



UNIVERSITAS INDONESIA

**PENGARUH KECEPATAN INJEKSI DAN PENAMBAHAN
UNSUR Mn DALAM PADUAN Al-12%Si TERHADAP
TERBENTUKNYA LAPISAN INTERMETALIK PADA BAJA
CETAKAN (*DIES*) H13 *OVER TEMPER***

SKRIPSI

HILMI AZIZ

0806331626

**FAKULTAS TEKNIK
PROGRAM STUDI TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL**

**DEPOK
JANUARI 2012**



UNIVERSITAS INDONESIA

**PENGARUH KECEPATAN INJEKSI DAN PENAMBAHAN
UNSUR Mn DALAM PADUAN Al-12%Si TERHADAP
TERBENTUKNYA LAPISAN INTERMETALIK PADA BAJA
CETAKAN (*DIES*) H13 *OVER TEMPER***

SKRIPSI

Diajukan sebagai salah satu syarat untuk memperoleh gelar Sarjana

HILMI AZIZ

0806331626

**FAKULTAS TEKNIK
PROGRAM STUDI TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL**

**DEPOK
JANUARI 2012**

HALAMAN PERNYATAAN ORISINALITAS

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

Nama : Hilmi Aziz

NPM : 0806331626

Tanda Tangan :



Tanggal : 25 Januari 2012

HALAMAN PENGESAHAN

Skripsi ini diajukan oleh :
Nama : Hilmi Aziz
NPM : 08063331626
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Skripsi : Pengaruh Kecepatan Injeksi dan Penambahan
Unsur Mn dalam Paduan Al-12%Si terhadap
Terbentuknya Lapisan Intermetalik pada Baja
Cetakan (*Dies*) H13 *Over Temper*

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

DEWAN PENGUJI

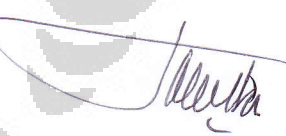
Pembimbing : Prof. Dr. Ing. Ir. Bambang Suharno

()

Penguji : Ir. Abdul Hay, M.T

()

Penguji : Dwi Marta Nurjaya S.T, M.T

()

Ditetapkan di : Depok

Tanggal : 25 Januari 2012

KATA PENGANTAR

Alhamdulillah, segala puji bagi Allah *Subhanahu wa Ta'ala* atas karunia-Nya berupa kenikmatan yang selalu tercurah kepada hamba-hamba-Nya dengan tiada berhingga dan atas rahmat-Nya jua, penulis dapat menyelesaikan skripsi ini. Penulisan skripsi ini dilakukan dalam rangka memenuhi salah satu syarat untuk mencapai gelar Sarjana Teknik Departemen Teknik Metalurgi dan Material pada Fakultas Teknik Universitas Indonesia.

Setelah memuji-Nya, penulis juga ingin mengucapkan terima kasih kepada pihak-pihak yang telah membantu dan membimbing penulis dari masa perkuliahan sampai pada penyusunan skripsi ini kepada:

1. Prof. Dr. -Ing. Ir. Bambang Suharno
Selaku Ketua Departemen Teknik Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia dan Dosen Pembimbing penulis dalam penyusunan skripsi ini;
2. Ir. Abdul Hay, M.T
Selaku penguji dan rekan kerja yang telah banyak membantu penulis dalam penyusunan skripsi ini;
3. Dwi Marta Nurjaya S.T, M.T
Selaku dosen penulis dan penguji dalam sidang hasil skripsi ini;
4. Dr .Ir. Akhmad Herman Yuwono, M.Phil.Eng.
Selaku Koordinator Kerja Praktek Departemen Teknik Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia dan Pembimbing Akademik (PA) penulis;
5. Teristimewa penulis ucapkan terima kasih kepada orang tua (bapak Sarwono dan ibu Siti Masyitoh), kakak (Nur Hamidah Safitri), adik (Fahri Amin), istri tercinta (Siti Fatimah), buah hati pertama penulis (Khansa Nafi'ah), dan seluruh keluarga yang tidak tersebut yang dengan tulus telah mendoakan dan memberikan dukungan baik moril maupun materil kepada penulis. Merekalah orang-orang tercinta di hati penulis dan semoga Allah membalas kebaikan mereka.

6. Muhammad Abror selaku rekan penulis selama penelitian;
7. Seluruh teman-teman Departemen Teknik Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia angkatan 2008 yang telah membantu selama masa perkuliahan sampai pada penyusunan skripsi ini;
8. Seluruh pihak yang tidak bisa penulis sebutkan satu per satu. Kepada mereka penulis mengucapkan terima kasih.

Penulis berharap skripsi ini dapat bermanfaat bagi penulis khususnya dan bagi para pembaca pada umumnya. Penulis juga dengan hati terbuka menerima saran dan masukan yang membangun dari semua pihak.

Sholawat serta salam semoga senantiasa tercurah kepada Nabi Muhammad *sholallahu 'alaihi wassalam* sebagai penutup para Nabi dan rahmat bagi semesta alam.

Depok, 25 Januari 2012

Penulis

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

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

Nama : Hilmi Aziz

NPM : 0806331626

Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material

Departemen : Metalurgi dan Material

Fakultas : Teknik

Jenis Karya : Skripsi

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

Pengaruh Kecepatan Injeksi dan Penambahan Unsur Mn dalam Paduan Al-12%Si terhadap Terbentuknya Lapisan Intermetalik pada Baja Cetakan (*Dies*) H13 Over Temper

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

Demikian pernyataan ini saya buat dengan sebenarnya.

Dibuat di : Depok

Pada tanggal : 25 Januari 2012

Yang menyatakan



(Hilmi Aziz)

ABSTRAK

Nama : Hilmi Aziz
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul : Pengaruh Kecepatan Injeksi dan Penambahan Unsur Mn dalam Paduan Al-12%Si terhadap Terbentuknya Lapisan Intermetalik pada Baja Cetakan (*Dies*) H13 *Over Temper*

Die soldering merupakan fenomena terbentuknya lapisan intermetalik pada antarmuka cetakan dan paduan aluminium yang dapat menyebabkan kegagalan cetakan sehingga dapat menurunkan produktivitas produksi. *Soldering* sering terjadi di sekitar *gate* pada kecepatan injeksi *molten* tinggi terutama pada aplikasi *High Pressure Die Casting* (HPDC). Untuk mengetahui pengaruh kecepatan injeksi dan unsur paduan Mn dalam *molten* terhadap *soldering*, maka dilakukan percobaan pencelupan dinamis sampel baja H13 *over temper* ke dalam Al-12%Si dengan variasi kandungan Mn. Hasilnya, diperoleh lapisan intermetalik berupa *compact layer* dimana ketebalannya meningkat dengan meningkatnya kecepatan. Paduan Al-12%Si dengan 0,5-0,7%Mn merupakan kondisi optimum untuk menurunkan ketebalannya. Pada rentang tersebut, Mn berperan secara tidak langsung dalam menurunkan kekerasan intermetalik. Mekanisme yang berperan dalam pembentukan intermetalik ini yaitu erosi, difusi, dan atau disolusi.

Kata kunci:

Die soldering, lapisan intermetalik, kecepatan, HPDC, Mn, H13 *over temper*, Al-12%Si, *compact layer*, ketebalan, kekerasan, erosi, difusi, disolusi

ABSTRACT

Name : Hilmi Aziz
Study Program : Metallurgical and Material Engineering
Title : Effect of Injection Velocity and Manganese Elements Addition in The Al-12%Si Alloy for Intermetallic Layer Formation on The Over-Tempered H13 Die Steel

Die soldering is the phenomenon of intermetallic layers formation on the interface of die and aluminum alloys that can cause failure of the die so that it can be productivity production downtime. Soldering often occurs around the gate at high injection molten velocity, especially on High Pressure Die Casting (HPDC) application. To determine the effect of injection velocity and the element of manganese (Mn) in the molten alloy to soldering, the dynamic immersion test performed over-tempered H13 steel samples in the Al-12%Si with Mn content variations. The results, obtained in the form of compact intermetallic layer thickness layer which tends to increase with increasing velocity. Al-12%Si alloys with 0.5-0.7% Mn content is the optimum conditions to reduce its thickness. At that range, Mn act indirectly to reduce the intermetallic hardness. The mechanisms that play a role for intermetallic formation is erosion, diffusion, and or dissolution.

Key words:

Die soldering, intermetallic layer, velocity, HPDC, Mn, over-tempered H13, Al-12%Si, compact layer, thickness, hardness, erosion, diffusion, dissolution

DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL.....	I
PERNYATAAN ORISINIL SKRIPSI.....	ii
HALAMAN PENGESAHAN.....	iii
KATA PENGANTAR.....	iv
HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN.....	vi
ABSTRAK.....	vii
ABSTRACT.....	viii
DAFTAR ISI	ix
DAFTAR GAMBAR.....	xi
DAFTAR TABEL.....	xii
DAFTAR PERSAMAAN.....	xiv
BAB 1 PENDAHULUAN	1
1.1 Latar Belakang.....	1
1.2 Tujuan Penelitian.....	3
1.3 Ruang Lingkup Penelitian.....	4
1.3.1 Material.....	4
1.3.2 Parameter Penelitian.....	4
1.3.3 Pengujian.....	4
1.4 Manfaat Penelitian.....	4
1.5 Sistematika Penulisan.....	5
BAB 2 TINJAUAN PUSTAKA	6
2.1 Definisi <i>Die Soldering</i>	6
2.2 Mekanisme <i>Die Soldering</i>	7
2.3 Faktor-faktor yang Mempengaruhi <i>Die Soldering</i>	10
2.3.1 Parameter Operasi.....	10
2.3.2 Pengaruh Cetakan, <i>Coating</i> , dan <i>Surface Treatment</i>	18
2.3.3 Pengaruh Unsur Paduan <i>Molten Aluminium</i>	25
2.4 Mekanisme Dalam Pembentukan dan Pelarutan Intermetalik.....	29
2.4.1 Mekanisme Difusi dalam Pembentukan Intermetalik.....	29
2.4.2 Mekanisme Disolusi dalam Pembentukan dan Pelarutan Intermetalik.....	30
2.5 Pengecoran <i>Die Casting</i>	30
2.5.1 Proses <i>High Pressure Die Casting (HPDC)</i>	31
2.5.2 Proses <i>Low Pressure Die Casting (LPDC)</i>	33
2.6 Paduan Aluminium Tuang.....	33
2.6.1 Paduan Aluminium Silikon.....	34
2.6.2 Paduan Aluminium-12wt%Silikon (Al-12%Si).....	34
2.7 Material Cetakan	35
2.7.1 Baja perkakas H13.....	36
2.7.2 Perlakuan <i>temper</i> pada baja perkakas H13.....	37
2.7.3 Perlakuan panas <i>over temper</i> baja perkakas H13.....	38
BAB 3 METODOLOGI PENELITIAN	39
3.1 Diagram Alir.....	39
3.2 Alat dan Bahan.....	41
3.2.1 Alat.....	41

