3	68,3 ± 2,0
Cu tinggi	334,3 ± 4,2	1,51	42,7 ± 1,9	80,3 ± 1,5

Untuk paduan Al-Si-Cu yang ditambahkan dengan Mg juga berpengaruh signifikan pada sifat mekanik. Pada penelitian (Ouellet & Samuel, 1999) nilai kekuatan terjadi perbedaan antara penambahan 0,45 w.t.% Mg dan tanpa penambahan Mg. Pada gambar 4.4 perbandingan pada sebelum dilakukan *aging* T5 yakni pada 0 jam *aging*. Pengaruh presipitat $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ membuat kuat tarik naik.



a



b

Gambar 4. 4 Nilai kekuatan pada beda penambahan Mg: a) tanpa Mg, b) penambahan 0,46 w.t.% Mg (Ouellet & Samuel, 1999).

Dalam pendekatan paduan tiga unsur Al-Si-Mg, Mg dengan Si pada saat proses *hardening* akan membentuk sebuah klaster. α(SSS)→klaster atom Si dan Mg→*co-cluster* atom Mg dan Si→*GP Zone*→β''→β'/*B'*→β. Proses presipitasi ini diawali *Supersaturation Solid Solution* α(SSS), kemudian atom Si dan Mg membentuk sebuah klaster, lalu berkembang terdapat *co-cluster* atom Si dan Mg. *GP Zone* berubah menjadi β'' lalu β'ataupun *B*' hingga β. Bentuk fasa presipitat GP dapat berupa *spherical* ataupun *needles* dengan *unit cell* monoklinik, β'' berbentuk *needles* dengan *unit cell* monoklinik, β' *needles ataupun rods* dengan bentuk HCP, *B'* dapat berupa *lath/ribbons unit cell HCP, dan* β *plates/cubes* dengan *unit cell* FCC. Sedangkan pada unsur Al dengan Cu yakni α(SSS)→*GP Zone*→θ''→θ'→θ. Selama proses *aging* α(SSS) menjadi *GP Zone*, lalu berubah θ", kemudian θ', dan θ. Presipitat θ (Al_2Cu) merupakan presipitat inkoheren yang dapat menurunkan kekerasan akibat dari kehilangan bentuk koheren fasa stabil dan matrik (Ammar, et al., 2011).

Unsur Cu dan Mg juga dapat membentuk presipitasi. Presipitasi ini membentuk presipitat *S* yaitu *S*-Al_2CuMg. α(SSS)→*GPB Zone*→*S''*→*S'*→*S*. Dari α(SSS) diikuti oleh pembentukan *Guinier Preston Bagaryatsky* (GPB) *Zones* lalu sama seperti pembentukkan Al_2Cu yakni dari GPB diikuti pembentukan koheren (*S''*), lalu semikoheren (*S*'), dan inkoheren (*S*). Dari fasa *GPB* hingga *S*, morfologi berupa *lath* ataupun dapat *rods*, kecuali *S'* berupa *lath*. Pada tabel 4.4, Ω komposisi menyerupai θ, namun fasa ini tidak termasuk proses perubahan fasa *S* dan σ dengan komposisi $Al_5Cu_6Mg_2$. (Ammar, et al., 2011). Pembentukan presipitat *S* ini tergantung dengan jumlah silikon. Al_2CuMg bila unsur Cu besar dan Si yang rendah. Namun presipitat ini jumlahnya sedikit (Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004).

Sedangkan pada pembentukan presipitat yang melibatkan empat unsur Al-Si-Mg-Cu. Pola pembentukan fasa Q adalah *QP*→*QC*→*Q'*→*Q*. precursor *QP* dan *QC* yang metastabil bertransformasi menjadi *Q*' yang juga metastabil dengan morfologi bentuk *lath*. Fasa *Q* merupakan fasa seimbang hasil dari transisi fasa sebelumnya. Morfologi dari *QP* hingga *Q* adalah bentuk *rods* kecuali *Q*' dan seluruh *unit cell* adalah heksagonal. Fasa Q dapat berbeda-beda rumus kimia tetapi masih presipitat empat unsur. Ini dapat dikenali terbentuknya $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, $Al_3Cu_2Mg_9Si_7$, $Al_4CuMg_5Si_4$, dan $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$ (Ammar, et al., 2011).

Dalam menentukan jenis presipitat yang terbentuk, perlu dilakukan pengamatan pada berbagai variasi seperti penjelasan pada Sub-bab 2.7. Karakteristik presipitat yang terbentuk pada paduan Al-Si-Mg-Cu disajikan pada tabel 4.2-4.6.

Tabel 4. 2 Fasa Mg-Si saat *aging* (Ammar, et al., 2011)

Fasa presipitat	Morfologi	Unit sel
GP	*Spherical/needles*	Monoklinik, α=14,8 Å; b=4,05 Å; c= 6,48 Å; β=105,3 deg
β''	*Needles*	Monoklinik, α=15,16 Å; b=4,05 Å; c= 6,74 Å; β=105,3 deg
β'	*Needles/rods*	HCP, α=7,05 Å; c=4,05 Å
B'	*Lath/ribbons*	HCP, α=10,3 Å; c=4,05 Å
β	*Plate*	FCC, α=6,39 Å

Tabel 4. 3 Fasa Al-Cu saat *aging* (Ammar, et al., 2011)

Fasa presipitat	Morfologi	Unit sel
GP	*Disc*	Cu *layer*
θ''	*plates*	Tetragonal, α=4,04 Å; b=4,04 Å; c= 7,68 Å;
θ'	*plates*	BCT, α=4,04 Å; b=4,04 Å; c=5,80 Å
θ	*plates*	BCT, α=6,066Å; b=6,066 Å; c=4,87 Å

Tabel 4. 4 Fasa Al-Cu-Mg saat *aging* (Ammar, et al., 2011)

Fasa presipitat	Morfologi	Unit sel
GPB	*Lath/rods*	Orthorhombik, α=4,05 Å; b=9,05 Å; c= 7,24 Å
S''	*Lath/rods*	Monoklinik, α=3,2 Å; b=4,04 Å; c= 2,54 Å
S'	*Lath*	Orthorhombik, α=4,04 Å; b=9,25; c=7,17 Å
S	*Lath/rods*	Orthorhombik, α=4 Å, b=9,23 Å, c=7,14 Å
Ω	*Fine plates*	Tetragonal, α=6,066 Å; c=4,96 Å atau Orthorhombik, α=4,96 Å; b=8,59 Å; c= 8,48 Å
σ	*Cuboid*	Kubik, α=8,31 Å

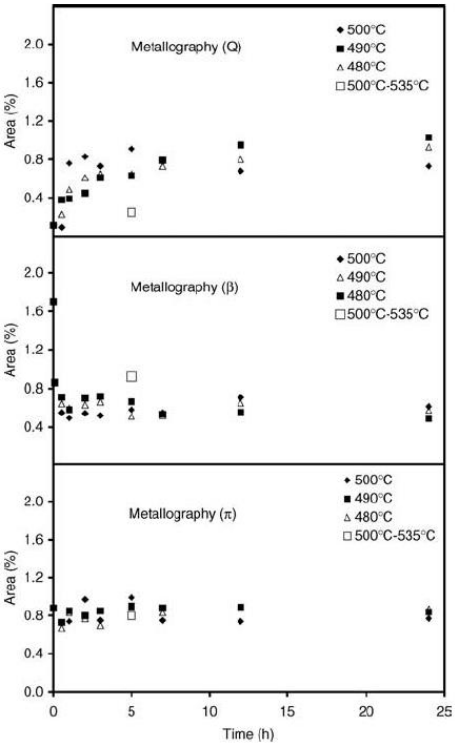
Tabel 4. 5 Fasa Al-Si-Mg-Cu saat *aging* (Ammar, et al., 2011)

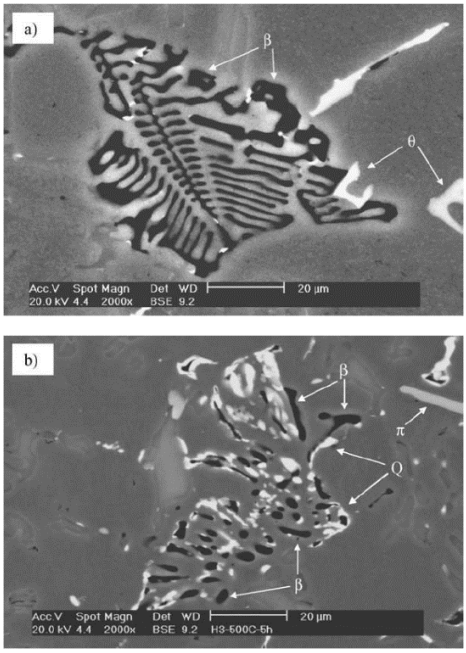
Fasa presipitat	Morfologi	Unit sel
QP	*Rods*	Heksagonal, α=3,93 Å; c= 4,05 Å
QC	*Rods*	Heksagonal, α=6,7 Å; c= 4,05 Å
Q'	*Laths*	Heksagonal
Q	*Rods*	Heksagonal, α=10,4 Å; c= 4,05 Å

4.2 Perlakuan Panas T4

Rekayasa material dengan cara merubah struktur mikro merupakan salah satu upaya untuk memperoleh hasil sesuai kehendak. Paduan aluminium merupakan material yang banyak digunakan pada bermacam alat dengan fungsi khusus. Pada perlakuan panas T4 ini misalnya, akan membahas mengenai fenomena-fenomena yang terjadi pada paduan aluminium. Pada penelitian mengamati paduan Al-Si-Mg-Cu yang dilakukan *natural aging.*

Tahapan ini didahului oleh pemanasan *solution treatment*. Perlu dipahami terlebih dahulu mengenai *solution treatment* menurut (Sjolander & Seifeddine, 2010) dilakukan pada temperatur mendekati eutektik dengan tujuan adanya homogenisasi unsur yang terkandung dalam paduan. Homogenisasi karena atom-atom berdifusi pada matriks yang sebelumnya terlepas dari partikel kasar saat pembekuan. Tujuan difusi untuk mengurangi gradien konsentrasi sehingga mempermudah terbentuk larutan padat yang homogen. Kualitas homogen tergantung temperatur *solution treatment* yang berkaitan dengan kecepatan difusi, sifat atom, dan jarak untuk berdifusi yang dapat diukur dengan *Secondary Dendrite Arm Spacing* sehingga pada kekasaran struktur mikro dapat diketahui. Lalu, tujuan lain dari *solution treatment* adalah sebagai upaya melarutkan unsur. Namun tidak seluruhnya akan larut sempurna. Bila terdapat unsur Fe sulit untuk larut, seperti fasa π-$Al_8Mg_3FeSi_6$. Disamping itu fasa Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ juga sulit larut. Beta-Al_5FeSi platelet misalnya, akan larut pada temperatur tinggi dan waktu yang tidak sebentar. Fasa seperti α-$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ bahkan sulit untuk dilarutkan. Peningkatan kekuatan karena presipitasi tidak akan tercapai bila unsur magnesium maupun tembaga yang berikatan dengan fasa tidak larut.





1 2

Gambar 4. 5 Material Al-12,85Si-1,3Mg-1,37Cu-0,11Fe 1) DSC, 2) Mikrografi (a= *as-cast* b) 500 ^{o}C 5 jam (Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004).

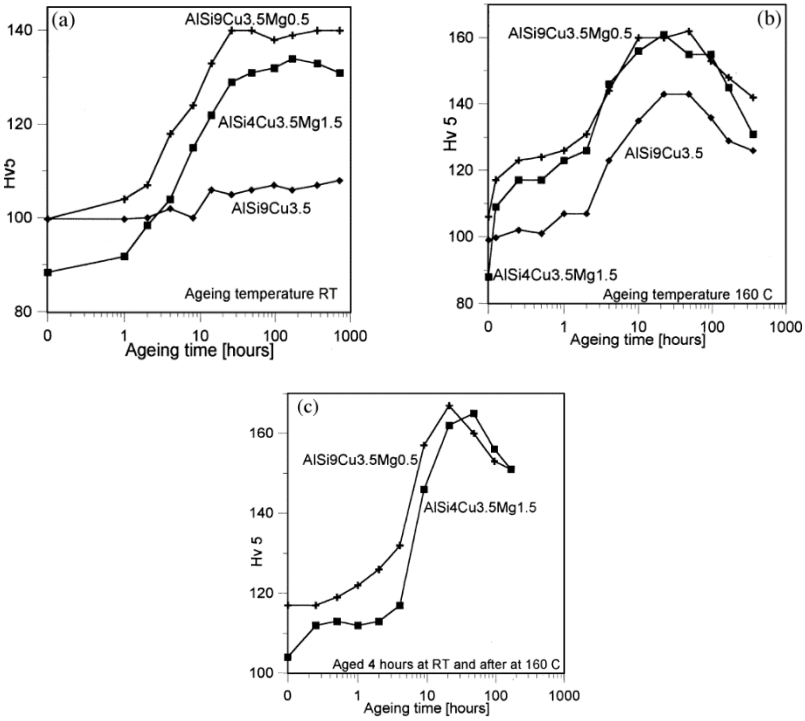
Dari gambar 4.5 tidak ada presipitat θ karena larut selama *solution treatment*. Pada presipitat β, hanya dilakukan pemanasan 480 ^{o}C selama 2 menit saja mengalami penurunan % area. Pada presipitat π-$Al_8FeMg_3Si_6$ mengalami stabil. Dan pada presipitat *Q* mengalami kenaikan pada 480 ^{o}C. ini terjadi karena pada presipitat *Q* terjadi penambahan karena beberapa β larut dan unsur Cu dan Mg membuat *Q* semakin banyak (Lasa & Rodriguez-Ibabe, 2004).

Penambahan material tembaga mampu memunculkan presipitat θ dan *S*. begitu pun magnesium akan bereaksi dengan silikon akan mebentuk presipitat β. Dari penambahan kedua material tersebut, kekuatan mengalami kenaikan. (Reif, et al., 1998) melakukan pengamatan pada tiga paduan material seperti tabel 4.6.

Komposisi tiap paduan tersebut dilakukan *solution treatment* dan diberikan variasi *aging* yakni pada temperatur ruang, temperatur ruang dan 160^{o}C dan pemanasan 160^{o}C.

Tabel 4. 6 Komposisi paduan aluminium (Reif, et al., 1998)

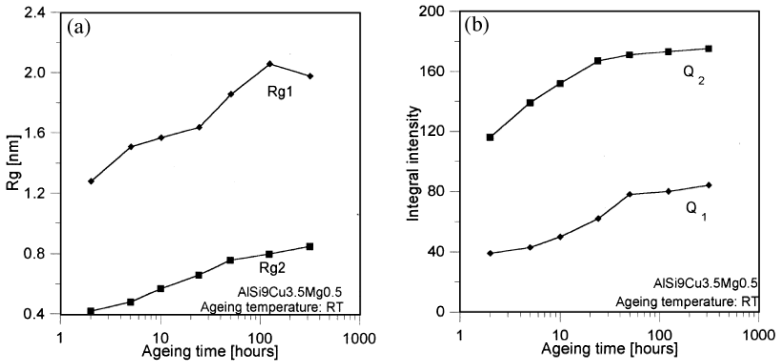
Paduan	Material
Paduan 1	Al9Si3,5Cu
Paduan 2	Al9Si3,5Cu0,5Mg
Paduan 3	Al4Si3,5Cu1,5Mg



Gambar 4. 6 Grafik nilai kekerasan tiap variasi pemanasan (Reif, et al., 1998).