3.2.2 Bahan.....	45
3.3 Prosedur Penelitian.....	45
3.3.1 Perlakuan Panas <i>Over Temper</i> Material H13 <i>as-anneal</i>	45
3.3.2 Preparasi Sampel Pencelupan Dinamis.....	46
3.3.3 Peleburan Al-12%Si untuk Pembuatan Master Alloy.....	46
3.3.4 Peleburan <i>Master Alloy</i>	47
3.3.3 Pencelupan Dinamis Material H13 <i>Over Temper</i> dalam <i>Master Alloy</i>	47
3.3.6 Preparasi Sampel Pengujian SEM dan EDS.....	48
3.3.7 Pengamatan Lapisan Intermetalik.....	48
3.3.8 Pengujian Kekerasan.....	49
BAB 4 HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN	50
4.1 Morfologi dan Karakteristik Lapisan Intermetalik.....	50
4.2 Pengaruh Kecepatan Terhadap Ketebalan Lapisan Intermetalik.....	58
4.3 Pengaruh Kecepatan Terhadap Kadar Al, Fe, dan Si Dalam Lapisan Intermetalik.....	59
4.3.1 Pengaruh Kecepatan terhadap Kadar Al dalam Lapisan Intermetalik.....	62
4.3.2 Pengaruh Kecepatan terhadap Kadar Fe dalam Lapisan Intermetalik.....	63
4.3.3 Pengaruh Kecepatan terhadap Kadar Si dalam Lapisan Intermetalik.....	64
4.4 Pengaruh Kecepatan Terhadap Kekerasan Lapisan Intermetalik.....	65
4.5 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Ketebalan Lapisan Intermetalik.....	67
4.6 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Al, Fe, dan Si Dalam Lapisan Intermetalik.....	68
4.6.1 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Al dalam Lapisan Intermetalik.....	68
4.6.2 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Fe dalam Lapisan Intermetalik.....	70
4.6.3 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Si dalam Lapisan Intermetalik.....	71
4.7 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kekerasan Lapisan Intermetalik.....	71
4.8 Perbandingan Pengaruh Kecepatan dan Unsur Mangan Terhadap Kekerasan Lapisan Intermetalik antara <i>Normal Temper</i> dan <i>Over Temper</i>	73
BAB 5 KESIMPULAN	74
DAFTAR PUSTAKA	75
LAMPIRAN	81
Lampiran 1: Hasil Pengujian Kekerasan Baja H13.....	82
Lampiran 2: Hasil Pengujian Kekerasan Lapisan Intermetalik	83
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik	84
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik	97

DAFTAR GAMBAR

Gambar 1.1 Beberapa penyebab kerusakan dalam aluminium <i>die casting</i>	2
Gambar 2.1 Skema antarmuka baja dan paduan aluminium pada waktu t	6
Gambar 2.2 Lapisan intermetalik <i>soldering</i> pada pin H13.....	7
Gambar 2.3 Tahapan mekanisme terjadinya <i>soldering</i>	8
Gambar 2.4 Diagram fasa Fe-Al.....	9
Gambar 2.5 Tahapan <i>die soldering</i> pada baja H13 oleh paduan aluminium 390.....	9
Gambar 2.6 Skema diagram dari pengaruh suhu dan energi aktivasi pada A_r/A_a	11
Gambar 2.7 Grafik ketebalan lapisan antarmuka terhadap waktu celup.....	14
Gambar 2.8 Pertumbuhan dan Pelarutan Lapisan Intermetalik.....	14
Gambar 2.9 Pengaruh temperatur <i>molten</i> terhadap ketebalan lapisan intermetalik.....	15
Gambar 2.10 Diagram pengaruh <i>injection pressure</i> pada A_r/A_a	17
Gambar 2.11 Perbandingan ketebalan intermetalik antara material QRO90 dan H13.....	19
Gambar 2.12 Perbandingan material cetakan terhadap ketahanan <i>soldering</i> , <i>washout</i> , dan termal fatik.....	20
Gambar 2.13 (a) Pengaruh komposisi besi terhadap nilai kekerasan, (b) Pengaruh komposisi silikon terhadap kekerasan.....	27
Gambar 2.14 Perubahan diagram fasa Al-Fe-Si akibat adanya pengaruh Mn.....	28
Gambar 2.15 Toshiba Die Casting Machine.....	31
Gambar 2.16 Skematis mesin <i>low pressure die casting</i>	33
Gambar 2.17 Prinsip dasar pemaduan aluminium.....	33
Gambar 2.18 Diagram fasa Al-Si dan mikrostruktur paduan pada komposisi hipoeutektik, eutektik, dan hipereutektik.....	34
Gambar 2.19 Pengaruh waktu <i>double tempering</i> terhadap kekerasan baja perkakas H13.....	37
Gambar 2.20 Distribusi partikel karbida dalam matriks spesimen proses <i>quench</i>	37
Gambar 2.21 Pengaruh temperatur <i>temper</i> terhadap kekerasan baja karbon proses <i>quench</i>	37
Gambar 3.1 (a) <i>Mini crucible furnace</i> , (b) Pengatur temperatur <i>Mini crucible furnace</i>	41
Gambar 3.2 Alat pencelup dinamis dan dudukannya.....	42
Gambar 3.3 <i>Speedometer</i> (Takometer)	42
Gambar 3.4 (a) Mesin amplas, (b) Mesin poles.....	43
Gambar 3.5 <i>Oven</i> (dapur <i>Carbolyte</i>)	43
Gambar 3.6 <i>Digital Vicker Microhardness Tester</i>	44
Gambar 3.7 <i>Scanning Electron Microscopy</i> (SEM) LEO 420 yang dilengkapi <i>Energy Dispersive Spectrometer</i> (EDS).....	44
Gambar 3.8 Proses perlakuan <i>over temper</i>	46
Gambar 3.9 Sampel material H13 <i>over temper</i>	46
Gambar 3.10 Pemotongan sampel material H13 <i>over temper</i> setelah proses	

pencelupan dinamis.....	48
Gambar 3.11 Ilustrasi hasil penjejakan sampel yang terlihat dalam mikroskop <i>Digital Vickers Microhardness</i>	49
Gambar 4.1 Hasil SEM pencelupan dinamis 2.500 rpm pada Al-12%Si-0,1%Mn pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda.....	50
Gambar 4.2 Hasil SEM pencelupan dinamis 3000 rpm pada Al-12%Si-0,1%Mn pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda.....	52
Gambar 4.3 Hasil SEM pencelupan dinamis 3500 rpm pada Al-12%Si-0,1%Mn pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda.....	53
Gambar 4.4 Grafik pengaruh kecepatan terhadap ketebalan lapisan intermetalik hasil celup dinamis H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si dengan variasi kandungan Mn.....	58
Gambar 4.5 Penampang melintang komposisi antarmuka aluminium/intermetalik.....	60
Gambar 4.6 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar Al dalam intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	62
Gambar 4.7 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar Fe dalam intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	63
Gambar 4.8 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar Si dalam intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	64
Gambar 4.9 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kekerasan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	65
Gambar 4.10 (a) Pengaruh komposisi besi terhadap nilai kekerasan, (b) Pengaruh komposisi silikon terhadap kekerasan.....	65
Gambar 4.11 Grafik pengaruh mangan terhadap ketebalan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	67
Gambar 4.12 Grafik pengaruh mangan terhadap kadar Al dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	68
Gambar 4.13 Perubahan diagram fasa Al-Fe-Si akibat adanya pengaruh Mn.....	69
Gambar 4.14 Grafik pengaruh mangan terhadap kadar Fe dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	70
Gambar 4.15 Grafik pengaruh mangan terhadap kadar Si dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	71
Gambar 4.16 Grafik pengaruh mangan terhadap kekerasan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 <i>over temper</i> ke dalam paduan Al-12%Si.....	72

DAFTAR TABEL

Tabel 2.1	Hasil eksperimen <i>soldering</i>	12
Tabel 2.2	Persentase area <i>soldering</i> dan ketebalan lapisan intermediet pada material cetakan.....	16
Tabel 2.3	Ketahanan <i>coating</i> terhadap <i>soldering</i>	22
Tabel 2.4	Gaya adhesi antara paduan A380 dan beberapa <i>coating</i> dan <i>surface treatment</i>	23
Tabel 2.5	Koefisien friksi antara Aluminium coran dan baja H13 dengan beragam perlakuan permukaan. Hasil serupa untuk paduan hiperutektik.....	23
Tabel 2.6	<i>Wetting angle</i> antara tiga paduan aluminium dan beragam <i>coating</i> untuk cetakan <i>die casting</i>	24
Table 2.7	Pengaruh beberapa unsur terhadap ketebalan lapisan intermediet.....	26
Tabel 2.8	Kelarutan unsur-unsur paduan dalam <i>molten</i> Aluminium	29
Tabel 2.9	Kecepatan injeksi untuk tiap jenis <i>Toshiba Die Casting Machines</i>	32
Tabel 2.10	Komposisi Kimia Baja Perkakas H13.....	36
Tabel 2.11	Tahapan proses <i>temper</i>	37
Tabel 4.1	Unsur-unsur yang terkandung di dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 over temper ke dalam paduan Al-12%Si.....	59
Tabel 4.2	Kadar unsur-unsur tiap satuan tebal (μm) yang terkandung di dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 over temper ke dalam paduan Al-12%Si.....	61
Tabel 4.3	Perbandingan pengaruh kecepatan dan unsur mangan terhadap kekerasan lapisan intermetalik antara <i>normal temper</i> dan <i>over temper</i>	73