Sedikit penambahan magnesium 0,5 wt.%, kenaikan sangat signifikan ditunjukkan oleh paduan 2 dan 3 pada gambar 4.6 a. pada kedua paduan tersebut terdapat paduan θ dan β pada saat setelah *solution treatment* dilakukan *quench*. Sedangkan pada paduan 3 terdapat Al_2CuMg presipitat. Gambar 4.7 menunjukkan perubahan ukuran presipitat setelah *natural aging*. Istilah penamaan perubahan ukuran presipitat ini dinamakan *Guinier radius* (Rg) dan di korelasikan dengan *integral intensity* (Q). perubahan kekuatan yang signifikan pada penambahan magnesium ini disebabkan ukuran partikel yang konstan penambahan ukuran partikelnya disetiap penambahan waktu *aging*. Pada paduan

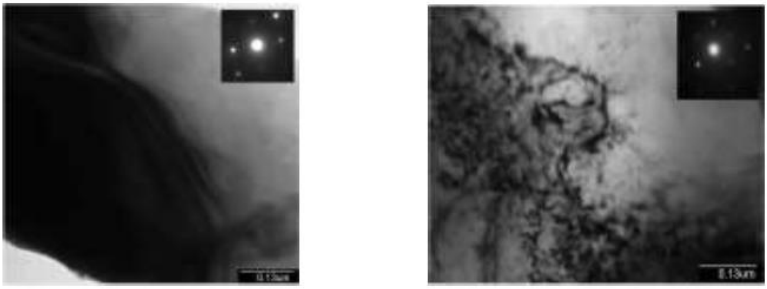
Al9Si3,5Cu0,5Mg pada saat awal *natural aging* empat unsur ini ukuran presipitat 0,4 nm hingga 0,8 nm untuk ukuran partikel kecil. Sedangkan partikel besar ukuran 1,2 nm hingga 2,0 nm ukuran terbesarnya. Pada partikel ukuran yang kecil bila pada *integral intensity* cenderung mempunyai distribusi partikel yang banyak. Ini dapat diartikan bahwa partikel tersebut kategori partikel halus. Pada saat awalan natural aging, partikel ukuran kecil ini peningkatan intensitas bernilai tinggi yang ditunjukan oleh Q2 bila dibandingkan Q1. Dari kedua partikel tersebut, intensitas yang tinggi mampu meningkatkan sifat mekanik kekerasan. Namun dari penelitian tidak dijelaskan presipitat apakah yang terbentuk dari kedua beda partikel tersebut. Ini dapat ditampilkan pada Gambar 4.7 berikut.



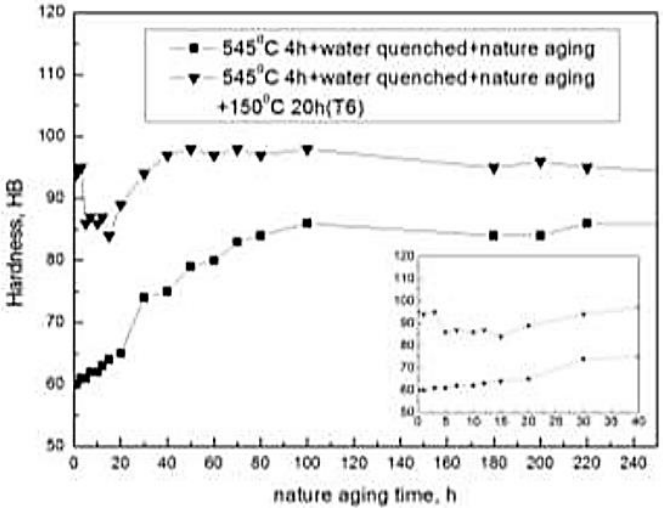
Gambar 4. 7 Ukuran partikel dan intensitas partikel Al-Si-Mg-Cu (Reif, et al., 1998).

Untuk paduan (Wang, et al., 2017) Al11Si0,3Mg hasil cor yang dilakukan *aging* setelah *solution treatment,* menunjukkan α yang tidak seimbang kondisi jenuh dengan Si, Mg dan terdapat bentuk kekosongan. Adanya klaster dari Si dan Mg membentuk zona GP pada saat awal *natural aging*. Proses *aging* ini berlangsung lama dan perubahan presipitat pun juga lambat akibat lambatnya difusi Si dan Mg. Lalu gambar 4.8 c) karena pemanasan T4, grafik kekerasan pada puncak mengalami stabil. Kondisi stabil

ini karena difusi yang lambat pada Mg dan Si. Ini karena tidak ada input energi setelah *solution treatment*. Untuk paduan hasil 12 jam *natural aging* mendakan sedikitnya presipitat yang muncul bila dibandingkan dengan *natural aging* 48 jam. Untuk gambar 4.8 b, warna kontras lebih terang dibandingkan 4.8 a karena distorsi kristal oleh presipitasi zona GP dan ukuran presipitat sudah besar yang mampu mengeraskan paduan.



(a) (b)



(c)

Gambar 4. 8 TEM Al11Si0,3Mg *natural aging a) 12 jam; b; 48 jam; c)* Nilai kekerasan hasil *natural aging* (Wang, et al., 2017)

(Jin, et al., 2018) menggunakan komposisi Al-Si-Mg-Cu dengan komposisi seperti tabel 4.1.

Tabel 4. 7 Komposisi Al-Si-Mg-Cu (Jin, et al., 2018)

Unsur	Al	Si	Mg	Cu
Massa %	seimbang	0,65	1	0,24

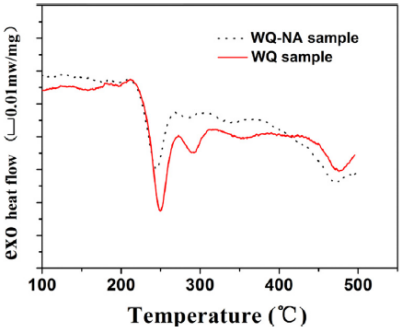
Tabel 4. 8 Sampel perlakuan panas (Jin, et al., 2018)

Sampel	Deskripsi
WQ	*Solution treatment* 540 ^{o}C 1 jam+*water quenched*
WQ-NA	Sampel WQ+*natural aging* 7 hari
Peak aged WQ	Sampel WQ + *artificial aging* 180 ^{o}C 240 menit
Peak aged WQ-NA	Sampel WQ-NA+ *artificial aging* 180 ^{o}C 240 menit

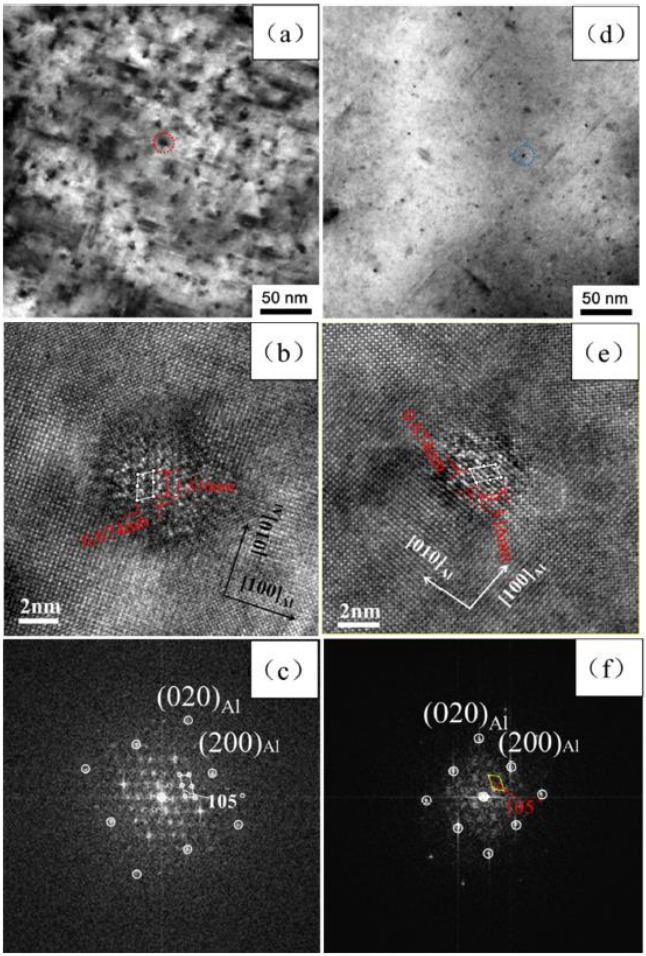
Dari Tabel 4.8, nilai kekuatan sampel WQ-NA *natural aging* selama 7 hari mampu meningkatkan kekuatan signifikan dan nilai keuletan tetap tinggi. Bila dibandingkan dengan *peak aged* WQ-NA, elongasi bernilai rendah. Pengujian DSC gambbar 4.11 (Jin, et al., 2018) menjelaskan kurva bernilai 210 ^{o}C – 260 ^{o}C menunjukkan presipitat β'', 280 ^{o}C – 320 ^{o}C menunjukkan presipitat β', 450 ^{o}C – 500 ^{o}C menunjukkan presipitat β. Adanya *natural aging* setelah *solution treatment* membuat berkurangnya fasa β''.

Tabel 4. 9 Nilai kekuatan tarik (Jin, et al., 2018)

Sampel	Elongasi	*Yield Strength* (Mpa)	*Ultimate Tensile Strength* (Mpa)
WQ	22,2	84,8	202
WQ-NA	20,8	131	254,4
Peak aged WQ	7,8	287,5	321,3
Peak aged WQ-NA	15,5	229,6	291,7



Gambar 4. 9 Uji DSC sampel WQ dan WQ-NA *heating rate* 10 ^{o}C/min (Jin, et al., 2018)



Gambar 4. 10 Sampel (a-f) setelah *artificial aging* : (a-c) sampel WQ a) TEM sampel WQ, b) HRTEM sampel WQ, c) *Fast Fourier Transform* sampel WQ dan (d-f) sampel WQ-NA *peak aging* a) TEM sampel WQ-NA, b) HRTEM sampel WQ-NA, c) *Fast Fourier Transform* (FFT) sampel WQ-NA (Jin, et al., 2018)

Dari gambar 4.10, sampel WQ ini dapat dikatakan sebagai awalan *natural aging*, karena tepat usai *solution treatment*. (Jin, et al., 2018) mengatakan gambar TEM sampel WQ mempunyai morfologi *needles*, dan nilai 1,51 nm dan 0,67 nm. Bahkan sudut kemiringan pada *Fast Fourier Transform* (FFT) juga bernilai 105^{o}. Nilai-nilai ini sesuai dengan tabel 4.2. sedangkan sampel (d-f) mempunyai ciri yang sama dengan (a-c). Perbedaan hanya pada ukuran presipitat. Penelitian (Jin, et al., 2018) tidak dijumpai presipitat lain selain Mg_2Si karena komposisi Si dan Cu terlalu kecil. Menurut (Xiao, et al., 2016), penambahan 1 wt.% Cu mampu memunculkan fasa *Q*'. karena adanya *Q'* mampu menggantikan fasa β'', dan bila Cu besar kecenderungan fasa θ juga besar. Karena penambahan Cu, sifat mekanik kekerasan semakin kuat bila dilakukan *aging*. namun bila dalam kondisi *overaged*, Kadar Cu yang tinggi membuat penurunan kekerasan.

4.3 Perlakuan Panas T5

Perlakuan panas punya peranan dalam hal rekayasa struktur mikro. Rekayasa tersebut dimaksudkan untuk memperbaiki struktur mikro supaya homogen. Disamping itu, pemanasan mampu menurunkan tegangan sisa akibat pendinginan pengecoran sehingga mempermudah dilakukan *machining* untuk proses selanjutnya. Pemanasan T5 ini merupakan alternatif untuk meningkatkan sifat mekanik sesuai keinginan dan dari segi nilai ekonomis sangat bagus karena hanya melakukan satu kali pemanasan dengan temperatur yang rendah sehingga energi yang dibutuhkan relatif sedikit (Gupta, et al., 2017).

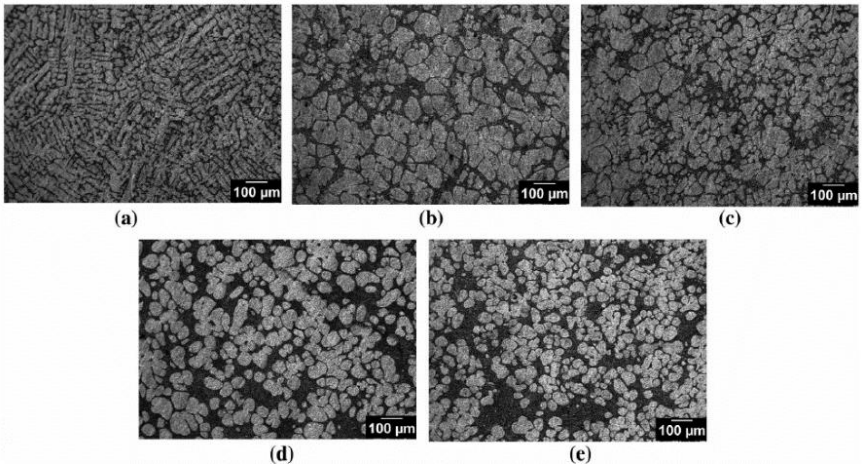
Pada penelitian yang dilakukan oleh (Gupta, et al., 2017) yang mengamati perlakuan panas pada aluminium A356 terhadap sifat mekanik dan struktur mikro. Paduan dari A356 ini terdiri dari unsur Al, Si, Mg, Cu, Fe, dan Mn. Tabel 4.10 dan Tabel 4.11, menunjukan komposisi paduan dan penamaan spesimen yang diteliti.

Tabel 4. 10 Komposisi paduan A356 hasil pengecoran (Gupta, et al., 2017).

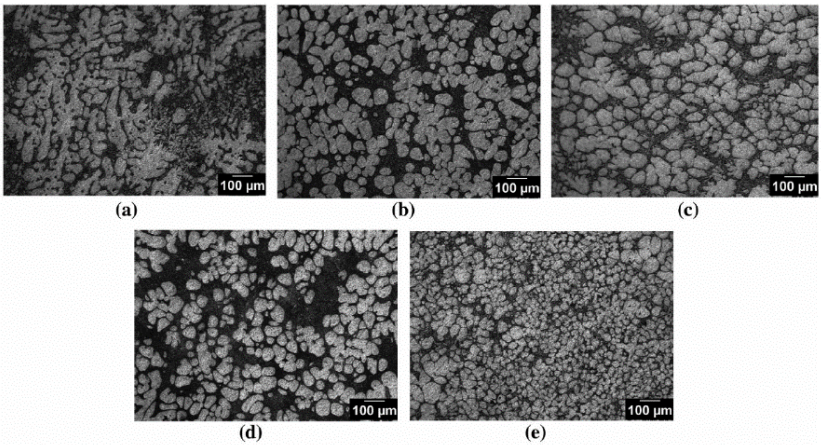
Unsur	Al	Si	Mg	Cu	Fe	Mn
Massa %	Seimbang	6,97	0,34	0,03	0,02	0,10

Tabel 4. 11 Penamaan spesimen uji (Gupta, et al., 2017).

Nomor	Spesimen	Simbol
1	*As-Cast*	A
2	Tanpa *baffle, tanpa grain refiner*	B
3	Dengan *baffle, tanpa grain refiner*	C
4	Dengan *grain refiner*, tanpa *baffle*	D
5	Dengan *baffle* dan *grain refiner*	E



Gambar 4. 11 Struktur mikro sebelum perlakuan panas: a) hasil cor, b) tanpa *baffle* dan tanpa *grain refiner*, c) *baffle* dan tanpa *grain refiner*, d) *grain refiner* dan tanpa *baffle*, e) *baffle* dan *grain refiner* (Gupta, et al., 2017)

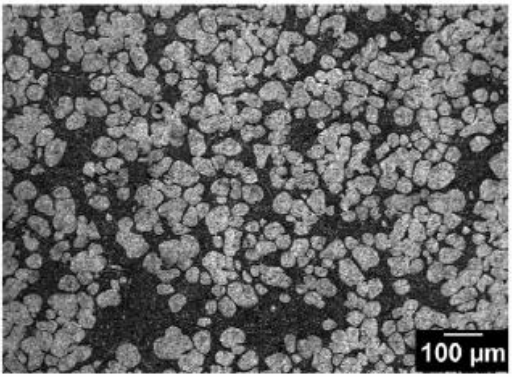


Gambar 4. 12 Perubahan struktur mikro A356 setelah perlakuan panas: a) hasil cor, b) tanpa *baffle* dan tanpa *grain refiner*, c)

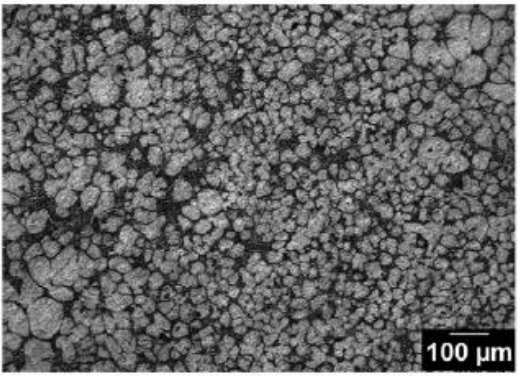
baffle dan tanpa *grain refiner*, d) *grain refiner* dan tanpa *baffle*, e) *baffle* dan *grain refiner* (Gupta, et al., 2017)

Gambar 4.11 merupakan struktur mikro sampel hasil cor *Rapid Slurry Formation* (RSF) tanpa perlakuan, dan Gambar 4.12 hasil cor RSF dilakukan perlakuan panas. RSF merupakan pengecoran dengan cara mempertahankan fasa semi liquid sebelum dilakukan penuangan. Sampel didapatkan dengan dari *Enthalpy Exchange Material* (EEM), EEM merupakan proses menyerap panas dari lelehan material sekitar untuk tahapan leleh dengan sendirinya. Dengan memasukkan komposisi yang sesuai kedalam *furnace* yang didalamnya terdapat material lelehan yang sama. Proses inilah yang membuat kondisi *semi solid* karena massa padat yang dimasukkan berfungsi sebagai pengaduk dan juga sebagai pendingin. Proses EEM tersebut memberikan hasil struktur mikro globular α-Al primer yang sifat mekaniknya meningkat bila dibandingkan dengan proses pengecoran konvensional sebab struktur mikro hasil pengecoran konvensional mempunyai morfologi dendrit. Oleh sebab itu, temperatur pengadukan harus selalu dijaga pada *liquidus dan solidus* supaya tidak terjadi dendrit (Gupta, et al., 2017).

Struktur globular ini didapat dengan menjaga pengadukan dengan fraksi kepadatan 30 % pada temperatur 597^{o}C. ukuran butir rata-rata pada hasil RSF adalah 90µm. Ukuran butir rata-rata dapat berangsur kecil yakni peneliti memberikan *baffle crucible*. *Baffle crucible* ini berjumlah empat buah yang diletakkan di sejajar 90^{o} yang berfungsi memberikan aliran yang terus bersirkulasi dengan teratur didalam *crucible.* Sehingga didapat besar butir yang semakin halus yakni 80µm. Dengan menambahakan refiner 0,6% Al-5Ti-1B maka butir semakin terlihat jelas bentuk globular dan halus seperti gambar 4.13 berikut (Gupta, et al., 2017).



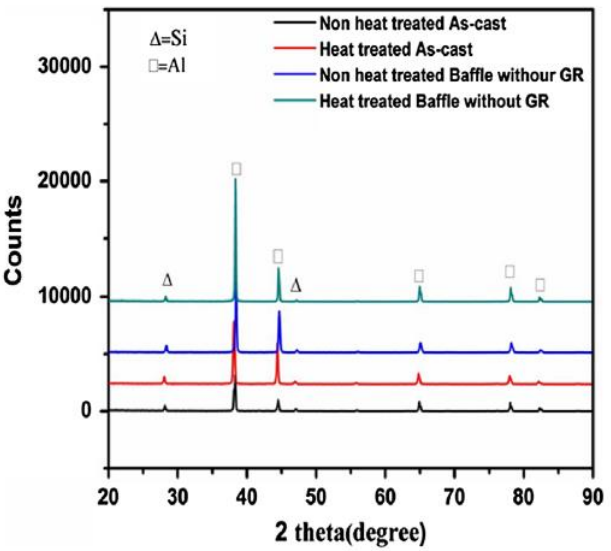
Gambar 4. 13 Struktur mikro A356 dengan pemberian *buffle crucible* dan *refiner* (Gupta, et al., 2017).



Gambar 4. 14 Struktur mikro A356 spesimen *baffle* dan *grain refiner* setelah perlakuan panas T5 (Gupta, et al., 2017).

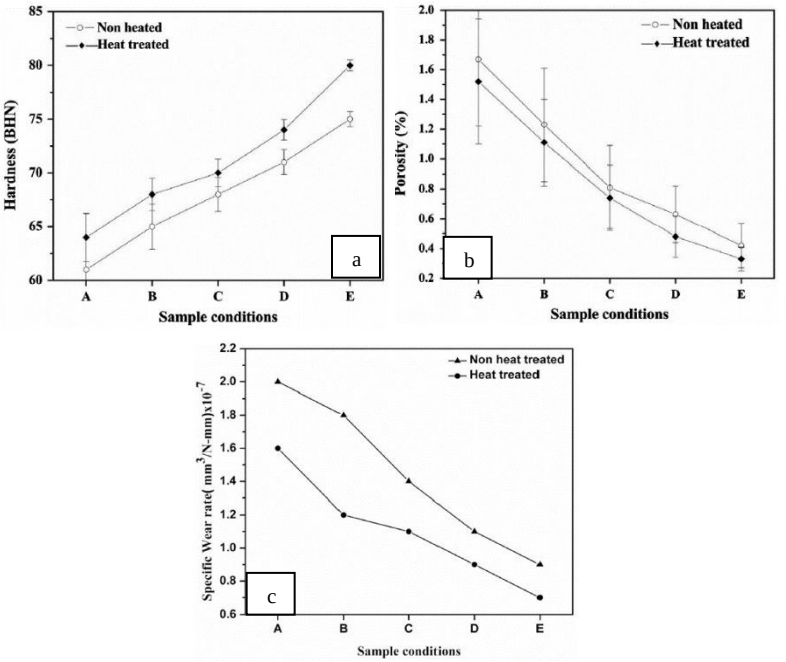
Dari hasil pengecoran tersebut, ia membandingkan dengan hasil perlakuan panas T5. Perlakuan panas dengan memanaskan pada 170^{o}C selama 20 jam. Perlakuan panas dimaksudkan untuk homogenisasi supaya fasa α-Al primer sempurna. Didapatkan fasa α-Al terdistribusi baik dengan bentuk yang seragam. Gambar 4.13

merupakan sampel A-E yang telah dilakukan pemanasan. Gambar 4.14 menunjukan struktur mikro yang telah dilakukan perlakuan panas T5 dengan rasio aspek fasa α-Al mendekati nilai satu. Paduan ini dilakukan pengujian XRD untuk melihat fasa yang terbentuk. Dari pengujian XRD pada Gambar 4.15 tersebut, peak Mg_2Si tidak begitu terlihat sebab tertutup oleh grafik puncak Si sudut 47^o. Lebih dominan grafik puncak α-Al primer dan eutektik. Karena pengaruh pengecoran RSF, *baffle* dan penambahan refiner yang menyebabkan bentuk butir Si menjadi globular dan halus, juga karena fasa α-Al sebagai matrik juga mengalami distribusi yang merata, sehingga tidak ada kekosongan klaster pada butir presipitat (Gupta, et al., 2017). Bila dibandingkan dengan *solution treatment*, panas yang diterima tidak terlalu besar. Gambar 4.15 menampilkan grafik hasil pengujian XRD.



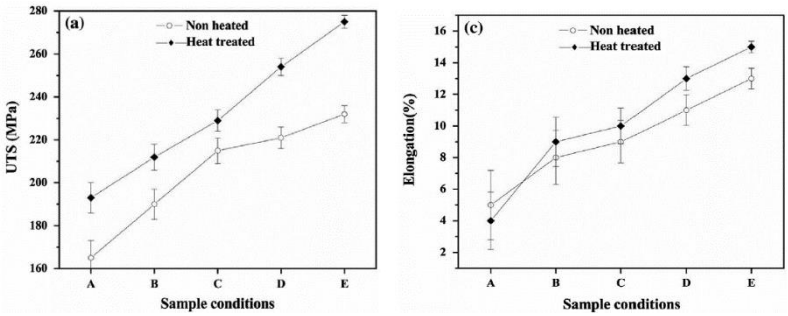
Gambar 4. 15 Hasil pengujian XRD perbandingan struktur mikro dengan perlakuan panas dan non perlakuan panas (Gupta, et al., 2017).

Perlakuan panas yang menyebabkan homogenisasi, salah satu hal yang membuat sifat mekanik meningkat adalah fraksi volume positas. Semakin kecil volume porositas, sifat mekanik semakin meningkat. Pada hasil penelitian nilai fraksi porositas ketika diberikan perlakuan panas T5 semakin rendah. Berkurangnya porositas disebabkan distribusi eutektik yang seragam pada matriks aluminium dan juga karena ukuran butir yang semakin kecil. Persamaan yang digunakan untuk mencari nilai porositas seperti Persamaan 2.5. Sehingga didapatkan grafik seperti Gambar 4.19 (Gupta, et al., 2017).



Gambar 4. 16 a) Nilai kekerasan perlakuan panas dan non perlakuan panas, b) Nilai porositas dari spesimen A356 (Gupta, et al., 2017), c) Tingkat keausan spesifik (Gupta, et al., 2017).

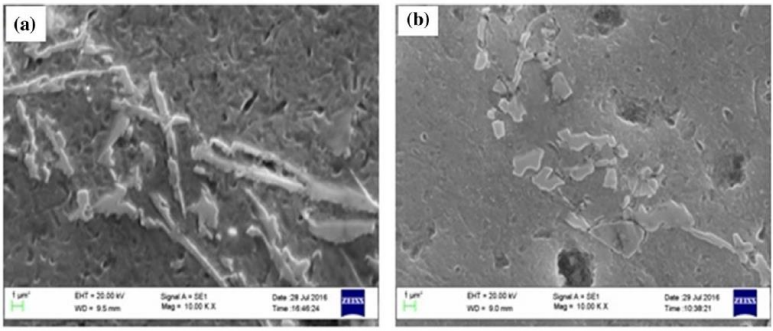
Dari pengaruh perbedaan porositas setelah perlakuan panas dan non perlakuan panas, terlihat pada gambar 4.16 b) bahwa kekerasan juga sebanding dengan persentase porositas. Karena efek perlakuan panas T5 tersebut, peningkatan nilai kekerasan meningkat sebesar 25 % dari sampel A ke E. Pada gambar 4.18 a merupakan nilai kekuatan tarik spesimen uji dan gambar 4.18 b adalah pertambahan elongasi. Pada sampel A, spesimen A perlakuan panas nilainya lebih rendah dibandingkan sampel A tanpa perlakuan panas. Hal ini terjadi tahapan awal homogenisasi α-Al primer dan muncul presipitat Mg_2Si. Namun hal ini hanya berlangsung pada tahapan awal saja. Sampel B hingga E perlakuan panas T5 berangsur nilainya lebih tinggi daripada tanpa perlakuan T5 sebab, bila melihat gambar 4.18, maka perubahan morfologi pada uji SEM terlihat bahwa bentuk sampel A yang terlihat seperti jarum berubah menjadi globular pada sampel E. pada gambar 4.19 dan 4.20, merupakan perbedaan hasil uji EDS pada spesimen E untuk dilihat unsur yang tekandung pada butir. Bahwa setelah perlakuan panas T5, mengindikasikan jumlah unsur Si dan Mg adalah masing-masing 23,05% dan 0,15%. Hal ini bertambah yang sebelumnya hanya 20,15% Si dan 0,04% Mg. Tentu karena perlakuan panas inilah yang mengisiasi adanya presipitat Mg_2Si yang jelas (Gupta, et al., 2017). Karena kadar Cu terlalu rendah, sehingga fasa yang terbentuk hanya Mg_2Si, α-Al, dan Si.



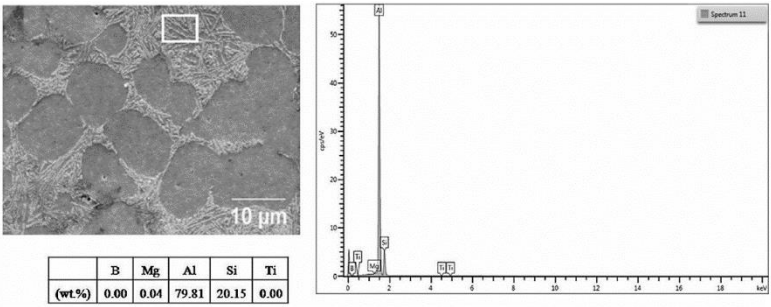
Gambar 4. 17 a) Nilai kekuatan A356 perlakuan panas dan non perlakuan panas b) Perubahan elongasi (Gupta, et al., 2017).

Dijelaskan oleh (Gupta, et al., 2017) bahwa penelitian yang komposisi sama seperti tabel 4.11, dilakukan uji keausan dengan parameter temperatur 26^{o}C dengan kelembaban 40. Spesimen diletakkan pada pin *disc test machine*. *Disc* terbuat oleh baja EN41. Spesimen diuji dengan pembebanan 15 N dengan kecepatan geser 1 m/s dengan ukuran jarak 3,6 km selama 60 menit. Rpm yng digunakan adalah 375 oleh diameter *disc* 50 mm. Keausan dihitung dengan pengurangan massa spesimen awal dan akhir.

Tingkat keausan spesifik didapat dengan volume hilang dengan beban dan jarak tempuh. Seperti Persamaan 2.1, 2.2, dan 2.3 (Darmanto, et al., 2014). Setelah itu, didapatkan nilai tingkat keausan spesifik seperti pada Gambar 4.16 c. Karena fasa alfa Al matriks dan presipitat Mg_2Si setelah perlakuan panas T5, didapat nilai tingkat keausan spesifiknya lebih rendah daripada tanpa perlakuan .

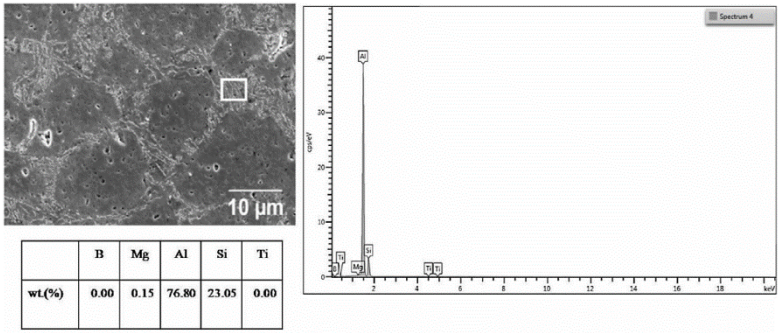


Gambar 4. 18 Perlakuan panas morfologi Si eutektik a) hasil cor, b) Sampel E (Gupta, et al., 2017).