DAFTAR PERSAMAAN

Persamaan (2.1)	11
Persamaan (2.2)	24
Persamaan (2.3)	28
Persamaan (3.1)	47



BAB 1

PENDAHULUAN

1.1 Latar Belakang

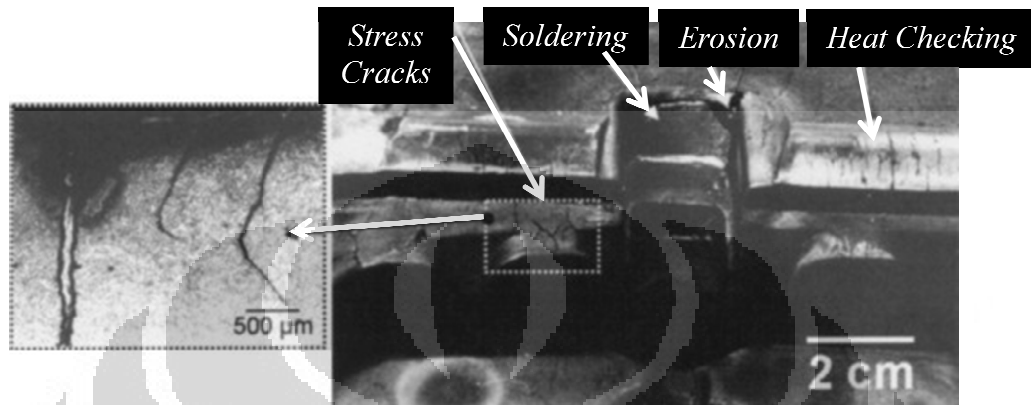
Aluminium merupakan unsur logam terbesar kedua yang melimpah di bumi, menjadi *economic competitor* dalam aplikasi teknik baru-baru ini di akhir abad ke-19 ^[1]. Karakteristik dari paduan aluminium yang membuat logam ini sangat ekonomis dan menarik untuk digunakan adalah ringan, mempunyai temperatur lebur yang rendah, kelarutan gas rendah kecuali hidrogen, mampu cor (*castability*) baik, kemampuan permesinan dan penyelesaian permukaan yang baik, tahan terhadap korosi, dan mempunyai konduktifitas termal dan elektrik yang baik.

Diperkirakan bahwa *casting* digunakan dalam 90% lebih pada semua manufaktur dan mesin-mesin manufaktur ^[2]. Salah satu proses *casting* dalam aluminium adalah *die casting*, dimana proses ini telah berkembang sejak beberapa dekade yang lalu. Dengan berbagai keuntungannya, seperti proses yang relatif mudah, murah, dan dapat memproduksi produk secara massal. Namun disisi lain, biaya dari cetakan *die casting* relatif tinggi yaitu mencapai 20% dari biaya produksi total pada industri aluminium *die casting* ^[3]. Oleh karena itu, umur pakai cetakan menjadi pertimbangan utama dalam proses *die casting*. Umur pakai cetakan dalam *casting* aluminium paduan bervariasi dari 20.000 sampai 250.000 lebih produk yang dihasilkan ^[4]. Sebuah cetakan mungkin lebih mahal daripada mesin *die casting*, tergantung dari kompleksitas produk yang dihasilkan.

Selain itu, menurunkan waktu siklus proses pengecoran sehingga dapat meningkatkan produktivitas dan menurunkan biaya produksi merupakan sebuah tantangan dalam industri *die casting* ^[5]. Karenanya, semakin banyak komponen yang dapat diproduksi dari sebuah cetakan, maka biaya produksi akan semakin rendah atau dengan kata lain bahwa peningkatan umur pakai cetakan bisa mengurangi biaya dari produk yang dihasilkan.

Kerusakan pada cetakan dapat menjadi penghambat dalam proses produksi karena mengakibatkan perlu diadakannya perbaikan atau penggantian cetakan

sehingga menurunkan produktivitas. Pada umumnya kerusakan cetakan disebabkan karena retak termal, *washout*, dan *die soldering* yang terjadi pada permukaan cetakan yang mengalami kontak langsung dengan logam cair [3].



Gambar 1.1 Beberapa penyebab kerusakan dalam aluminium *die casting* [6]

Menurut K. Venkatesan et al [7], *die soldering* merupakan salah satu penyebab utama kegagalan cetakan dan terjadi akibat dari reaksi antara baja cetakan dan paduan aluminium yang diinjeksikan ke dalam cetakan. Hal ini, akan menyebabkan masalah pada proses *die casting* yaitu melekatnya komponen pada cetakan dan meningkatkan keausan adhesif ketika komponen dilepaskan dari cetakan. Melekatnya komponen ke permukaan cetakan dapat menyebabkan kerusakan produk *casting* dan rusaknya cetakan tersebut.

Untuk meminimalisasi terjadinya *die soldering*, diperlukan pengetahuan dan pemahaman mengenai mekanisme proses dan penyebab penempelan aluminium cair (*molten*) pada cetakan. Berbagai penelitian telah dilakukan meliputi pengaruh kondisi proses seperti waktu tahan, temperatur tahan, dan pengaruh unsur paduan dalam aluminium cair. Selain kondisi proses tersebut, kecepatan injeksi aluminium cair menjadi salah faktor penyebab terjadinya *die soldering*. Hal ini, biasanya terjadi pada saat proses pembekuan yang umumnya lebih sering terjadi di sekitar saluran (*gate*) yang disebabkan tingginya temperatur dan kecepatan *molten* aluminium masuk ke cetakan [8].

Pada proses HPDC, paduan aluminium cair diinjeksi ke dalam cetakan berongga (*die cavity*) pada rentang temperatur 670–710 °C dengan kecepatan

tinggi berkisar 30–100 m/s dan tekanan injeksi berkisar 50–80 MPa ^[9,10]. Kondisi seperti ini dapat menyebabkan terjadinya erosi dan *die soldering*. Erosi pada cetakan terbentuk sebagai tahap awal dari *die soldering*, dimana erosi tergantung dari ketangguhan dan kekerasan meterial cetakan ^[11,12,13]. Untuk menahan erosi, permukaan cetakan diperkeras (*hardening*) dan ditemper (*tempering*) untuk menjaga kekerasannya tetap tinggi pada temperatur *die casting* ^[14]. Baja perkakas H13 biasanya digunakan sebagai material cetakan yang umumnya dilakukan perlakuan *double tempering* hingga kekerasan 48-50 HRC ^[11]. Namun, pemakaian cetakan baja H13 pada temperatur tinggi yang berulang kali (*over temper*) dapat menurunkan kekerasan baja cetakan.

Berdasarkan uraian di atas, penelitian ini dilakukan untuk mempelajari pengaruh kecepatan injeksi *molten* terhadap terbentuknya lapisan intermetalik pada permukaan baja cetakan H13 *over temper* proses tekan paduan Al-12%Si ditinjau dari morfologi, ketebalan, dan kekerasan lapisan intermetalik yang terbentuk antara permukaan cetakan dan logam cair. Selain itu, penelitian ini juga dilakukan untuk mengetahui pengaruh penambahan unsur mangan (Mn) dalam *molten* aluminium terhadap pembentukan lapisan intermetalik.

1.2 Tujuan Penelitian

Penelitian ini dilakukan dengan tujuan untuk mengetahui pengaruh kecepatan dan penambahan unsur paduan Mn pada *molten* Al-12%Si terhadap terbentuknya morfologi, kekerasan, dan ketebalan lapisan intermetalik selama *soldering* setelah proses celup dinamis sampel baja H13 *over temper* ke dalam paduan aluminium Al-12%Si yang mengandung 0,1%Mn, 0,3%Mn, 0,5%Mn, dan 0,7%Mn.

1.3 Ruang Lingkup Penelitian

1.3.1 Material

1. Baja H13 *as-anneal* yang diberi perlakuan panas *over temper*
2. Paduan dasar Al-12%Si
3. Al-80%Mn

1.3.2 Parameter Penelitian

1. Temperatur tahan *molten* 700°C
2. Mn yang ditambahkan: 0,1%Mn, 0,3%Mn, 0,5%Mn, dan 0,7%Mn
3. Waktu pencelupan dinamis selama 90 detik
4. Kecepatan celup dinamis: 2.500 rpm, 3.000 rpm, dan 3.500 rpm

1.3.3 Pengujian

Adapun berbagai pengujian yang dilakukan dalam penelitian ini adalah:

1. Pengujian komposisi kimia *master alloy* menggunakan *Optic Emission Spectrometer* (OES).
2. Pengujian kekerasan baja H13 *as-anneal*, H13 *over temper*, dan lapisan intermetalik yang terbentuk setelah pencelupan dinamis menggunakan *Microvickers Hardness Tester*.
3. Pengujian morfologi dan ketebalan lapisan intermetalik yang terbentuk setelah pencelupan dinamis menggunakan *Scanning Electron Microscope* (SEM).
4. Pengujian komposisi kimia lapisan intermetalik yang terbentuk setelah pencelupan dinamis menggunakan *Energy Dispersive Spectrometer* (EDS).

1.4 Manfaat Penelitian

Penelitian ini dapat digunakan sebagai informasi dan acuan untuk meminimalisasi cacat *die soldering* dan meningkatkan produktivitas benda cetak dan umur pakai dari cetakan di industri pengecoran serta dapat digunakan sebagai referensi mengenai pengaruh kecepatan injeksi paduan aluminium terhadap ketebalan lapisan intermetalik yang terbentuk, pengaruh perlakuan *over temper* benda cetak pada fenomena *die soldering*, dan pengaruh unsur paduan Mn dengan pendekatan percobaan pencelupan dinamis.

1.5 Sistematika Penulisan

Sistematika yang digunakan dalam penulisan skripsi ini terdiri dari BAB 1 PENDAHULUAN berisi tentang penelitian secara umum, yang meliputi latar

belakang, tujuan penelitian, ruang lingkup penelitian, manfaat penelitian, dan sistematika penulisan. BAB 2 TINJAUAN PUSTAKA berisi tentang dasar-dasar teori yang melandasi penelitian. Kemudian, BAB 3 METODOLOGI PENELITIAN berisi tentang metode dan tahapan pelaksanaan penelitian ini. Setelah itu, BAB 4 HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN berisi tentang data-data hasil penelitian beserta pembahasannya. Bab terakhir yaitu BAB 5 KESIMPULAN berisi kesimpulan dari penelitian yang dilakukan.