	B	Mg	Al	Si	Ti
(wt.%)	0.00	0.04	79.81	20.15	0.00

Gambar 4. 19 EDS sampel E tanpa perlakuan panas (Gupta, et al., 2017)

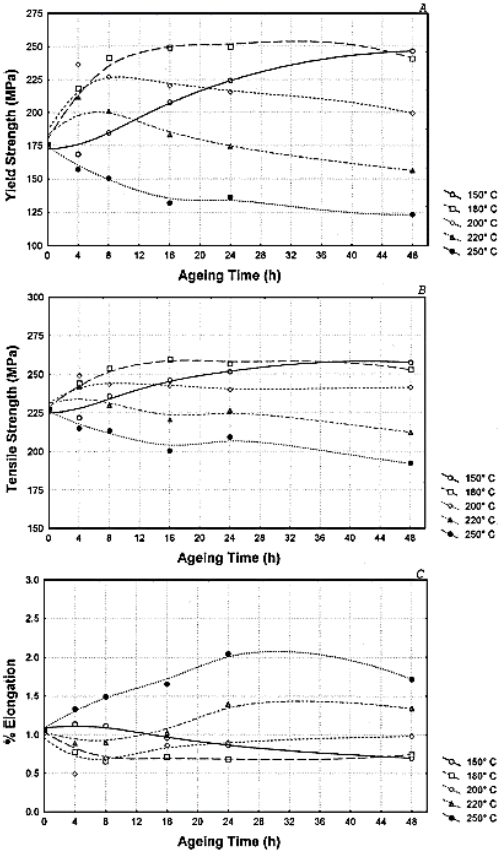


	B	Mg	Al	Si	Ti
wt.(%)	0.00	0.15	76.80	23.05	0.00

Gambar 4. 20 EDS sampel E perlakuan panas T5 (Gupta, et al., 2017)

Gambar 4.21 menunjukkan kekuatan tarik bahwa sebelum pemanasan T5 nilai kuat tarik ~227 Mpa dan kekuatan maksimal ~259 Mpa saat temperatur 180 ^{o}C pada 15 jam waktu tahan. Dari pemanasan ini, untuk mendapatkan nilai maksimal tidak dapat diprediksi. Sebab temperatur 180 ^{o}C bukan temperatur terendah pada pengujian. Namun seiring bertambahnya temperatur kekuatan semakin turun dan berbanding terbalik dengan elongasi (Ouellet &

Samuel, 1999). Kondisi menurunnya grafik kekuatan setelah puncak menunjukkan ciri *overaging*.



Gambar 4. 21 Grafik uji tarik Al-6Si-3,7Cu-0,46Mg pemanasan T5 (Ouellet & Samuel, 1999).

4.4 Perlakuan Panas T6

Perlakuan panas T6 meliputi *solution treatment* dan dilanjutkan *artificial aging*. mengenai s*olution treatment* telah dijelaskan pada subbab 4.2. Penelitian oleh (Ammar, et al., 2011) mengenai material Al-Si-Cu-Mg paduan 354 yang dikenai perlakuan panas *solution treatment* dan *artificial aging*. Pada fluiditas pengecoran, unsur Si memberikan kemampuan untuk dilakukan cor dengan baik. Material dengan unsur dominan Al dan Si akan menunjukkan sifat mekanik yang dapat di tingkatkan dengan merekayasa struktur mikro. Untuk dapat merubah struktur mikro pada komposisi yang sudah ada, maka variasi perubahan temperatur dan waktu tahan *artificial aging* dapat dilakukan. Komposisi dari paduan seperti pada Tabel 4.12.

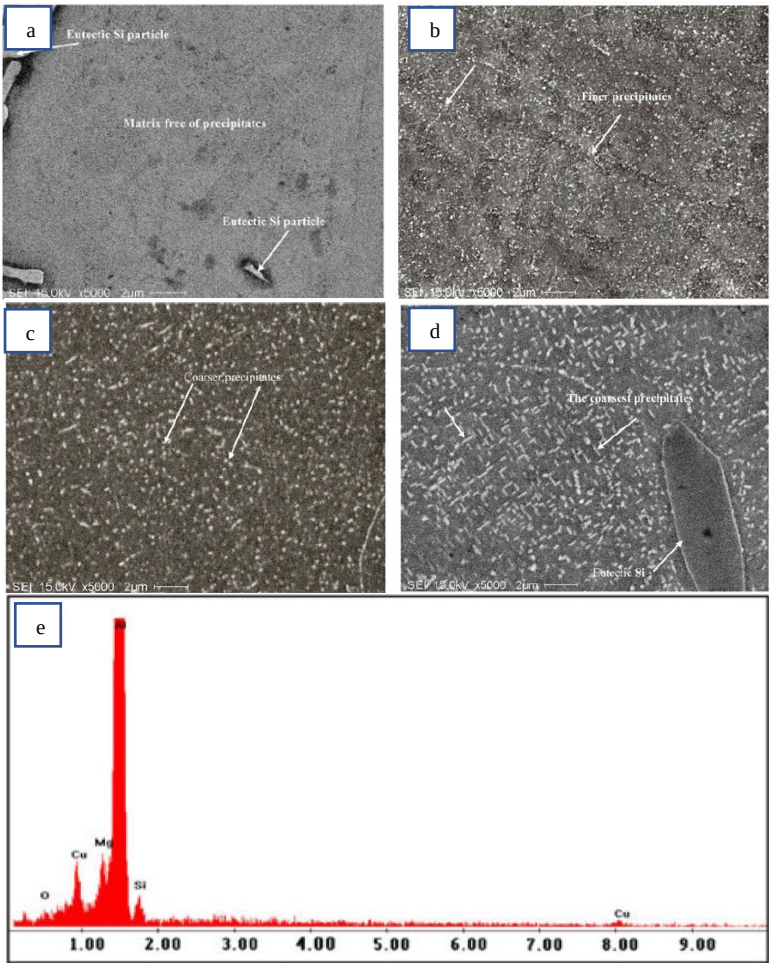
Tabel 4. 12 Komposisi paduan Al-Si-Mg-Cu (Ammar, et al., 2011).

Unsur	Al	Si	Mg	Cu	Fe
Massa %	Seimbang	8,65	0,486	1,78	0,082

(Ammar, et al., 2011) melakukan pengecoran terhadap material yang sesuai dengan Tabel 4.12, kemudian di lakukan penuangan terhadap cetakan bentuk spesimen uji tarik sesuai standar ASTM B-108. Lalu, dilakukan *aging* pada temperatur 155^{o} C hingga 245^{o} C pada rentang waktu 5 menit hingga 72 jam. Dari variabel tersebut dapat diketahui kemungkinan *underaging*, puncak *aging*, dan *overaging*. Namun, sebelum *artificial aging*, dilakukan *solution treatment* pada temperatur 520^{o} C selama 12 jam. *Solution treatment* ini didinginkan secara cepat pada air hangat 60^{o} C. pada Tabel 4.13 merupakan paduan Al-Si-Mg-Cu yang diberikan variasi *artificial aging* dan waktu tahan.

Tabel 4. 13 Variasi *artificial aging* dan waktu tahan untuk material Al-Si-Mg-Cu (paduan 354) (Ammar, et al., 2011).

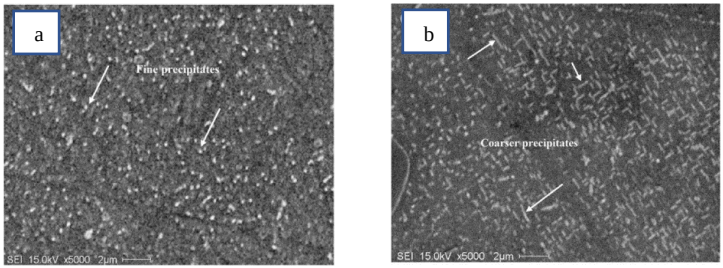
Temperatur (C)	Waktu tahan (jam)
155	1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 16; 24; 32; 40; 48; dan 72
170	1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 16; 24; 32; 40; 48; dan 72
195	0,084; 0,17; 0,25; 0,5; 0,75; 1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 16; 24; 32; 40; 48; dan 72
220	0,084; 0,17; 0,25; 0,5; 0,75; 1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 16; 24; 32; 40; 48; dan 72
245	0,084; 0,17; 0,25; 0,5; 0,75; 1; 2; 4; 6; 8; 10; 12; 16; 24; 32; 40; 48; dan 72



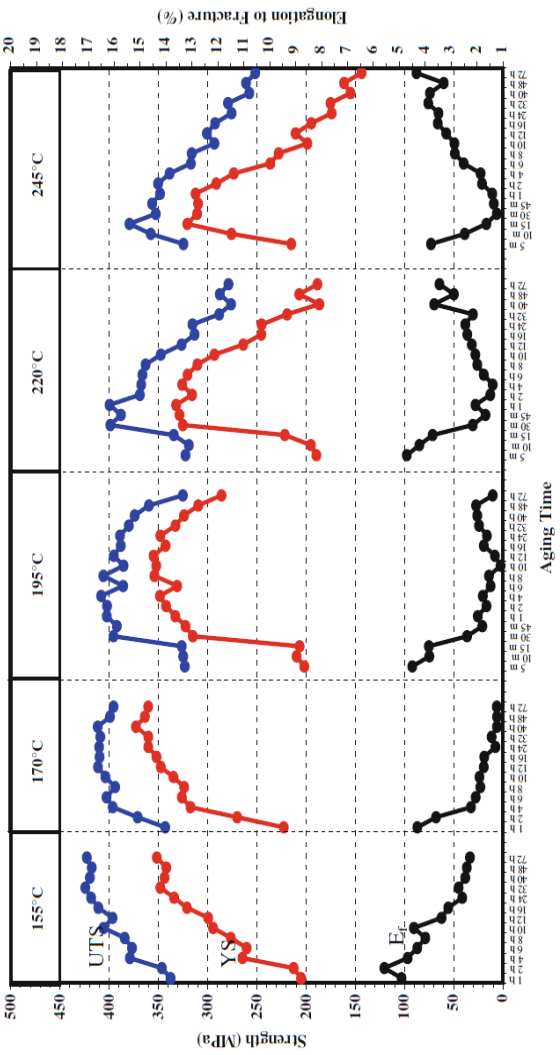
Gambar 4. 22 SEM x5000 a) hasil cor; b) setelah *aging* 155^{o} C selama 72 jam; c) setelah *aging* 195^{o} C selama 72 jam; d) setelah *aging* 245^{o} C selama 72 jam; e) EDX sampel d (Ammar, et al., 2011).

Gambar 4.22 a-d merupakan hasil uji SEM x5000 dengan berbagai variasi pemanasan. a) SEM hasil cor yang dijumpai pada

matriks tidak terdapat presipitat pada matriks. Sedangkan b), c), dan d masing-masing merupakan pemanasan 155^{o} C, 195^{o} C, 245^{o} C dan ketiga sampel tersebut merupakan hasil dari waktu tahan selama 72 jam. Gambar b) merupakan puncak kekuatan tarik yang struktur mikronya terdapat banyak presipitat halus yang merata. Sedangkan c) dan d) sudah memasuki tahapan *overaging*. Gambar 4.23 a dan b juga merupakan *overaging* pada satu temperatur yang sama namun berbeda waktu tahan. Pada saat 72 jam struktur mikro lebih kasar daripada saat 1 jam. Walaupun waktu tahan 1 jam bukan kurva puncak kekuatan, bila dibandingkan dengan waktu tahan 72 jam presipitatnya sangat berbeda. Ikatan presipitat dengan matrik tegangannya semakin berkurang. *Overaging* ini dapat disimpulkan presipitat kasar yang daerah matrik mengalami penurunan densitas dan luasan daerahnya semakin sempit akibat presipitat yang semakin membesar. Gambar 4.22 e) merupakan hasil EDX yang menunjukkan adanya unsur Al, Si, Mg, Cu yang terdeteksi pada titik pengujian. Ini dapat diartikan bahwa fasa Q yakni presipitat yang terdapat pada sampel tersebut. Gambar 4.23 adalah perbandingan kekasaran persebaran presipitat berefek pada sifat mekanik, semakin halus nilainya semakin tinggi.

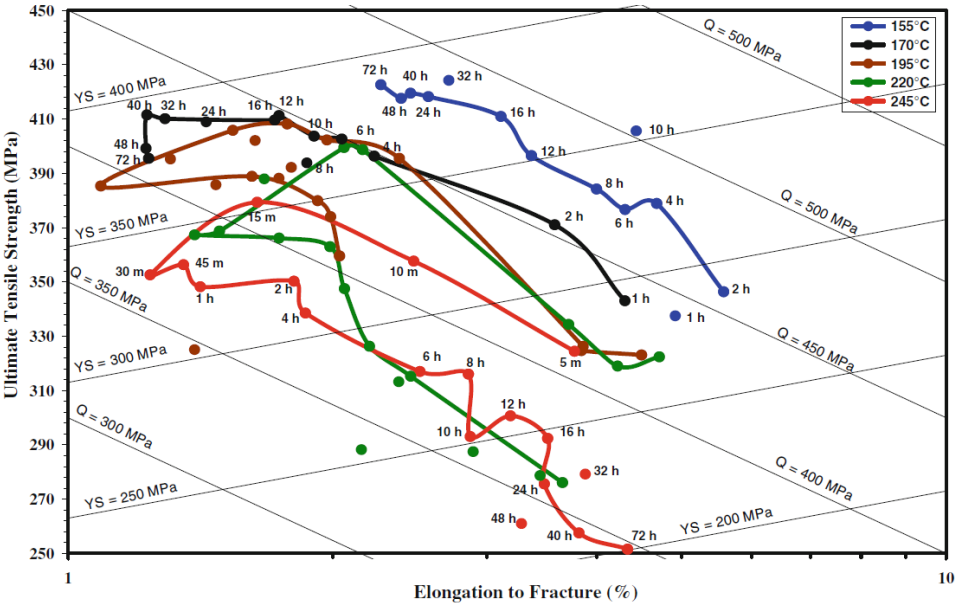


Gambar 4. 23 Perbandingan hasil SEM x5000 a) *aging* 245 ^{o}C selama 1 jam; b) *aging* 245^{o} C selama 72 jam (Ammar, et al., 2011).

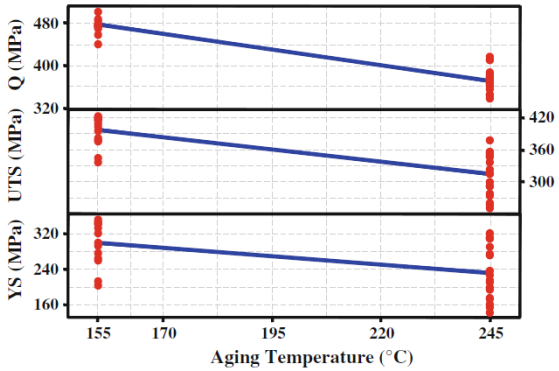


Gambar 4. 24 Nilai kekuatan berdasar variasi temperatur dan waktu tahan (Ammar, et al., 2011).

Gambar 4.24 merupakan grafik hasil uji tarik Al-Si-Mg-Cu hasil dari pemanasan *age hardening*. Dari grafik tersebut menunjukkan berbagai nilai yang variatif. Seperti halnya pada temperatur 155^{o} C dengan waktu yang seiring bertambah, kekuatan semakin meningkat hingga 72 jam. Kondisi ini bila ditambahkan waktu lebih lama kemungkinan masih dapat meningkat. Lalu, pada temperatur lain menunjukkan puncak kekuatan tertinggi seperti 170^{o} C dengan waktu 40 jam, 195^{o} C dengan waktu 8 jam, 220^{o} C dengan waktu 1 jam, dan 245^{o} C dengan waktu 15 menit. Inilah perbedaan bahwa untuk mencapai puncak kekuatan tertinggi memerlukan kriteria khusus sehingga dapat diketahui perilaku kekuatan pada setiap variabelnya. Pada saat kurva menurun dari puncak, dinamakan *overaging*. *Overaging* mampu meningkatkan kembali keuletan sehingga *fracture elongation* nilainya naik kembali. Sebab nilai kekuatan saat 155^{o} C selalu naik dan tanpa ada gejala *overaging*, Cu dan Mg pada matrik redistribusi atom terlarut lebih. Maka dikaitkan dengan fasa koheren *Q'*, θ'', β'', dan *S''* yang masing masing mempunyai morfologi bentuk *lath*, *plate*, *needle*, dan *lath*. Nilai kekuatan pada temperatur 155^{o} C di gambar 4.25, menunjukkan kurva yang sejajar dengan garis Q tanpa melewati garis Q lain. Oleh sebab itu nilai kekuatan pada indeks kualitasnya tidak berpengaruh. Penurunan kekuatan pada puncak spesimen lain karena ketegangan fasa koheren berkurang dan telah memasuki fasa inkoheren atau ekuilibrium. Kondisi ekuilibrium ini berpengaruh pada menurunnya tegangan antara presipitat dan matriks. Bentuk presipitat semakin kasar akibat presipitat yang selalu tumbuh dan jarak matriks semakin renggang karena densitas berkurang (Ammar, et al., 2011).



Gambar 4. 25 Garis indeks kualitas dari variasi pemanasan (Ammar, et al., 2011).

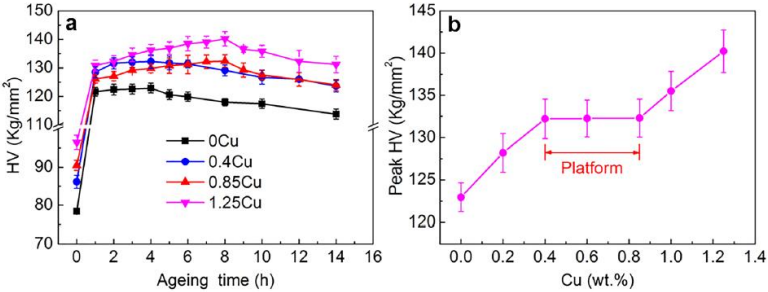


Gambar 4. 26 Kurva sederhana kesimpulan sifat mekanik hasil variasi pemanasan dan waktu tahan (Ammar, et al., 2011)

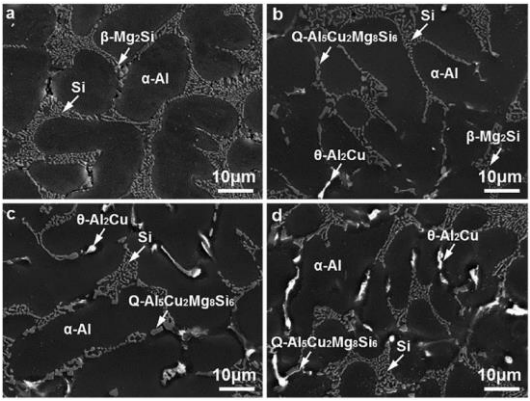
Gambar 4.26 didapat dari penyederhanaan gambar 4.25, merupakan kurva dari temperatur rendah hingga temperatur tinggi. Bahwa indeks kualitas (Q) menurun dari temperatur *aging* rendah ke temperatur tinggi akibat dari nilai UTS dan *yield strength* yang semakin menurun. Fenomena tersebut telah dijelaskan pada penjelasan sebelumnya.

Perilaku mengenai pemanasan T6 juga dilakukan oleh (Dong, et al., 2019). Material Al-Si-Mg-Cu yang unsur Cu dilakukan variasi komposisi. Variasi Cu antara lain 0; 0,2; 0,4; 0,6; 0,85; 1; 1,25 wt% pada paduan Al9Si0,5Mg. Dari paduan tersebut kemudian dilakukan pengujian kekerasan sehingga nilai kekerasan tertera pada gambar. Dengan penambahan Cu pada paduan Al-Si-Mg, tidak hanya presipitat β dan θ saja, namun muncul juga presipitat empat unsur yakni presipitat *Q*. Gambar 4.28 b) dijumpai Mg_2Si dan Al_2Cu bersamaan, namun pada gambar c hanya terlihat Al_2Cu saja sebab tidak terbaca oleh SEM karena kadarnya yang berkurang karena unsur Cu lebih dominan untuk membentuk Al_2Cu maupun $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Gambar 4.27 merupakan perilaku

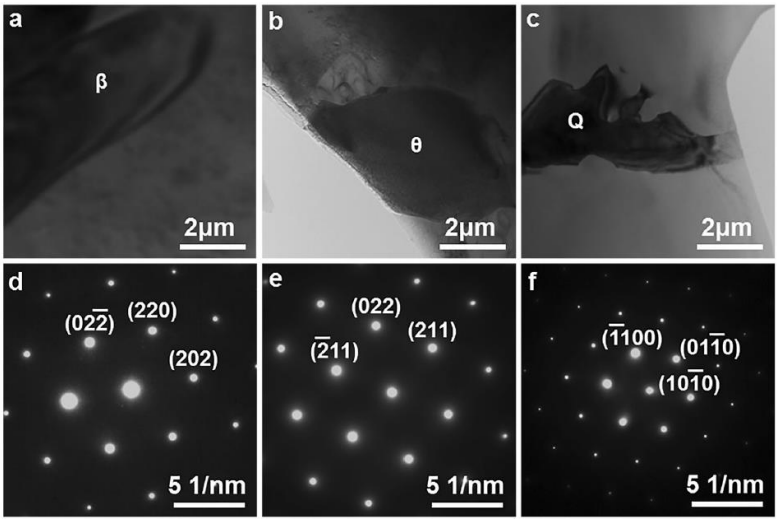
kekerasan *aging time* pada tiap penambahan Cu. Semakin besar Cu, kekerasan semakin meningkat.



Gambar 4. 27 a) kurva kekerasan variasi penambahan Cu pada waktu tahan pemanasan, b) puncak kekerasan penambahan Cu (Dong, et al., 2019)



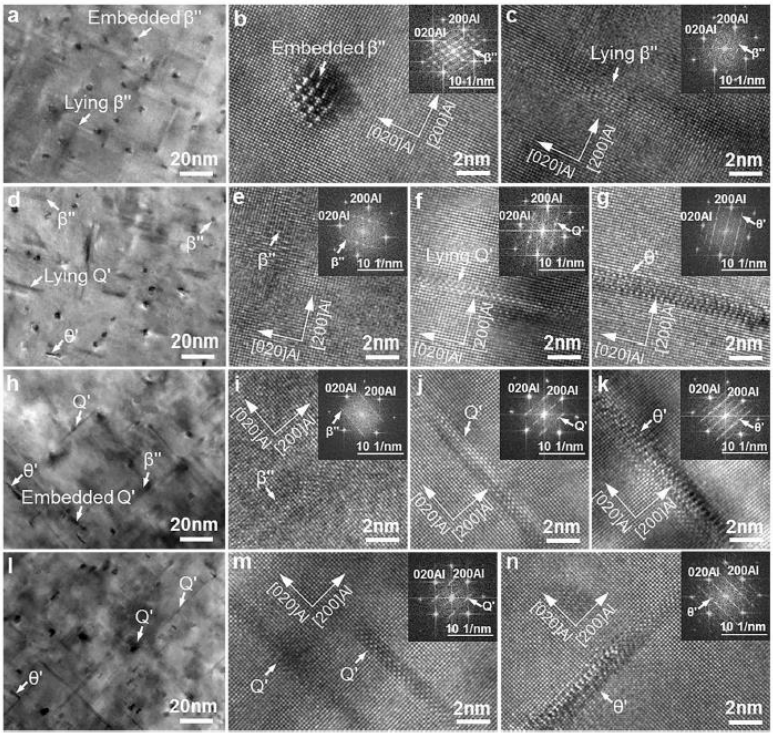
Gambar 4. 28 Hasil SEM Al-Si-Mg-Cu hasil cor dengan variasi a) Cu 0 w.t.%; b) Cu 0,4 w.t.%; c) Cu 0,85 w.t.%; d) Cu 1,25 % (Dong, et al., 2019)



Gambar 4. 29 (a-c) TEM *micrograph* presipitat, (d-e) difraksi elektron setiap sampel dari a-c (Dong, et al., 2019)

Dari gambar 4.28 a-d merupakan struktur mikro dari SEM dari perbedaan penambahan Cu. Gambar 4.28 a tidak dijumpai ciri-ciri fasa *Q*. Hanya terdapat Si, β, dan α. Sehingga nilai kekerasan pada kurva 4.27 nilainya paling rendah. *Peak* tertinggi pada aging selama 4 jam, kemudian berangsur turun namun tidak curam. Gambar 4.28 b pada penambahan 0,4 wt% Cu saja mampu menciptakan presipitat fasa Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$. Penambahan sejumlah 0,4 wt% Cu hanya meningkatkan kekerasan saat waktu tahan awal saja seperti tanpa Cu. Sedangkan 4.28 c dan d penambahan mulai 0,85 wt% Cu mampu meningkatkan grafik yang berangsur tinggi hingga waktu tahan 8 jam. Disamping itu, karena banyaknya fasa presipitat ini, maka daerah presipitat semakin luas. Gambar 4.29 hasil uji TEM (Dong, et al., 2019) muncul bidang (hkl), ini kemudian dicocokkan dengan *reference code*. Menjelaskan bahwa *consequent interplanar space* intermetalik β (202) dengan struktur kisi FCC dengan unit sel a=0,6351 nm, atau setara 6,3 Å. Seperti tabel 4.2. Sedangkan

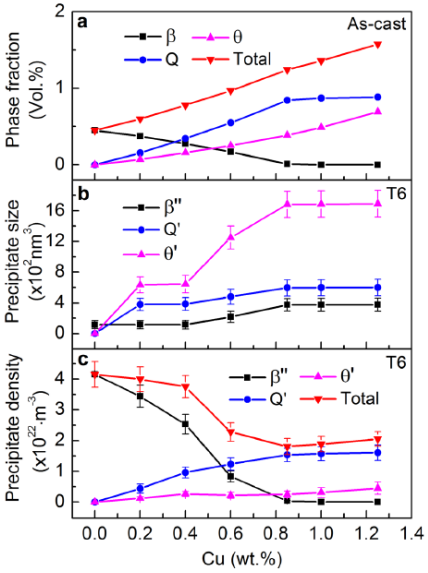
consequent interplanar space bidang (022) dan (211) fasa θ adalah 0,2144 nm dan 0,2370 nm. Struktur kisi θ adalah BCT dengan unit sel α=0,6066 nm dan c=0,4874 nm setara 6, 06 Å dan 4,8 Å. Lalu untuk fasa *Q* struktur kisinya adalah HCP. HCP ini mempunyai unit sel α= 0,10393 nm dan c=0,4017 nm setara dengan 10,3 Å dan 4,0 Å. Kesesuaian nilai ini juga telah dibuktikan oleh (Ammar, et al., 2011) pada Tabel 4.2-4.5 dalam satuan Å. Ini berarti pada hasil cor, presipitat yang terbentuk adalah keadaan ekuilibrium. Setelah mendapat perlakuan panas T6, maka presipitat berubah seperti Gambar 4.30.



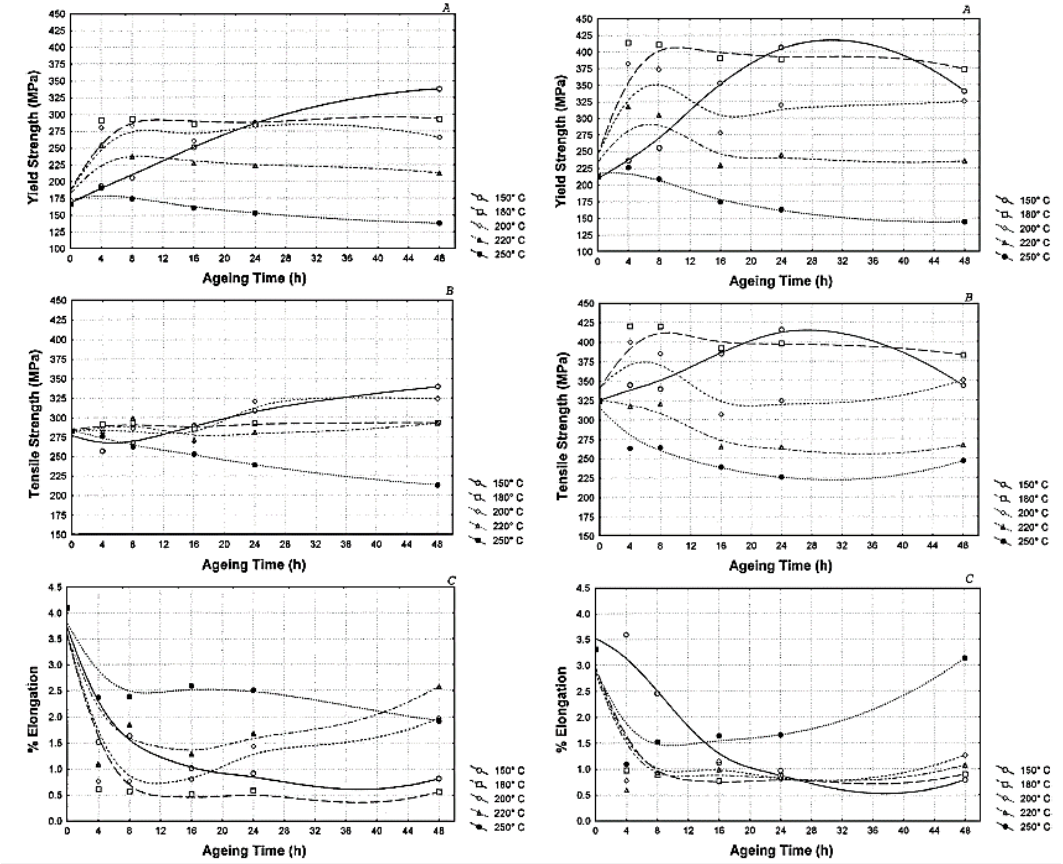
Gambar 4. 30 TEM sumbu Al (001) pada pemanasan T6 Al9Si0,5Mg (a, d, h, l= *bright field* TEM), (b, c, e, f, g, i, j, k, m,

n= *high resolution* TEM): (a-c) 0 w.t.% Cu; (d-g) 0,4 w.t.% Cu; (h-k) 0,85 w.t.% Cu; (l-n) 1,25 w.t.% Cu (Dong, et al., 2019).

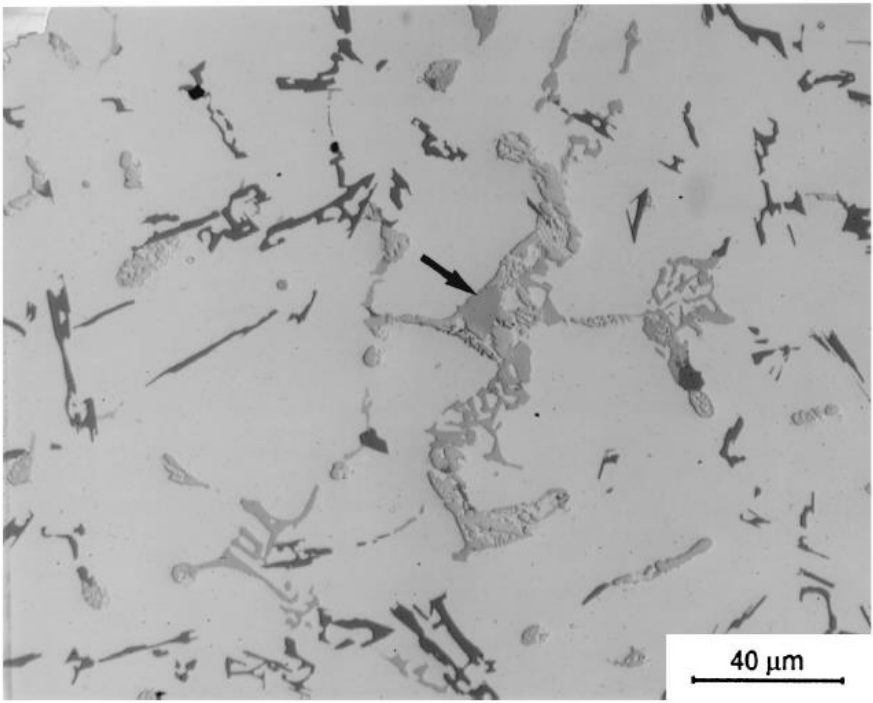
Selain menggunakan XRD untuk mengetahui senyawa, TEM dapat juga diketahui morfologi dari presipitat dan juga diketahui bidang yang telah dilewati oleh sumbu Al. Bidang tersebut kemudian disesuaikan dengan *reference code* alat uji TEM sehingga didapat informasi unit sel. Gambar 4.30 (b-c) merupakan perbesaran gambar a), (e-g) merupakan perbesaran gambar d), (i-k) merupakan perbesaran gambar h), dan m-n) merupakan perbesaran gambar l). Dari gambar perbesaran tersebut, memuat informasi mengenai *interplanar* yang terbentuk. Dari gambar a) tanpa ada Cu muncul fasa β'', kemudian gambar d) dan h) muncul θ' dan pada gambar h) masih ada β'' namun fraksi volume dan massa jenis berkurang seperti ditunjukkan gambar 4.31. dan l) β sudah sulit ditemukan. Pada gambar 4.27 b) setelah adanya *platform* karena pada Cu kadar diatas 0,85 w.t.% kekerasan meningkat karena penguatan presipat Q' dan θ'. Menurut teori Orowan, pada satu jenis presipitat pada matrik, berkurangnya hambatan gerakan dislokasi di bawah jumlah densitas presipitat menyebabkan peningkatan ukuran presipitat mengurangi penguatan presipitasi (Dong, et al., 2019). Menurunnya fraksi volume β'' sehingga menjadi kecil dan fraksi volume Q' dan θ' membesar, ini menjadikan adanya dislokasi sebab partikel kecil menjadi hambatan. Kurva kekerasan tidak dijumpai penurunan karena presipitat masih pada tahap semikoheren.