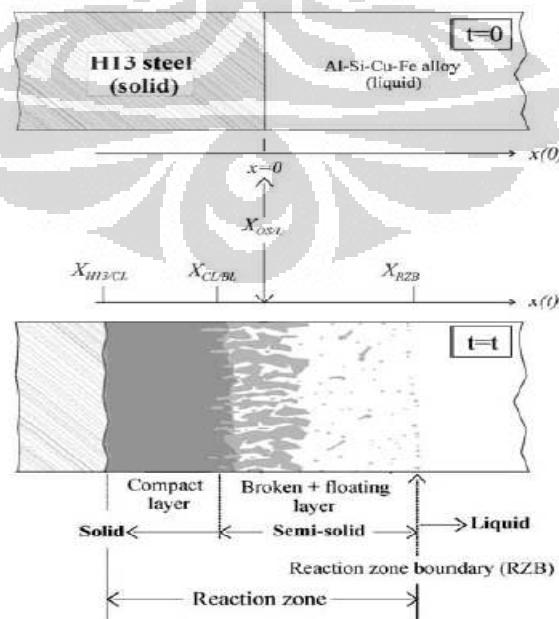


BAB 2 TINJAUAN PUSTAKA

2.1 Definisi *Die soldering*

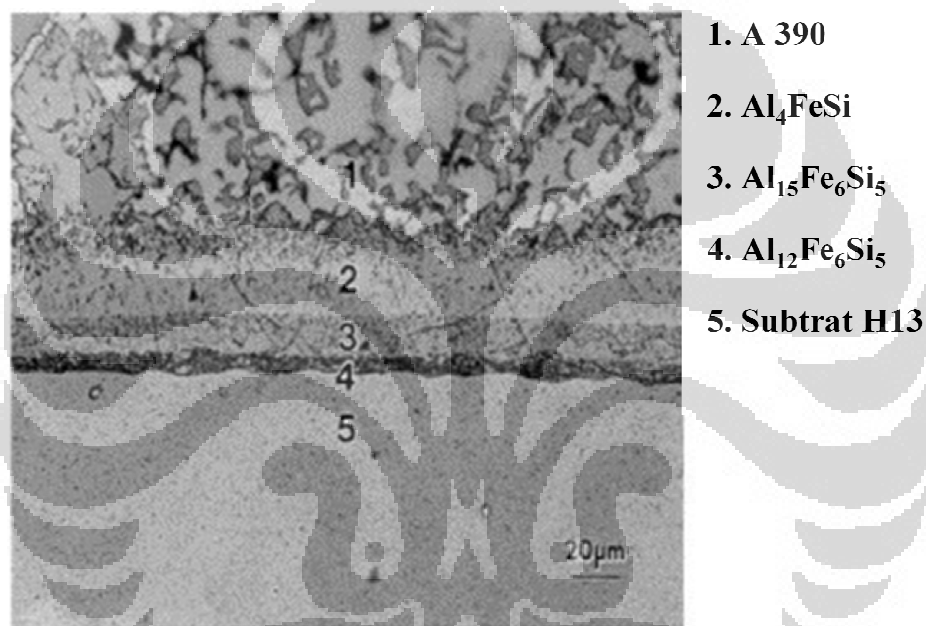
Menurut Shankar ^[15], *die soldering* adalah proses pelengketan (*sticking*) dan tertinggalnya *molten* aluminium pada permukaan cetakan setelah proses pelepasan produk coran. Menurut Gulizia et al ^[16], *soldering* didefinisikan sebagai adhesi dari *molten* aluminium pada permukaan cetakan atau inti (*core*) yang akan menyebabkan penempelan (*sticking*) dan keausan adhesif ketika komponen dilepaskan dari cetakan. *Die soldering* merupakan salah satu penyebab utama kegagalan cetakan yang terjadi akibat dari reaksi antara cetakan dan *molten* aluminium yang diinjeksikan ke dalam cetakan ^[7].

Terjadinya *soldering* tergantung pada difusi dan reaksi kimia dari unsur-unsur yang terdapat pada cetakan dan logam cair ^[17]. Koefisien difusi dari besi menuju aluminium adalah $53 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$, lebih besar dari difusi aluminium menuju besi, $1,8 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$. Selain itu, pertumbuhan lapisan intermetalik menurun dengan adanya peningkatan kandungan karbon dalam substrat baja, dan ditahan oleh adanya silikon ^[18].



Gambar 2.1 Skema antarmuka baja dan paduan aluminium pada waktu t ^[19]

Lapisan intermetalik hasil *die soldering* dikarakterisasikan menjadi beberapa lapisan, yaitu: *compact intermetallic layer* yang bersifat solid, kemudian lapisan kedua disebut *broken intermetallic layer* dan *floating intermetallic layer* yang bersifat semi solid, dan *Reaction Zone Boundary (RZB)* ^[19]. Karakterisasi ini dapat dilihat dalam Gambar 2.1. Adapun Gambar 2.2 memperlihatkan contoh lapisan intermetalik yang terbentuk pada pin H13 setelah kontak dengan aluminium.

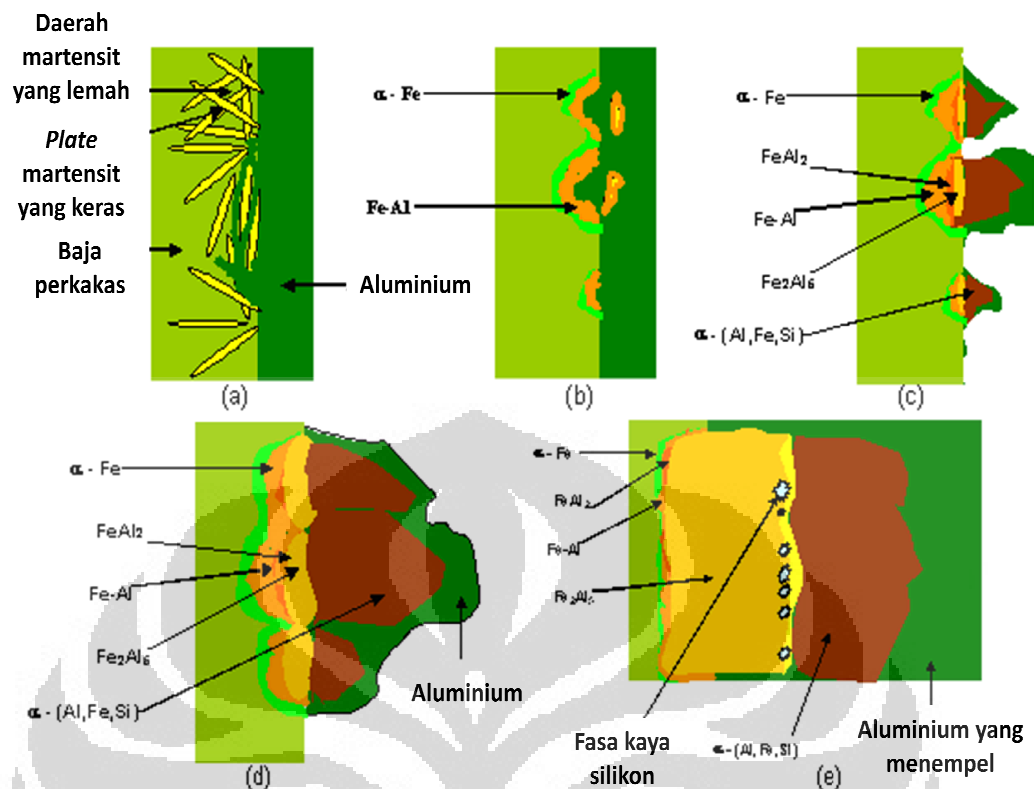


Gambar 2.2 Lapisan intermetalik *soldering* pada pin H13 ^[20]

2.2 Mekanisme *Die Soldering*

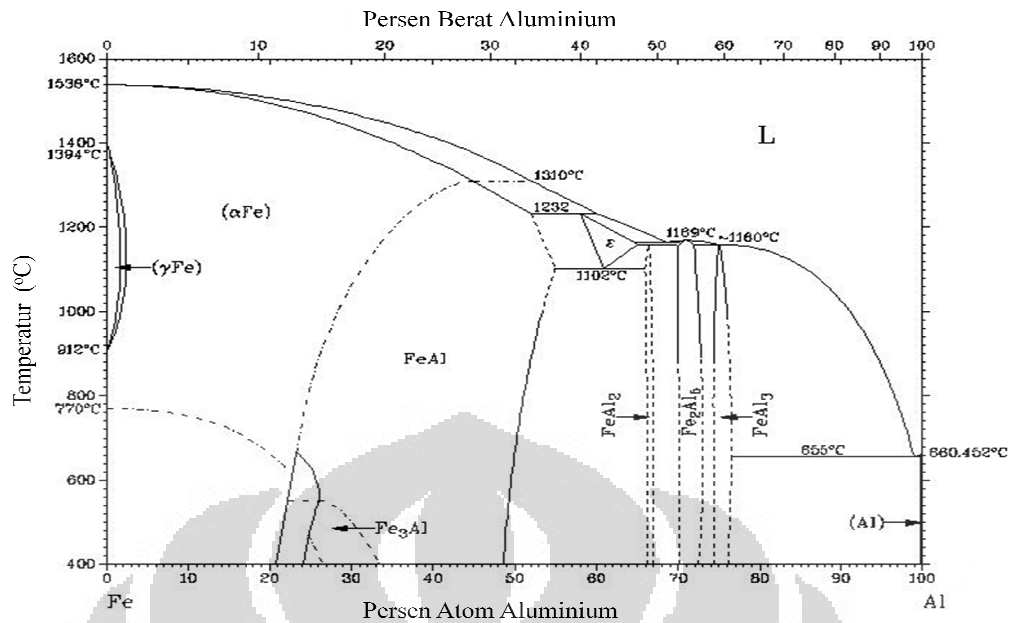
Menurut Shankar ^[21] sebagaimana Gambar 2.3, mekanisme terjadinya *die soldering* pada cetakan *ferrous* terdiri dari lima tahap proses, yaitu:

- a. Erosi pada batas butir permukaan cetakan,
- b. *Pitting* pada permukaan cetakan,
- c. Pembentukan senyawa besi-aluminium dan pembentukan piramid
- d. Terbentuk struktur fasa intermetalik, dan
- e. Pelekatan aluminium pada piramid fasa intermetalik.