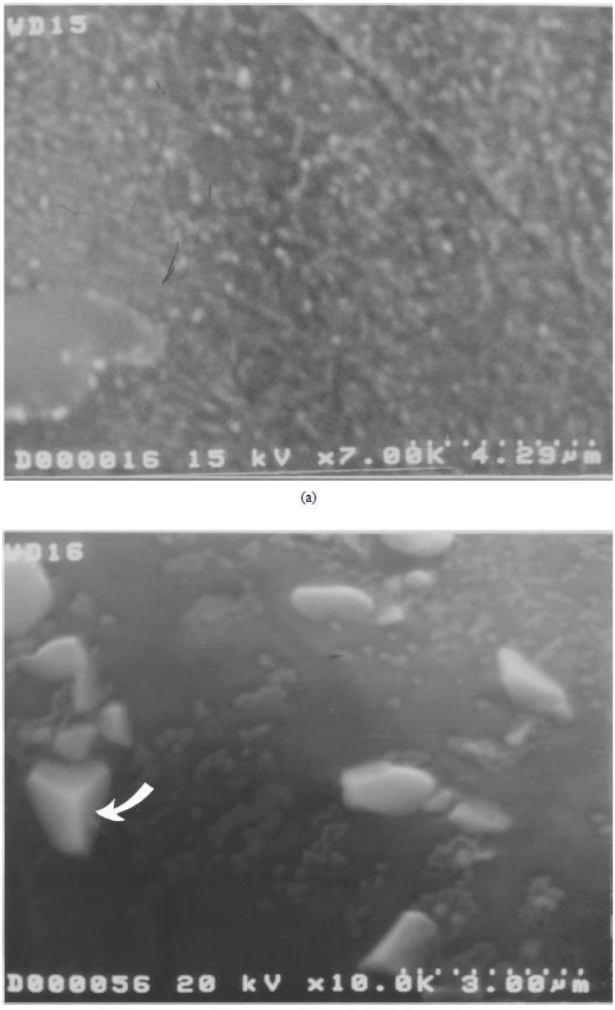
Gambar 4. 31 Perilaku presipitat pada a) fraksi volume pada hasil cor, b) ukuran presipitat setelah pemanasan T6, c) massa jenis presipitat setelah pemanasan T6 (Dong, et al., 2019).



Gambar 4. 32 a) Uji tarik paduan Al-6,23Si-3,77Cu; b) Uji tarik paduan Al-6,23Si-3,77Cu setelah penambahan 0,46 wt.% Mg (Ouellet & Samuel, 1999).



Gambar 4. 33 Mikrografi perbesaran tinggi Al-6,23Si-3,77Cu-0,46Mg (Ouellet & Samuel, 1999).



Gambar 4. 34 SEM perubahan presipitat a) saat kekuatan puncak, b) saat *overaging* (Ouellet & Samuel, 1999).

(Ouellet & Samuel, 1999) melakukan mengenai pemanasan T6 dengan menambahkan 0,46 % pada paduan Al-6,23Si-3,77Cu mampu meningkatkan sifat mekanik. Penambahan Mg sebesar 0,46 wt.% mampu meningkatkan 30%-40% kekuatan tarik dan *yield*. Pada gambar 4.32 a) merupakan hasil uji tarik paduan Al-6,23Si-3,77Cu yang nilai awal kekuatan tarik sebelum *aging* sebesar ~280 Mpa. Fenomena pada saat *aging* temperatur 150^{o} C nilai *yield* dan kekuatan tarik selalu mengalami peningkatan. Peningkatan spesifik terlihat jelas setelah penambahan Mg pada gambar 4.34 b). Nilai kekuatan tarik sebelum dilakukan *aging* adalah ~325 Mpa. Kurva puncak nilai kekuatan terjadi pada *aging* temperatur 150^{o} C saat 24 jam ~415 Mpa, kemudian mulai *overaging* ketika ditambahkan waktu tahan setelah 24 jam. Pada saat nilai kekuatan turun, maka elongasi bertambah. Pada temperatur 250^{o} C cenderung menunjukkan kurva menurun karena energi yang diterima sudah besar di awal waktu tahan. Gambar 4.33 penambahan Mg mampu memisahkan fasa Cu dari silkon eutektik (Ouellet & Samuel, 1999). Tanda panah merupakan fasa $Al_5Si_6Mg_8Cu_2$ yang tumbuh di fasa Al_2Cu. Pada gambar 4.34 menunjukkan perbedaan gambar a) yakni presipitat halus yang terjadi saat kekuatan puncak, sedangkan b) presipitat mengalami pembesaran sehingga kekuatan mulai turun.

4.5 Kesesuaian Sifat Mekanik dengan Piston

Dalam pemilihan sebuah material maka prioritas utama adalah sifat mekanik. Sifat mekanik yang bagus memberikan umur kerja yang panjang. Untuk memperoleh sifat mekanik yang bagus perlu dilakukan persiapan. Pada piston, material yang digunakan adalah material dengan aluminium sebagai unsur dominan. Digunakan aluminium ini mempunyai massa jenis yang ringan dan karakteristik yang bagus bila dipadukan dengan unsur lain. Digunakannya aluminium ini mampu menggantikan peran piston konvensional yang menggunakan unsur dominan Fe. Aluminium yang dipadukan mampu memberikan sifat mekanik yang hampir

menyerupai sifat mekanik baja. Karena perkembangan zaman yang memerlukan energi besar yang dihasilkan dari kerja mesin, maka dilakukan rekayasa pada paduan aluminium sehingga sifat mekaniknya mampu tahan terhadap pengaruh gaya mekanik yang kuat akibat tuntutan output energi dari mesin. Salah satu upaya meningkatkan sifat mekanik dengan melakukan perlakuan panas pada material hasil coran.

Tabel 4. 14 Nilai kekuatan dan sifat mekanik piston

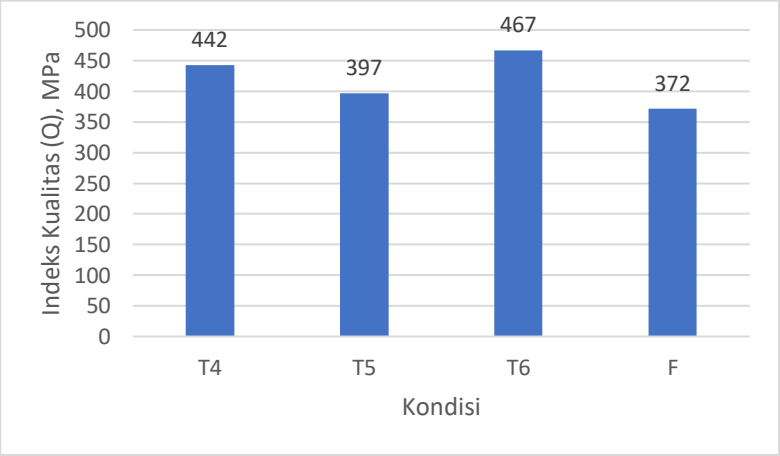
Piston	Mahle M124[(a)]	Mahle M142[(b)]	Piston X 110 cc[(c)] seri AA336	Vario 110 cc[(d)]	Piston X 1100 cc[(e)]
Kekuatan (Mpa)	200-250	200-280	-	-	-
Kekerasan (HV)	105-153*	117-165*	131-139,5*	138*	127

Nb: *konversi lampiran ASTM E-140
(a) (Mahle Gmbh, 2016)
(b) (Mahle Gmbh, 2016)
(c) (Nugroho & Purwanto, 2011)
(d) (Majanasastra, 2015)
(e) (Zayadi, 2018)

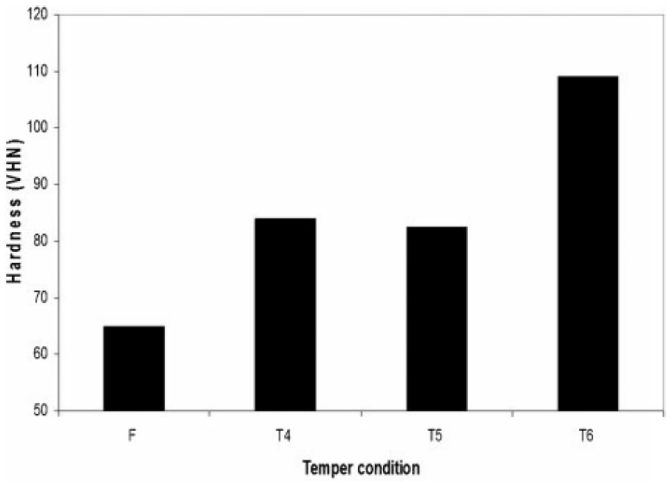
Dari Tabel 4.14 disebutkan nilai kekuatan dan kekerasan material piston. Namun tidak dijelaskan secara spesifik perlakuan panas yang digunakan. Pada umumnya, komposisi piston terdiri dari Al-Si-Mg-Cu dan unsur minor lain seperti Fe maupun Ni. Untuk mendapatkan material dengan kualitas yang bagus diperlukan perlakuan panas. Sehingga bila ingin merekayasa material tentu sifat mekaniknya menyerupai tabel 4.14. Dari Gambar 4.35 berikut, perbedaan nilai indeks kualitas (Q) pada masing-masing perlakuan yang didapat dari nilai *ultimate tensile strength* Tabel 4.15. Indeks kualitas ini didasarkan pada nilai kekuatan tarik. Dengan Persamaan 2.4, didapatkan nilai indeks kualitas.

Tabel 4. 15 Nilai kekuatan tarik pemanasan F, T4, T5, dan T6 (Moller, et al., 2009)

Sampel pemanasan	% Elongasi	*Ultimate Tensile Strength*, MPa	Indeks Kualitas (Q), MPa
T4	14,5	268	442
T5	8,4	258	396
T6	7,9	332	466
F	10,6	218	372



Gambar 4. 35 Indeks kualitas masing-masing perlakuan panas (Moller, et al., 2009)



Gambar 4. 36 Nilai kekerasan masing-masing perlakuan panas (Moller, et al., 2009)

Gambar 4.36 merupakan nilai kekerasan masing-masing perlakuan panas. Bahwa nilai kekuatan tarik seimbang dengan nilai kekerasan. Pemanasan T4 cenderung punya nilai lebih tinggi daripada T5. Namun dari semua pemanasan, pemanasan T5 yang efektif untuk mendapatkan kekuatan dan kekerasan.

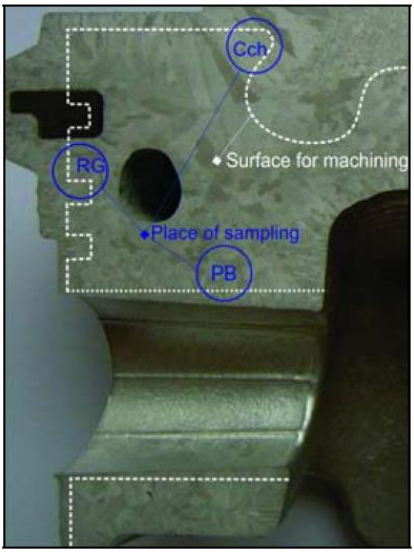
Pada penelitian (Chen, et al., 2009) dilakukan penelitian mengenai *nanoindentation*. Pengujian menggunakan *Dept Sensing Nanoindentation* (DSI), yang menggunakan prinsip visual yaknik ketika beban indentasi yang rendah diaplikasikan maka kedalaman dan beban dicatat selama pembebanan dan pelepasan beban sehingga muncul diagram pemindahan beban. Penetrasi awal ditayangkan menggunakan teknik mikroskop. Partikel Si berperan besar pada tingkat kekerasan menyeluruh. Partikel aluminium pun bila tidak ada unsur yang terikat nilai kekerasannya kecil bila dibandingkan dengan presipitat yang terbentuk. Sehingga pada jenis piston apapun yang berperan besar adalah Si dan presipitat yang lain. Peranan presipitat ini dapat disajikan pada Tabel 4.16.

Tabel 4. 16 Nilai *hardness* presipitat (Manasijevic, et al., 2015)

Fasa	Al	Si	Al_2Cu	Mg_2Si	$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$	AlFeMnSi
Kekerasan *H* (Gpa)	1,45[a,b]	11,5-12,5[a]: 11.13[b]	5,57[a]; 5.77[b]	4,5[a]	6,51[a,b]	10.82[b]

Nb :

a) (Manasijevic, et al., 2015)
b) (Chen, et al., 2009)



Gambar 4. 37 Lokasi analisis struktur mikro: Cch (*Combustion Chamber*), RG (*Rings Groove*), PB (*Pin Boss*) (Manasijevic, et al., 2015)

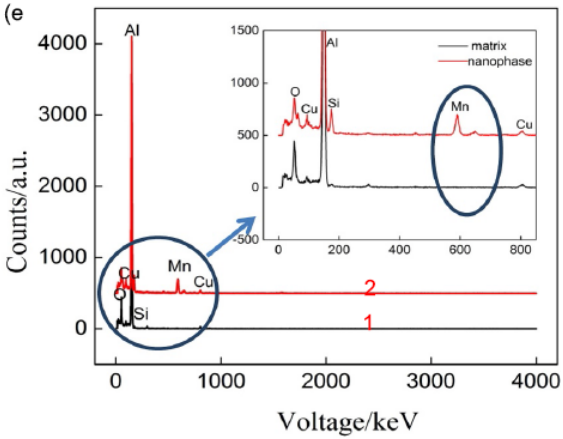
(Manasijevic, et al., 2015) mengamati struktur mikro pada material (Al-12,85Si-3,98Cu-1,89Ni-1,35Mg-0,47Fe) spesimen pada gambar 4.37. Memperlihatkan bahwa ukuran kristal Si primer semakin besar ketika mendekati area ruang pembakaran. Pada

combustion chamber ukuran kristal Si sebesar rata-rata 38 µm, *ring groove* sebesar 22 µm, dan *piston boss* sebesar 19 µm.

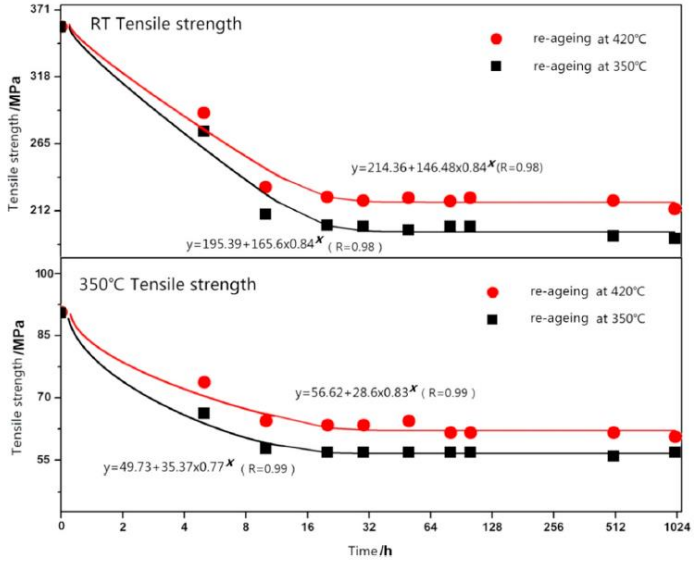
Ukuran yang semakin besar tersebut karena pengaruh pemadatan yang lambat. Pemadatan yang cepat menghasilkan kristal yang lebih halus. Pada proses pembekuan terjadi ketika melewati garis likuidus. Setelah melewati garis eutektik, pembekuan sisa pada cairan punya karakteristik duplek karena solidifikasi oleh dua unsur yang membeku. Komposisi fasa tidak akan berpengaruh ketika melalui garis eutektik sebab sudah dalam keadaan padat. Namun perubahan bentuk fasa akan terjadi bila terdapat perbedaan pendinginan yakni dengan mengontrol fungsi temperatur sebagai laju kalor terhadap komposisi saat pembekuan. Ketika telah melewati garis eutektik, struktur telah memasuki keseimbangan. Pada pendinginan yang cepat, atom hanya redistribusi atom yang tidak terjadi homogen karena *coring*. Tidak ada waktu bagi atom untuk berdifusi. Perlu dilakukan homogenisasi melalui perlakuan panas supaya memperbaiki struktur mikro dan punya sifat yang bagus. Yang dihindari tidak homogen, sebab akan menimbulkan karakteristik yang tidak bagus. (Setyo. HD, 2004). Atau ukuran kristal tersebut tidak terhomogenisasi secara larut sempurna sehingga struktur kristal tidak penuh larut saat homogonisasi, akibatnya saat *artificial aging* struktur kristal tidak seragam ukurannya.

Dalam kerja piston, piston dianggap mendapatkan pemanasan kembali. Oleh sebab itu, (Tian, et al., 2018) melakukan penelitian pemanasan pada paduan piston aluminium (Al-13Si-4Cu-2Ni-1Mg-0,25Mn) yang telah dipanaskan pemanasan T6 kemudian diberikan pemanasan ulang pada temperatur 350 ^{o}C dan 420 ^{o}C pada variasi 0 jam hingga 1024 jam. Ini sama halnya dismulasikan seperti kerja piston dalam menerima panas dari ruang pembakaran. Pada gambar 4.39 pada 10 jam *reaging* terlihat kekuatan turun. Ini karena fasa Al_2Cu larut dalam matrik. Saat dilakukan uji TEM dengan perbesaran yang tinggi ternyata muncul presipitat baru. Presipitat ini terlihat jelas ketika sampel telah dilakukan pemanasan 420 ^{o}C. ukuan presipitat baru ini berukuran

80-100 nm panjang dan 20 nm diameter. Kemudian dilakukan EDS pada gambar 4.38 muncul *peak* unsur Mn. Karena radius atom Mn 1,79 Å, Al 1,82Å, dan Cu 1,57 Å yang mana ketiga unsur tersebut mempunyai radius atom yang kecil sehingga peluang untuk berdifusi sangat besar. Sehingga terbentuk $Al_{11}Cu_5Mn_3$. Kekuatan difusi bergantung pada input temperatur yang diberikan. Semakin besar temperatur, proses difusi semakin cepat. Dengan kata lain fasa baru ini terbentuk bila dilakukan pemanasan yang tinggi ataupun dengan waktu tahan yang lama. Fasa $Al_{11}Cu_5Mn_3$ menjaga kestabilan kekuatan ketika diberikan *reaging*.



Gambar 4. 38 Uji EDS pada material yang dilakuan *reaging* (Tian, et al., 2018)



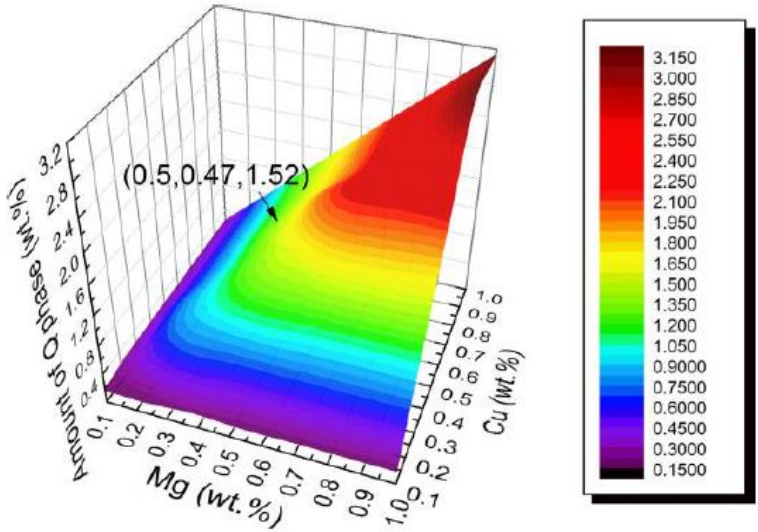
Gambar 4. 39 Pemanasan kembali setelah pemanasan T6 (Tian, et al., 2018)

Untuk mengantisipasi penurunan kerja mesin yang mana temperatur tinggi mampu menurunkan kekuatan, maka (Farkoosh & Pekguleryuz, 2015) mengamati perilaku material Al-Si-Cu-Mg pada pemanasan 300 ^{o}C setelah *solution treatment*. Al-7Si-0,5Cu-0,1Fe ditambahkan Mg masing-masing 0,3 wt.%, 0,5 wt.%, 0,7 wt.%. Tabel 4.17 menunjukkan presipitat pada perbedaan perlakuan panas. pada penelitian ini, jumlah 0,1 wt.% Fe memberikan pengaruh dalam pembentukan presipitat. Fasa π-$Al_8Mg_3FeSi_6$ punya karakteristik getas. Bila material muncul fasa π-$Al_8Mg_3FeSi_6$ perlu dilakukan rekayasa seperti penambahan Mg yang tinggi supaya keuletan meningkat. Sedangkan fasa Q merupakan fasa yang bagus untuk aplikasi kerja dengan temperatur 300 ^{o}C karena kinetika pengasaran cepat dan jumlah rendah. Jumlah Fasa Q bergantung pada unsur Mg dan Cu pada Gambar 4.40. karakteristik fasa Q yakni pada Tabel 4.5.

Tabel 4. 17 Perilaku presipitat pada variasi komposisi magnesium (Farkoosh & Pekguleryuz, 2015)

Paduan	Kondisi			
	Hasil Cor	*As-quench*	200 ^{o}C	300 ^{o}C
3 wt. % Mg	θ-Al_2Cu Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Al_5FeSi, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$,	β-Al_5FeSi	θ-Al_2Cu, Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Al_5FeSi	Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Al_5FeSi
5 wt. % Mg	θ-Al_2Cu Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Mg_2Si, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$	β-Al_5FeSi, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$	θ-Al_2Cu*, Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Al_5FeSi, $Al_8Mg_3FeSi_6$	Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Al_5FeSi, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$
7 wt. % Mg	θ-Al_2Cu Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, β-Mg_2Si, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$	π-$Al_8Mg_3FeSi_6$, β-Mg_2Si	θ-Al_2Cu*, Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$, β-Mg_2Si	Q-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, π-$Al_8Mg_3FeSi_6$, β-Mg_2Si

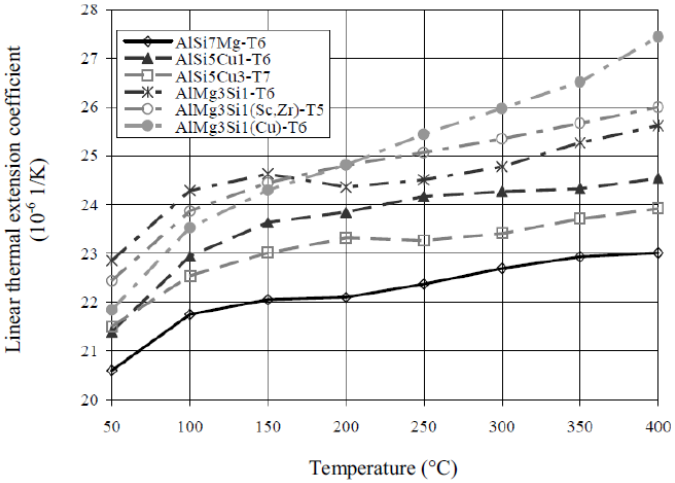
* Jumlah sedikit



Gambar 4. 40 Jumlah fasa Q tergantung unsur Mg dan Cu pada temperatur 300 ^{o}C (Farkoosh & Pekguleryuz, 2015)

Menurut (Ahmeed, et al., 2016) dalam mendesain sebuah piston, hal utama untuk diperhatikan adalah sifat mekanik. Kedua adalah bentuk piston yang memberikan efek pada ruang pembakaran. Sifat mekanik yang bagus pada umumnya ditunjukkan pada komposisi Al-Si hipereutektik. Komposisi Si yang tinggi ini maka masa jenis menjadi berkurang dan koefisien ekspansi termal rendah. Hipereutektik mampu meningkatkan kekuatan secara siginifikan, kekerasan sebanding dengan kekuatan tarik, dan tahan terhadap korosi. Karena massa jenis yang rendah, maka dapat ditambahkan unsur seperti Mg, Cu, Zn, Mn, Ni, dan Ti. Peranan Si sangat penting dalam distribusi partikel dan ukuran partikel, sehingga pembentukan presipitat bergantung pada Si.

Dari, penjelasan (Ahmeed, et al., 2016) sebelumnya, dan juga Sub-bab 2.1, idealnya komposisi Si pada paduan aluminium yakni pada eutektik maupun hipereutektik. Penambahan Si mampu menurunkan koefisien termal. Koefisiensi termal rendah ini membuat aluminium tahan pada temperatur kerja yang tinggi. Adanya unsur Si dan Mg yang massa jenisnya rendah, membuat paduan aluminium semakin rendah. Karena massa jenis rendah, dapat diberikan unsur Cu yang relatif lebih berat namun dengan kadar rendah. Sedikit Cu mampu meningkatkan kekuatan dan kekerasan pada temperatur yang tinggi. Oleh sebab itu, dilakukan perlakuan panas supaya tanpa penambahan material mampu meningkatkan sifat mekanik.



Gambar 4. 41 Koefisien termal ekspansi terhadap temperatur (Grieb, et al., 2010)

Dari Gambar 4.41, AlSi7Mg-T6 nilai termal ekspansi terendah. Ini disebabkan pengaruh banyaknya unsur Si yang terkandung. Namun, perubahan termal ekspansi ini dapat diatasi dengan memberi diameter kepala piston lebih kecil dibandingkan *skirt*, seperti penjelasan pada Sub-bab 2.1 sebelumnya. Sehingga,

pemilihan kekuatan sifat mekanik mengacu pada nilai yang paling tinggi, seperti Gambar 4.35 dan 4.6.

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

BAB V
KESIMPULAN DAN SARAN

5.1 Kesimpulan

Adapun kesimpulan dari pengamatan jurnal adalah sebagai berikut:

1. Pemanasan yang bagus adalah pemanasan yang melibatkan *solution treatment* karena partikel terjadi homogen dan larut pada matrik α-Al. Hal ini ketika diberikan pemanasan selanjutnya memberikan keteraturan presipitat. Terbentuknya presipitat yang lazimnya muncul pada paduan Al-Si-Mg-Cu pada perlakuan panas adalah θ-Al_2Cu, β-Mg2Si, *S*-Al_2CuMg, dan *Q*-$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ atau sejenisnya. α-Al bertindak sebagai matrik dan disertai persebaran partikel Si. Pada uji *microhardness*, secara berurutan partikel dengan kekerasan terbesar adalah partkel Si, *Q*-$Al_5Cu_2Mg8Si_6$, θ-Al_2Cu, β-Mg2Si, dan α-Al. Fasa *Q* mampu tahan terhadap panas dan sulit untuk berdifusi kembali ke matrik. Jumlah fasa Q bergantung pada penambahan Cu dan Mg.
2. Dari perlakuan panas T4, T5, dan T6 menunjukkan perilaku sifat mekanik yang bila mendapatkan perlakuan panas dengan input besar mampu memberikan sifat mekanik yang unggul. Dari ketiga perlakuan panas tersebut, T6 mempunyai sifat mekanik kekuatan dan kekerasan yang unggul.
3. Dalam kerja piston terdapat panas yang dihasilkan karena pembakaran di ruang bakar. Temperatur yang diterima piston disimulasikan seperti perlakuan panas T6. Pada perlakuan *reaging*, kurva uji tarik menunjukkan penurunan diawal pemanasan, namun kurva kekuatan stabil seiring penambahan waktu tahan. Pemilihan perlakuan panas yang ideal didasarkan pada nilai indeks kualitas. Indeks kualitas terbesar didapat pada pemanasan T6, kemudian T4, dan T5.

5.2 Saran

Adapun saran dari pengamatan jurnal adalah sebagai berikut:

1. Bila komposisi keseluruhan terdapat Fe, maka penggunaan unsur Cu dan Mg diusahakan tidak terlalu jauh perbandingan komposisinya supaya tidak terbentuk Al_5FeSi yang rapuh.
2. Unsur tambahan Mn dapat dijadikan opsi material tambahan karena pada pemanasan temperatur tinggi mampu membentuk presipitat $Al_{11}Cu_5Mn_3$ yang tahan terhadap pengaruh panas.
3. Untuk memperoleh akurasi pada penelitian selanjutnya berbasis *experimental*, pengujian struktur mikro ditambahkan uji TEM untuk melihat ukuran dan morfologi presipitat yang terbentuk.

DAFTAR PUSTAKA

Ahmeed, A. et al., 2016. Mechanical Properties, Material and Design of the Automobile Piston: An Ample Review. **Indian Journal of Science and Technology**, Volume 9 (36), pp. 1-7.

Ammar, H., Samuel, A. M., Samuel, F. & Sigworth, G., 2011. "Influence of Aging Parameters on the Tensile Properties and Quality Index of Al-9 Pct Si-1.8 Pct Cu-0.5 Pct Mg 354-Type Casting Alloys". **Metallurgical and Materials Transactions A**, Volume 43A, pp. 61-73.

ASM Handbook Volume 15, 2002. **ASM Handbook Volume 15 : Casting**. s.l.:ASM International.

ASM Handbook Volume 2, 1992. **ASM Handbook Volume 2 Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special-Purposes Materials**. s.l.:ASM International.

ASM Handbook Volume 4, 2002. **ASM Handbook Volume 4 : Heat Treating**. s.l.:ASM International.

ASM Handbook Volume 9, 2004. **ASM Handbook Volume : Metallography and Microstructures**. s.l.:ASM International.

ASTM E 140-02, 2002. Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness. Dalam: s.l.:ASTM International.

Avner, S. H., 1974. **Introduction to Physical Metallurgy**. 2 penyunt. Singapore: McGrawHill.

Callister, J. W. D. & Rethwisch, D. G., 2014. **Materials Science and Engineering**. United States of America: Wiley.

Chen, C. L., Richter, A. & Thomson, R. C., 2009. "Mechanical Properties of Intermetallic Phases in Multi-Component Al-Si Alloys Using Nanoindentation". **Intermetallics**, Volume 17, pp. 634-641.