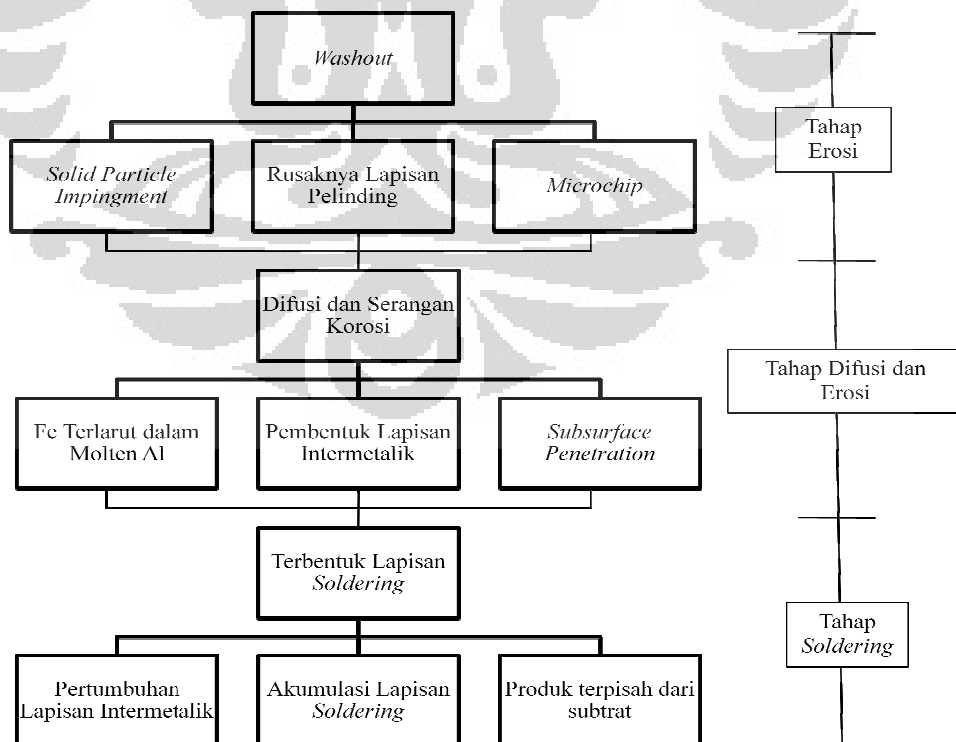


Gambar 2.3 Tahapan mekanisme terjadinya *soldering* [21]

- Awalnya sejumlah fasa biner besi-aluminium terbentuk. Fraksi volum terbesar dari fasa biner yang terbentuk adalah $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$. Di atas fasa biner, terbentuk fasa terner $\alpha\text{-(Fe,Al,Si)}$. Sebuah lapisan $\theta\text{-Fe}_4\text{Al}_{13}$ terbentuk di antara lapisan $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ dan $\alpha\text{-(Fe,Al,Si)}$.
- Silikon mengendap pada batas butir dari lapisan fasa $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$; Silikon juga mengendap pada antarmuka butir antara lapisan fasa biner $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ dan terner $\alpha\text{-(Fe,Al,Si)}$.
- Zn, Mn, dan unsur minor lainnya dalam *molten* mengendap pada batas butir lapisan fasa terner $\alpha\text{-(Fe,Al,Si)}$.
- Cr, V, dan unsur minor lainnya hadir dalam baja perkakas HS13 mengendap sebagai lapisan fasa biner $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$. Pembentukan senyawa-senyawa tersebut dapat dilihat pada Gambar 2.4.
- *Soldering* merupakan sebuah proses difusi dan pertumbuhan kinetiknya mengikuti hukum parabolik. Konstanta laju pembentukan lapisan intermediet terhitung sebesar 0.1483 mm/jam^2 .



Shankar juga membuat diagram alir yang mengilustrasikan tahapan terjadinya *die soldering* pada baja H13 oleh paduan Aluminium 390 sebagaimana terlihat pada Gambar 2.5.



Gambar 2.5 Tahapan *die soldering* pada baja H13 oleh paduan aluminium 390 [12]

Reaksi kimia yang berpotensi terjadi antara *molten* aluminium dan cetakan baja yang menyebabkan *soldering* yaitu ^[12]:

1. $\text{Fe}_{(s)} + \text{Al}_{(l)} \rightarrow \alpha\text{-Fe}_{(s)}$
2. $\alpha\text{-Fe}_{(s)} + \text{Al}_{(l)} \rightarrow \beta\text{-FeAl}_{(s)}$
3. $\beta\text{-FeAl}_{(s)} + \text{Al}_{(l)} \rightarrow \zeta\text{-FeAl}_{2(s)}$
4. $\zeta\text{-FeAl}_{2(s)} + \text{Al}_{(l)} \rightarrow \eta\text{-Fe}_2\text{Al}_{5(s)}$
5. $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_{5(s)} + \text{Al}_{(l)} \rightarrow \theta\text{-FeAl}_{3(s)}$
6. $\theta\text{-FeAl}_{3(s)} + \text{Al-Si}_{(l)} \rightarrow \alpha\text{-FeAlSi}_{(s)} + \text{Al}_{(l)}$

2.3 Faktor-Faktor Yang Mempengaruhi *Die Soldering*

2.3.1 Parameter Operasi

2.3.1.1 Temperatur

Shivpuri et al ^[23] meneliti perbedaan *soldering* dan erosi pada dua temperatur yaitu 650 dan 700°C. Menunjukkan bahwa *soldering* lebih banyak terjadi pada cetakan dengan temperatur yang lebih tinggi. Sedangkan erosi lebih besar keausannya pada temperatur yang lebih rendah. Chu et al ^[24] menemukan hasil serupa bahwa erosi lebih besar keausannya pada temperatur 621°C daripada 677°C atau 732°C.

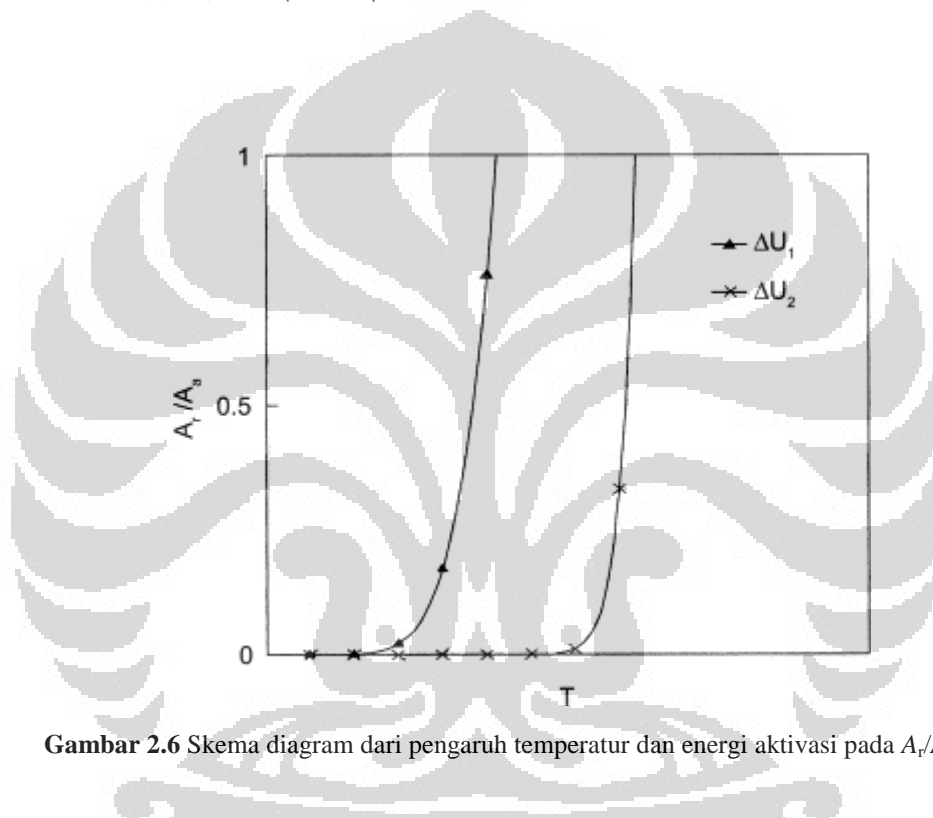
D. Argo et al ^[25,26], menemukan bahwa terdapat dua tipe *die soldering* yang teridentifikasi yaitu pada temperatur tinggi dengan menyebabkan reaksi kimia/metalurgi antara *molten* paduan aluminium dan cetakan. Sedangkan pada temperatur yang rendah dengan menyebabkan interaksi mekanik. Tsuchiya et al ^[27] mencatat bahwa dari tujuh pin dalam eksperimennya menunjukkan bahwa pin yang mempunyai suhu tertinggi selama siklus mengalami *soldering* pertama yang teramati.

Shankar et al ^[16,28], menjelaskan bahwa temperatur *molten* merupakan sebuah faktor kritis dalam menciptakan *hot-spot* pada permukaan cetakan. Selain itu, temperatur *holding molten* harus dijaga pada ~663°C (1225°F) sebelum *pouring molten* ke dalam *shot sleeve* pada operasi *pressure die casting* dapat meminimalisasi terjadinya *hot spot*. Temperatur *pre-heat* cetakan harus berada antara 570°F dan 625°F. Temperatur yang lebih tinggi akan menghasilkan peran lubrikan berkurang. Temperatur yang lebih rendah bisa menghasilkan

pembentukan *cold solder*. Pada proses *permanent mold*, temperatur *molten* harus pada $\sim 643^\circ$ (1190°F). Hal ini, untuk meminimalkan terjadinya *hot spot*.