Darmanto, Ridwan, M. T. & Syafa'at, I., 2014. "Analisis Keausan Aluminium Menggunakan Tribotester Pin-On-Disc Dengan Variasi Kondisi Pelumas". **Momentum**, Volume 10, pp. 19-23.

Dileep, M., Sanjay, P. S. & Mandloi, R. K., 2016. "Analytical Study of Fatigue Failure of Aluminum Alloy Piston in IC Engines". **International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET)**.

Dong, X., Amirkhanlou, S. & Ji, S., 2019. "Formation of Strength Platform in Cast Al-Si-Mg-Cu Alloys". **Scientific Report**, Volume 9:9582, pp. 1-11.

Farkoosh, A. R. & Pekguleryuz, M., 2015. "Enhanced Mechanical Properties of An Al-Si-Cu-Mg Alloy at 300 oC: Effect of Mg and the Q-Precipitate Phase". **Materials Science and Engineering A**, Volume 621, pp. 277-286.

Ginting, A. B., Indaryati, S. & Setiawan, J., 2005. "Penentuan Parameter Uji dan Ketidakpastian Pengukuran Kapasitas Panas Pada Differential Scanning Calorimeter". **Jurnal Teknik Bahan Nuklir**, Volume 1 No. 1, pp. 1-57.

Gornostyrev, Y. & Katsnelson, M. I., 2015. "Misfit Stabilized Embedded Nanoparticles in Metallic Alloys". **Physical Chemistry Chemical Physics**.

Grieb, M. B., Christ, H.-J. & Plege, B., 2010. "Thermomechanical Fatigue of Cast Aluminium Alloys for Cylinder Head Applications-Experimental Characterization and Life Prediction". **Procedia Engineering**, Volume 2, pp. 1767-1776.

Groover, M. P., 2013. **Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes, and Systems**. 5 penyunt. United States of America: John Wiley and Sons.

Gupta, R., Sharma, A., Pandel, U. & Ratke, L., 2017. "Effect of Heat Treatment on Microstructures and Mechanical Properties of A356 Alloy Cast Through Rapid Slurry Formation (RSF) Process". **International Journal of Cast Metals Research**, pp. 1-10.

Gupta, R., Sharma, A., Pandel, U. & Ratke, L., 2017. "Wear Analysis of A356 Alloy Cast Through Rheometal Process". **Material Research Express**, Volume 4, pp. 1-10.

Habashi, F., 1997. **Handbook of Extractive Metallurgy**. Weinheim: Wiley.

Hamid, I. A. A., 2019. "Studi Pengaruh Artificial Aging Pada Paduan Aluminium 339 Terhadap Struktur Mikro, Kekerasan, dan Kekuatan Untuk Aplikasi Piston Mahle M142". **Undergraduate Thesis, Institut Teknologi Sepuluh Nopember Surabaya**.

Jin, S. et al., 2018. "Precipitation Strengthening Mechanism During Natural Ageing and Subsequent Artificial Aging in an Al-Mg-Si-Cu Alloy". **Material Science and Engineering, Volume A 724**, pp. 53-59.

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**, Volume 39, pp. 1343-1355.

Mahle Gmbh, 2016. **Piston and Engine Testing**. Stuttgart: Springer Vieweg.

Majanasastra, R. B. S., 2015. "Pengaruh Variabel Waktu (Aging Heat Treatment) Terhadap Peningkatan Kekerasan Permukaan dan Strukturmikro Kepala Piston Sepeda Motor Honda Vario". **Jurnal Ilmiah Teknik Mesin**, Volume 3, Nomor 2, pp. 87-101.

Manasijevic, S. et al., 2015. "Analysis of Piston Microstructure in The Most Critical Zones". **Kovove Mater**, Volume 53, pp. 357-363.

Mohamed, A. M. A. & Samuel, F., 2012. "A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys, in Heat Treatment - Convential and Novel Applications", F. Scerwinski, ed.. **InTech**.

Moller, H., Govender, H., Stumpf, W. E. & Knutsen, R. D., 2009. "Influence of Temper Condition on Mircrostructure and Mechanical Properties of Semi Solid Metal Processed Al-Si-

Mg Alloy A356". **International Journal of Cast Metals Research**, Volume 22, No. 6, pp. 417-421.

Nugroho, S. & Purwanto, A., 2011. "*Analisis Kegagalan Piston Sepeda Motor Bensin 110 cc*". Semarang, **Prosiding Seminar Nasional Sains dan Teknologi ke-2**.

Ouellet, P. & Samuel, F. H., 1999. "Effect of Mg on The Ageing Behaviour of Al-Si-Cu 319 Type Aluminium Casting Alloys". **Journal of Materials Science**, Volume 34, pp. 4671-4697.

Oullet, P. & Samuel, F. H., 1999. "Effect of Mg on The Ageing Behaviour of Al-Si-Cu 319 Type Aluminium Casting Alloys". **Journal of Materials Science**, Volume 34, pp. 4671-4697.

Petkov, V., 2007. **Degradation Mechanism of Copper Anode Furnace Refractory Linings**. Germany: Katholieke Universiteit Leuven.

Rashed, H. & Rashid, A. B., 2017. **Heat Treatment of Aluminum Alloys**. Dalam: Dhaka: Elsevier, p. 337.

Raza, M., 2017. **Oxygen Vacancy Stabilized Zirconia (OVSZ); Synthesis and Properties**. Belgium: UMOns.

Reif, W. et al., 1998. "Pre-Ageing of AlSiCuMg Alloys in Relation To Structure and Mechanical Properties". **Materials and Design**, Volume 18, pp. 235-256.

Sarkar, A. et al., 2017. "Multicomponent Equiatomic Rare Earth Oxides With Narrow Band Gap and Associated Praseodymium Multivalency". **Dalton Transactions**, Volume 46, pp. 12167-12176.

Setyo. HD, A. N., 2004. "Pengaruh Perubahan Temperatur Pada Proses Kristalisasi Logam Cor". **Jurnal Penelitian Inovasi**, Volume 21, pp. 17-26.

Shigley, J. E. & Mischke, C. R., 1996. **Standard Handbook of Machine Design: Second Edition**. New York: McGraw Hill.

Silva-Molina, R. A., 2015. **Boron Nitride and Carbon Nanostructures; Synthesis, Characterization and Ab Initio Calculations**, s.l.: s.n.

Sjolander, E. & Seifeddine, S., 2010. "Review: The Heat Treatment of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys". **Journal of Materials Processing Technology**, Volume 210, pp. 1249-1259.

Starink, M. J., 2004. "Analysis of Aluminium Based on Alloys by Calorimetry: Quantitative Analysis of Reactions and Reaction Kinetics". **International Materials Review**, Volume 49, pp. 191-226.

Stefanescu, D. & Roxana, R., 2004. **Solidification Structure of Aluminium Alloys. Dalam**: *ASM Handbook Volume 9 : Metallography and Microstructure*. s.l.:ASM International, pp. 107-115.

Stojanovic, B. & Glisovic, J., 2016. **Automotive Engine Materials**. Kragujevac: Elsevier.

Stolarski, T. A., 2000. **Tribology in Machine Design**. Oxford: Butterworth-Heinemann.

Tebib, M., Ajersch, F., Samuel, A. M. & Chen, X. -G., 2013. "Solidification and Microstructural Evolution of Hypereutectic Al-15Si-4Cu-Mg Alloys with High Magnesium Contents". **Metallurgical and Materials Transactions A**, Volume 44A, pp. 4282-4295.

Tian, L. et al., 2018. "Elevated Re-Aging of a Piston Aluminium Alloy and Effect on The Microstructure and Mechanical Properties". **Materials Science and Engineering A**, Volume 738, pp. 375-379.

Tian, L. et al., 2018. "Elevated Re-Aging of a Piston Aluminium Alloy and Effect on the Microstructure and Mechanical Properties". **Materials Science and Engineering A738**, pp. 375-379.

Wang, G., Ren, G. & Liu, Y., 2017. "Influence of Natural Aging on Artificial Age Hardening of an Aluminum Cast Alloy". **Asia-Pacific Engineering and Technology Conference**, pp. 1006-1011.

Widyastuti, Ardhyananta, H., Purwaningsih, H. & Quluq, R. M., 2019. **Karakterisasi Material Bagian 1 : Komposisi, Topografi dan Sifat Mekanik**. Surabaya: ITS Press.

Wjayanti, F. & Irwan, D., 2014. "Analisis Pengaruh Bentuk Permukaan Piston Terhadap Kinerja Motor Bensin". **Jurnal Ilmiah Teknik Mesin**, Volume 2 Nomor 1 Februari 2014.

Wu, C.-T., Lee, S.-L., Hsieh, M.-H. & Lin, J.-C., 2010. "Effect of Cu Content on Microstructure and Mechanical Properties of Al-14,5Si-0,5Mg". **Materials Characterization**, Volume 61, pp. 1074-1079.

Xiao, Q. et al., 2016. "Effect of Cu Content on Precipitation and Age-Hardening Behavior in Al-Mg-Si-xCu Alloys". **Journal of Alloys and Compounds**.

Yamagata, H., 2005. **The Science and Technology of Materials in Automotive Engines**. Washington: CRC Press.

Zayadi, A., 2018. "Analisis Kegagalan Piston Pada Kendaraan Roda Empat Kapasitas 1000 cc". **BINA TEKNIKA**, Volume 14, Nomor 2, pp. 103-107.

Zhang, R., Li, L., Sultanbawa, Y. & Xu, Z. P., 2018. "Review Article X-ray Fluorescence Imaging of Metals and Metalloids in Biological Systems". **American Journal of Nuclear Medicine and Molecular Imaging**, Volume 8, pp. 169-188.

Zolotorevsky, V. S., Belov, N. A. & Glazoff, M. V., 2007. **Casting Aluminum Alloy**. Moscow: Elsevier.

LAMPIRAN

Lampiran konversi nilai kekerasan ASTM E-140 (ASTM E 140-02, 2002)

TABLE 9 Approximate Hardness Conversion Numbers for Wrought Aluminum Products[A, B, C]

Brinell Hardness Number 500-kgf, (10-mm Ball) (HBS)	Vickers Hardness Number 15-kgf, (HV)	Rockwell Hardness Number			Rockwell Superficial Hardness Number		
		B Scale 100-kgf, 1/16-in. Ball (HRB)	E Scale 100-kgf, 1/8-in. Ball (HRE)	H Scale 60-kgf, 1/8-in. Ball (HRH)	15-T Scale 15-kgf, 1/16-in. Ball (HR 15-T)	30-T Scale 30-kgf, 1/16-in. Ball (HR 30-T)	15-W Scale 15-kgf, 1/8-in. Ball (HR 15-W)
160	189	91	...	...	89	77	95
155	183	90	...	...	89	76	95
150	177	89	...	...	89	75	94
145	171	87	...	...	88	74	94
140	165	86	...	...	88	73	94
135	159	84	...	...	87	71	93
130	153	81	...	...	87		
70	93						
125	147	79	...	...	86	68	92
120	141	76	...	...	86	67	92
115	135	72	101	...	86	65	91
110	129	69	100	...	85	63	91
105	123	65	99	...	84	61	91
100	117	60	98	...	83	59	90
95	111	56	96	...	82	57	90
90	105	51	94	108	81	54	89
85	98	46	91	107	80	52	89
80	92	40	88	106	78	50	88
75	86	34	84	104	76	47	87
70	80	28	80	102	74	44	86
65	74	...	75	100	72	...	85
60	68	...	70	97	70	...	83
55	62	...	65	94	67	...	82
50	56	...	59	91	64	...	80
45	50	...	53	87	62	...	79
40	44	...	46	83	59	...	77

[A] Data were generated in an interlaboratory test program conducted by ASTM Subcommittee E28.06. Supporting data available from ASTM Headquarters. Request RR: E28-1005.

[B] In table headings, kgf or gf refers to total test force.

[C] Appendix X9 contains equations converting determined hardness scale numbers to Brinell numbers for wrought aluminum products. Refer to 1.11 before using conversion equations.

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)

UCAPAN TERIMA KASIH

Selama proses mengerjakan laporan tugas akhir ini, penulis mengucapkan terima kasih kepada :

1. Ayah, ibu, dan kakak yang senantiasa memberikan dorongan motivasi dan doa.
2. Ibu Dian Mughni Fellicia, dan Pak Rochman Rochiem selaku pembimbing yang selalu mengarahkan dan memberikan gambaran mengerjakan tugas akhir.
3. Pak Budi Agung Kurniawan, Pak Wikan Jatimurti, Bu Vania Mitha Pratiwi, dan Bu Widyastuti selaku dosen pembahasan yang memberikan saran terbaik dalam mengerjakan tugas akhir.
4. Pak Alvian Toto Wibisono dan bu Amaliyah Rasyidah selaku dosen wali yang selalu mendengar cerita saya selama berkuliah di ITS.
5. Seluruh dosen dan karyawan Teknik Material dan Metalurgi yang membantu berjalannya kesuksesan mengerjakan tugas akhir.
6. Na'il Akbar N dan M. Abi Rafdi partner tugas akhir saya.
7. Pak Anto, Pak Sutari, Pak Chanan, Pak Sumarsono yang selalu memberikan ilmu pengecoran logam dan manufaktur secara praktek.
8. Mas Iqbal Azka Al-Hamid, Mas Bayuzen Ahmad yang selalu siap ketika saya berkonsultasi.
9. Rekan-rekan Grader Teknologi pengecoran yang selalu bersemangat.
10. Rekan-rekan MT18 angkatan 2016, Badan Semi Otonom Minat Bakat, Himpunan Mahasiswa Teknik Material dan Metalurgi, Mas-mbak-adekku sebagai tempat bercerita pengalaman.
11. Rekan-rekan Forum Musik Material, dan kawan jogging.

12. Nabil, Vito, Rio, Afni, Erasmus, Mar'i dan Firman.
13. Seluruh pihak yang belum disebutkan satu per satu.

Terima kasih, semoga *review paper* ini bermanfaat untuk perkembangan teknologi dan ilmu pengetahuan.

BIODATA PENULIS

Bayu Dwi Prasetya lahir di Lamongan, 5 Juni 1997. Penulis merupakan anak bungsu dari dua bersaudara. Penulis menempuh pendidikan formal di SDN Jetis IV Lamongan, SMPN 1 Lamongan, dan SMAN 2 Lamongan. Setelah itu penulis melanjutkan pendidikan perguruan tinggi di Departemen Teknik Material Institut Teknologi Sepuluh Nopember Surabaya pada tahun 2016. Selama berkuliah di ITS, penulis pernah aktif beberapa organisasi dan diantaranya di anggota UKM Musik ITS, koordinator Forum Musik Material (2017-2018), Kepala Divisi Event Badan Semi Otonom Minat Bakat (2018-2019), Kepala Departemen Internal Indonesian Corrosion Association Student Chapter ITS (2018-2019). Penulis pun pernah aktif di kegiatan panitia kompetisi band "METRONOME" oleh UKM Musik ITS, dan Panitia kesekretariatan LKMM Pra TD. Disamping itu, penulis merupakan anggota Purna Paskibraka Indonesia. Penulis pernah melakukan kerja praktik di PG. Kebon Agung Malang PT. Kebon Agung mengenai "**Studi Pemilihan Material SS400 Untuk Hammer dan Material SUS316 Untuk Bushing Hammer Pada Heavy Duty Shredder di Stasiun Gilingan PG. Kebon Agung Malang**". Penulis sangat tertarik pada bidang ilmu metalurgi, oleh sebab itu penulis juga aktif di bidang akademik sebagai Grader Teknologi Pengecoran Laboratorium Metalurgi. Disamping itu, penulis mempunyai kompetensi sertifikasi *Liquid Penetrant Testing* dan *Magnetic Particle Testing* ASNT level 2. Penulis ingin ketertarikan yang pelajari mampu bermanfaat bagi orang lain.

(*Halaman ini sengaja dikosongkan*)