Rasio antara *real contact area* (A_r) dan *apparent contact area* (A_a) antara cetakan dan *molten* merupakan faktor penting yang mempengaruhi pembentukan *die soldering*. Kriteria energi yang menyebabkan *die soldering* dapat ditulis sebagai:

$$\frac{A_r}{A_a} \geq \frac{2\gamma_\alpha}{\gamma_\alpha + \gamma_\beta - \gamma_{\alpha\beta}} \quad (2.1)$$



Gambar 2.6 Skema diagram dari pengaruh temperatur dan energi aktivasi pada A_r/A_a [29]

Dari Gambar 2.6 terlihat bahwa temperatur antarmuka merupakan faktor penting yang mempengaruhi nilai A_r/A_a . Awalnya, peningkatan nilai A_r/A_a adalah kecil terhadap temperatur. Namun, ketika temperatur meningkat mendekati temperatur kritis T_0 , nilai A_r/A_a meningkat pesat. Temperatur antarmuka *molten* dan cetakan tergantung pada temperatur penuangan *molten* dan kondisi perpindahan panas. Jika Temperatur permukaan cetakan rendah, *soldering* jarang terjadi. Setelah temperatur tidak dapat dikontrol dan *hot spot*, di mana temperatur mendekati T_0 , *soldering* mudah terjadi [29].

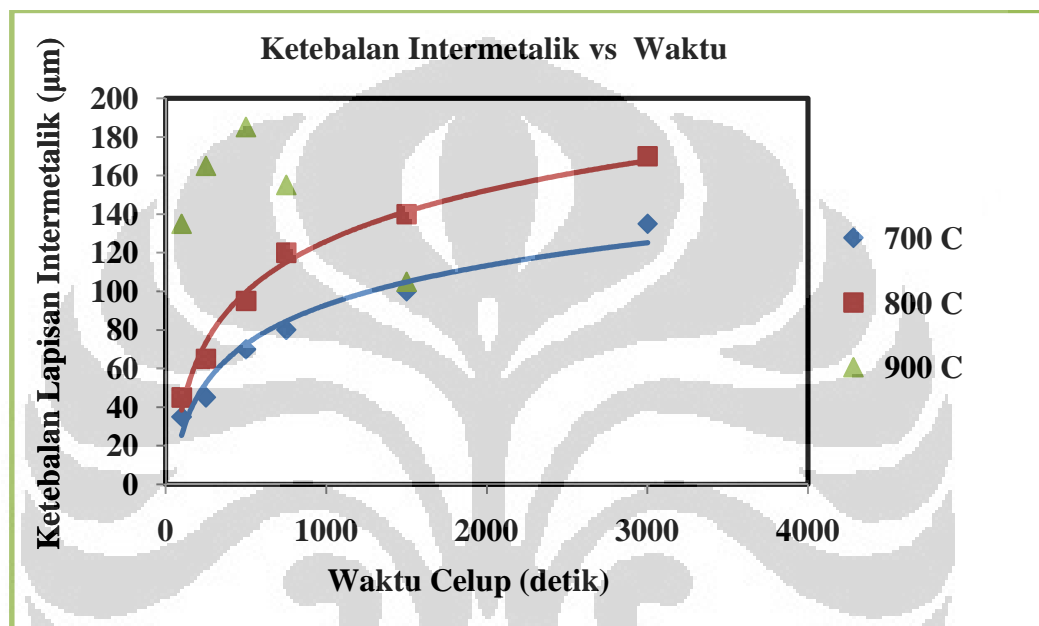
Q. Han et al [30,31], dalam penelitiannya memperoleh data sebagaimana terdapat pada Tabel 2.1.

Tabel 2.1 Hasil eksperimen *soldering* [30,31]

Paduan	Temperatur Permukaan (°C)	Waktu Celup (menit)	Keberadaan <i>Soldering</i>
Aluminium murni	740	1-4	Ada
	680	1-5	Ada
	665	2	Ada
	661	4-6,6	Ada
	657	6	Ada
	643	6, 1200	Tidak ada
	630	6	Tidak ada
A 380	680	6	Ada
	630	6	Ada
	600	6	Ada
	575	6	Ada
	568	6	Ada
	550	6	Tidak ada
	510	6	Tidak ada
	500	6	Tidak ada

Hasil eksperimen sebagaimana terlihat pada Tabel 2.1 menunjukkan bahwa *soldering* terjadi pada semua sampel dengan temperatur permukaan lebih tinggi dari 657°C dan area *soldering* meningkat dengan meningkatnya temperatur permukaan dan waktu celup (*dipping time*). Ketika temperatur permukaan sampel di bawah 657°C, *soldering* tidak teramati. Meskipun, sampel yang di-*coating* pada 643°C mengalami *soldering* setelah 20 jam. Hasil ini mengindikasikan bahwa *soldering* diawali pada temperatur antara 643°C dan 657°C selama besi kontak dengan aluminium murni. Seperti pada temperatur kritis atau di atas temperatur kritis dapat terjadi *soldering*. Dalam kasus cor aluminium murni dalam cetakan baja, kecenderungan terjadinya *soldering* hampir pasti terjadi di atas 660°C (titik leleh dari aluminium murni) karena suhu utektik dari aluminium murni berada pada 655°C.

Ketika temperatur permukaan cetakan lebih rendah dari temperatur solidus dari paduan Al-Fe, aluminium akan membeku pada cetakan. Sangat mungkin bahwa lapisan oksida pada permukaan aluminium atau oksida padat apapun yang ada pada permukaan baja akan menghalangi difusi besi dan aluminium di seluruh antarmuka cetakan/aluminium. Akibatnya, tidak ada reaksi kimia/metalurgi yang terjadi pada permukaan cetakan. Ini merupakan kondisi yang diinginkan.



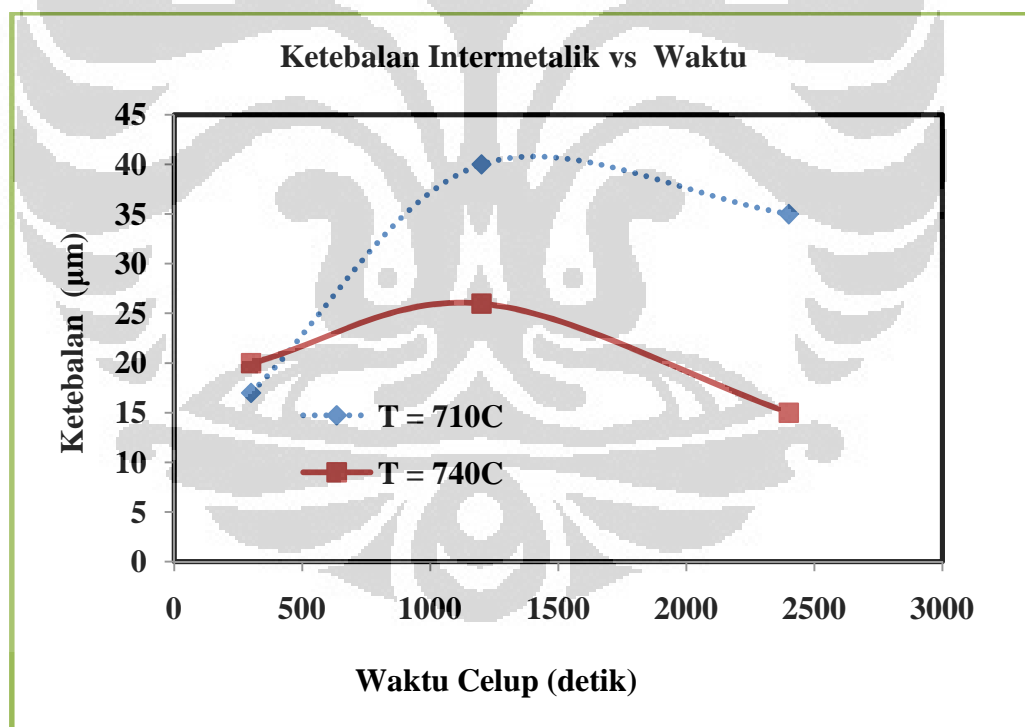
Gambar 2.7 Grafik ketebalan lapisan antarmuka terhadap waktu celup^[32]

Dalam penelitian Shahverdi et al^[32] sebagaimana terlihat pada Gambar 2.7, menunjukkan bahwa laju pertumbuhan lapisan antarmuka dalam sistem Al_(l)-Fe_(s) mengikuti pendekatan distribusi parabolik dimana temperatur berperan penting. Pada temperatur lebih tinggi dari 900°C, Fe larut dalam *molten* aluminium setelah berkisar 3000 detik. Mekanisme yang berperan terhadap reaksi antarmuka didominasi oleh reaksi, difusi, difusi dan disolusi (pelarutan), dan disolusi akhir. Jika reaksi difusi dominan dalam mekanisme ini, maka ketebalan lapisan antarmuka berdeviasi positif yang diprediksi dengan hukum parabolik atau dengan kata lain pertumbuhan lebih cepat. Hukum parabolik berlaku jika mekanisme difusi atau lebih tepat difusi ruah (*bulk diffusion*) saja yang berperan selama pertumbuhan antarmuka. Akan tetapi, untuk difusi dan disolusi atau

disolusi saja, deviasi dari hukum parabolik adalah negatif dan menjadi lebih negatif dengan dominasi disolusi.

Hogan ^[33] dalam tesisnya menjelaskan bahwa temperatur yang lebih tinggi meningkatkan aktivitas atom pada permukaan, koefisien difusi, dan laju reaksi. Semua itu, akan menyebabkan terjadinya *die soldering* dengan lebih cepat dan berkembang lebih cepat. Temperatur yang tinggi dapat juga menyebabkan efek *tempering* pada permukaan cetakan sehingga memicu *washout* dan *soldering* dengan pelunakan (*softening*) pada permukaan.

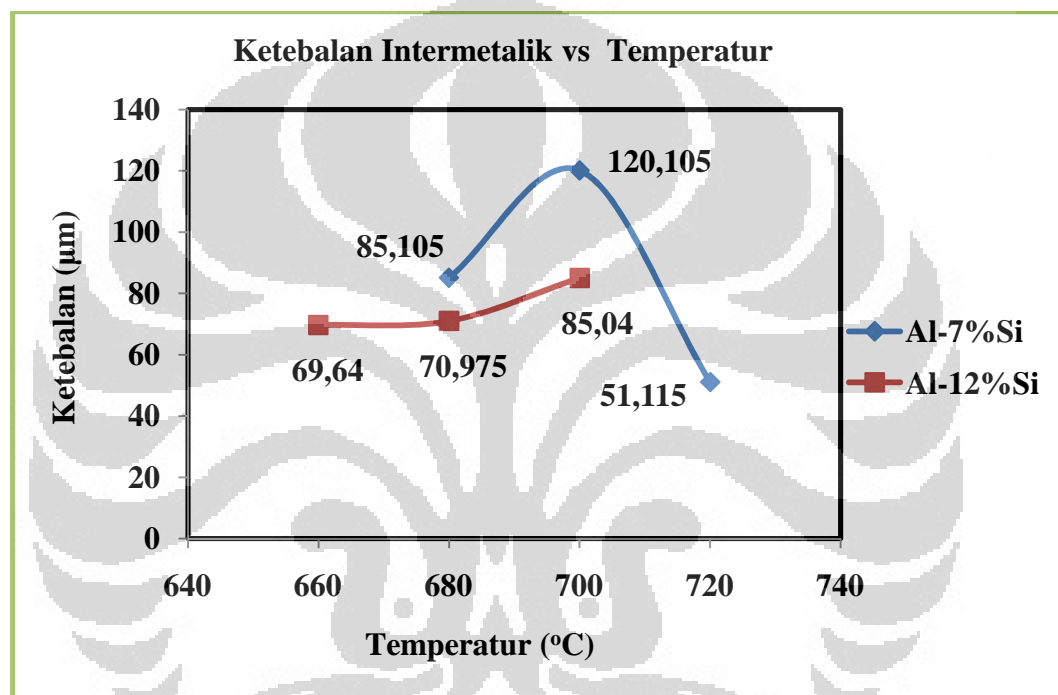
Pada Gambar 2.8 memperlihatkan bahwa ketebalan lapisan intermetalik pada temperatur 710°C lebih tinggi dibandingkan pada temperatur 740°C. Seiring dengan peningkatan temperatur hingga 740°C (*superheat* lebih tinggi), mekanisme pelarutan lebih mendominasi sehingga ketebalan lapisan lebih rendah dan ketebalan maksimum (puncak) terjadi lebih dulu.



Gambar 2.8 Pertumbuhan dan pelarutan lapisan intermetalik ^[34,35]

Hasil serupa juga dijumpai pada penelitian yang dilakukan oleh Bambang Suharno et al ^[36] sebagaimana terlihat pada Gambar 2.9. Pada pencelupan ke dalam *molten* Al-7%Si, ketebalan lapisan intermetalik meningkat dari temperatur

680°C ke 700°C yaitu dari ketebalan 85 µm menjadi 120 µm. Dengan semakin meningkatnya temperatur, laju difusi atom-atom Fe dan Al akan semakin meningkat sehingga ketebalan lapisan intermetalik juga meningkat. Namun, pada temperatur 720°C ketebalan menurun drastis menjadi 51 µm. Hal ini, disebabkan energi difusi untuk membentuk lapisan intermetalik pada temperatur ini lebih kecil jika dibandingkan dengan energi untuk melarut. Sehingga ketebalan pada temperatur ini cenderung menurun.



Gambar 2.9 Pengaruh temperatur *molten* terhadap ketebalan lapisan intermetalik ^[36]

2.3.1.2 Pengaruh Waktu

Penelitian shankar ^[13] menunjukkan bahwa untuk berbagai tipe material cetakan dengan meningkatnya waktu celup dinamis maka persentase area dan ketebalan lapisan intermediet semakin meningkat. Hal ini, dapat dilihat pada Tabel 2.2.

Tabel 2.2 Persentase area *soldering* dan ketebalan lapisan intermediet pada material cetakan [13]

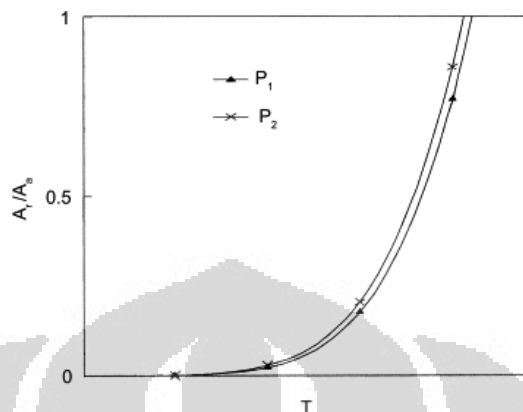
Material Cetakan	Persentase Area <i>Soldering</i> (%)				Rata-rata Ketebalan Lapisan Intermediet (mm)			
	90	150	240	360	90	150	240	360
H13	45	57	71	82	15,10	21,07	27,00	32,67
Anviloy 1150	0	4	9	20	0,00	0,00	4,95	10,34
Cerme Ti-C-10	4	13	19	30	1,23	6,35	12,00	19,73
Cerme Ti-C-5	5	14	22	34	1,10	5,98	10,24	15,92
TZM	17	28	40	55	10,43	17,48	25,55	34,07

Semakin lama waktu celup tidak hanya membentuk lapisan intermetalik, tetapi juga terjadi mekanisme pelarutan intermetalik. Mekanisme pertumbuhan dan pelarutan ini diperlihatkan oleh Gambar 2.8. Gambar 2.8 menunjukkan ketebalan lapisan intermetalik sebagai fungsi waktu pada dua temperatur pencelupan yang berbeda. Kurva positif menunjukkan adanya pertumbuhan dari lapisan intermetalik yang disebabkan reaksi fisika-kimia secara kinetik. Sedangkan kurva negatif merupakan pelarutan dari lapisan intermetalik karena kandungan Fe pada logam cair menjadi rendah. Pelarutan ini dikontrol oleh kelarutan Fe dalam lelehan Al-Si. Pada kurva puncak, laju difusi sama dengan laju pelarutan. Hubungan dinamik antara difusi dan pelarutan dari atom Fe dan Al menghasilkan kehilangan berat dan volume pada substrat [34,35].

2.3.1.3 Tekanan Injeksi (*Injection Pressure*)

Tekanan injeksi merupakan faktor lain yang mempengaruhi terjadinya *soldering*. pengaruh tekanan injeksi menyebabkan *soldering* terbagi menjadi dua bagian yaitu *mechanical action* dan *chemical action*. Di satu sisi menyebabkan *coating*, *oxidation film*, dan *chemical material* lainnya pada permukaan cetakan dapat mengalami *washout* oleh serangan *molten* aluminium dibawah tekanan tinggi. Sehingga, nilai A_f/A_a sangat meningkat disebabkan *mechanical action* pada tekanan injeksi tersebut. Di sisi lain, energi *molten* meningkat karena tekanan

yang tinggi dan sejumlah aktivitas atom meningkat. Oleh karena itu, nilai A_r/A_a meningkat dengan *chemical action* pada tekanan injeksi tersebut.



Gambar 2.10 Diagram pengaruh *injection pressure* pada A_r/A_a ^[28]

Gambar 2.10 menunjukkan pengaruh tekanan injeksi (*injection pressure*) pada A_r/A_a dimana P_2 dua kali P_1 . Hal ini ditemukan bahwa nilai A_r/A_a lebih besar di bawah tekanan injeksi yang lebih tinggi pada temperatur yang sama, sehingga *soldering* terjadi lebih mudah di bawah tekanan injeksi yang lebih tinggi ^[28].

2.3.1.4 Pengaruh Kecepatan

Die soldering merupakan hasil reaksi antarmuka antara *molten* aluminium dan material cetakan ketika terjadi impact pada permukaan cetakan akibat kecepatan tinggi *molten* aluminium dan kontak antara paduan dan cetakan pada temperatur tinggi ^[5]. Chu, Shivuri et al ^[24] menjelaskan bahwa *soldering* berhubungan erat dengan terjadinya *washout* pada permukaan material cetakan. *Washout* terjadi ketika *molten* aluminium masuk ke dalam cetakan dengan kecepatan tinggi dan merusak lapisan pelindung (*coating* dan pelumasan) pada permukaan cetakan. Hal ini, menyebabkan terjadinya kontak langsung antara *molten* aluminium dengan permukaan cetakan (*virgin die surface*). Akibatnya, besi dalam cetakan terlarut menuju *molten* aluminium dan terbentuk sebuah lapisan fasa intermetalik. Lapisan ini terbentuk dalam skala atomik sehingga sulit dicegah.

Soldering lebih sering terjadi di sekitar *gate* dimana kondisinya berada pada temperatur tinggi dan kecepatan tinggi. Venkatesan et al ^[7,37] menunjukkan

efek dari temperatur, kecepatan (*gate velocity*), dan desain *gate* terhadap terjadinya *washout* dalam cetakan. Kajoch et al ^[17] mengamati bahwa mekanisme *soldering* semata-mata didasari pada difusi dan reaksi kimia dari unsur-unsur dalam cetakan dan logam cair. Menurut Holz ^[8] terdapat dua tipe *soldering* yaitu fenomena tubrukan (*impingement*) dan pengendapan (*deposition*). *Impingement soldering* berlangsung di sekitar *gate*, ketika aliran *molten* logam menabrak permukaan cetakan. Fenomena ini diperburuk dengan tingginya laju *plunger* dan desain *gate* yang tidak baik. *Deposition Soldering* terjadi pada daerah cetakan dimana kecepatan logam cair rendah selama pengisian (*filling*) dan *washout* terjadi.

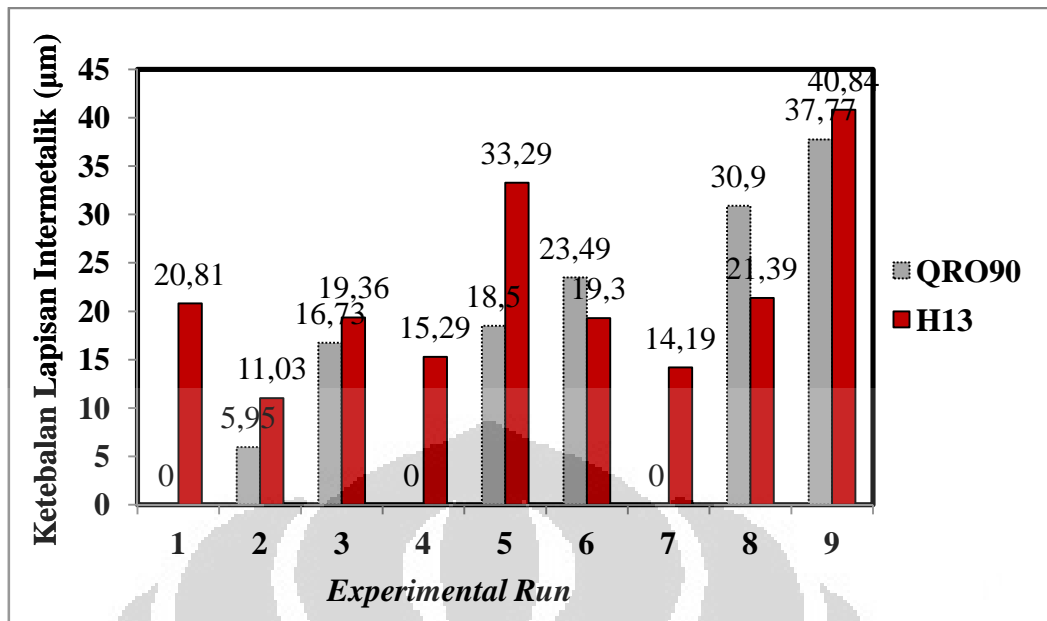
Sebagaimana tercatat dalam mekanisme Shankar ^[12], erosi dan *pitting* pada cetakan merupakan tahap awal untuk terjadinya *die soldering*. Kecepatan *gate* mempercepat terjadinya erosi dan sesudah itu terjadi *soldering*. Chen ^[10] menunjukkan terjadinya perbedaan yang berarti pada material yang berhadapan langsung dengan *gate* dan yang tidak berhadapan dengan *gate* terhadap terjadinya *soldering*.

2.3.2 Pengaruh Cetakan, Coating, dan Surface Treatment

2.3.2.1 Pemilihan Material Cetakan

Meskipun penggunaan baja H13 dan baja pada umumnya memiliki ketahanan *soldering* rendah, material ini masih dominan digunakan dalam proses aluminium *die casting*. Keunggulan penggunaan baja H13 adalah mudah difabrikasi, tangguh, biaya rendah, dan familiar. Selain baja H13, terdapat beberapa material yang berpotensi untuk digunakan dalam proses *die casting*.

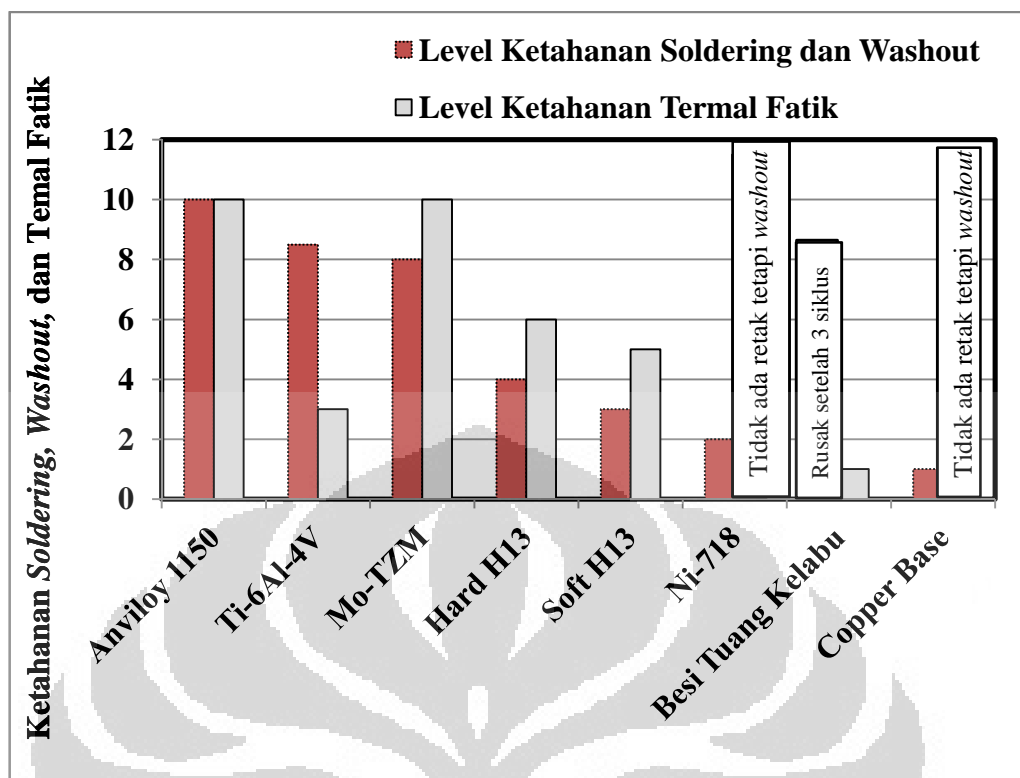
Shankar ^[12] melakukan studi pada material QRO90 dan dibandingkan dengan baja H13. QRO90 merupakan modifikasi baja H13 yang dikembangkan dan dijual oleh *Uddeholm steel*. Sebagaimana terlihat pada Gambar 2.11 bahwa QRO90 memiliki ketahanan terhadap *soldering* lebih baik dari baja H13.



Gambar 2.11 Perbandingan ketebalan intermetalik antara material QRO90 dan H13 ^[12]

Selain QRO90, Shankar juga mendata beberapa material yang memiliki ketahanan terhadap *soldering* yaitu CermeTi merupakan material dasar Titanium dengan proses *powder metallurgy composite*, ANVILOY merupakan material dasar Tungsten dengan proses *powder metallurgy composite*, dan TZM. Zhu et al ^[3] menguji sejumlah material untuk aplikasi aluminium *die casting* terhadap ketahanan *soldering*, *washout*, dan termal fatik. Material tersebut yaitu Anviloy1150, H13, Mo-785, Ti-6Al-4V, Ni-718, besi tuang, dan paduan dasar tembaga. Hasil pengujiannya menunjukkan bahwa Anviloy1150 mempunyai ketahanan terbaik terhadap *soldering*, berikutnya Mo-785, Ti-6Al-4V, H13, Ni-718, besi tuang, dan paduan dasar tembaga.

Yan et al ^[38] memberikan beberapa pilihan material keramik yang berpotensi efektif tahan terhadap *soldering*. Material tersebut yaitu AlN, Si₃N₄, dan Sialon, dimana selain tahan terhadap pelarutan oleh *molten* aluminium, juga mempunyai sifat mekanik yang baik. K. Domkin et al ^[39] juga melakukan penelitian serupa sebagaimana dapat dilihat dalam Gambar 2.12.



Gambar 2.12 Perbandingan material cetakan terhadap ketahanan *soldering*, *washout*, dan termal fatik^[39]

2.3.2.2 Pengaruh Kondisi Permukaan Cetakan

Nilai sudut kontak antara *molten* aluminium dan cetakan mengindikasikan kecenderungan terjadinya *soldering* paduan aluminium terhadap cetakan. Sudut kontak menurun dengan peningkatan koefisien kekasaran permukaan. Selama proses *die casting*, koefisien kekasaran permukaan dari cetakan meningkat dengan banyaknya siklus terhadap erosi dan pemisahan senyawa intermetalik, yang menyebabkan peningkatan kecenderungan untuk terjadinya *soldering* pada cetakan baja dan menurunkan *soldering* pada cetakan yang di-*coating*^[29].

2.3.2.3 Pengaruh Unsur Paduan Cetakan Baja

Pertumbuhan lapisan intermetalik menurun dengan adanya peningkatan kandungan karbon dalam substrat baja^[18].

2.3.2.4 Pengaruh Lapisan Pelindung Cetakan (*Die Coating*)

Tujuan utama diaplikasikannya *coating* adalah untuk membuat sebuah pemisah antara logam cair dan permukaan cetakan. Hal ini akan mengurangi kecenderungan terjadinya *soldering* dengan mencegah kontak antara logam cair dan cetakan. Agar pemisahan logam cair dari permukaan cetakan berlangsung efektif, maka *coating* harus membentuk lapisan yang benar-benar melekat pada permukaan cetakan dan cukup kuat untuk menahan serangan dari panas dan abrasi yang berasal dari logam cair.

Die coating, secara umum berupa keramik alam yang digunakan untuk memisahkan logam coran dari permukaan cetakan. Lakare et al ^[35] menjelaskan beberapa persyaratan agar perlakuan *coating* berhasil terhadap ketahanan *soldering*. Persyaratan tersebut yaitu:

- *coating* harus stabil terhadap reaksi kimia pada temperatur *molten* dan cetakan,
- *coating* harus cukup tebal untuk mencegah difusi langsung aluminium menuju cetakan baja atau besi menuju *molten* aluminium,
- *coating* harus mempunyai ketahanan oksidasi yang tinggi dan tetap terjaga adhesi dan sifatnya pada temperatur cetakan, dan
- *coating* harus memiliki sedikit porositas dan sedikit kemungkinan cacat (*defect*).

Lin et al ^[40] memberikan persyaratan lain yaitu:

- *coating* harus *non-wetting* dengan *molten* aluminium,
- *coating* harus tahan aus dan oksidasi,
- *coating* harus mampu mengakomodasi pemicu tegangan sisa termal akibat *shot cycling* (temperatur dan tekanan) selama proses tekan *die casting*,
- *coating* harus memiliki adhesi terhadap material cetakan, dan
- *coating* harus mampu memperlambat terjadinya retak termal fatik (*heat checking*).

Chellapilla et al ^[41] menunjukkan keefektifan beragam *coating* terhadap ketahanan *soldering* sebagaimana terdapat dalam Tabel 2.3.

Tabel 2.3 Ketahanan *coating* terhadap *soldering*. T: Ketahanan tinggi; S-Ketahanan sedang; R:Ketahanan rendah; TS: Tidak dapat disimpulkan; TC: Tidak cocok ^[41]

	CrV (PVD)	VC (TRD)	CrC (CVD)	TiN (PVD)	Metal Life (Su Tr)	W (Ion Impl)	Pt (Ion Impl)	M (Ion Impl)	H13
Korosi	T	T	T	S	R	TC	TC	TC	R
Erosi	T	T	T	T	S	S	R	R	R
Heat Checking	S	TS	S	S	S	T	T	T	R

Jahedi dan Fraser ^[42] mempelajari proses oksidasi baja H13 dan *Incoloy* MA 956. Baja H13 membentuk sebuah lapisan oksida besi, sementara MA956 membentuk lapisan alumina karena keberadaan 4.5% Al dalam paduan. Kedua lapisan oksida tersebut mencegah pembentukan lapisan intermetalik pada pin setelah 20 siklus cor, meskipun beberapa penempelan aluminium tetap teramati.

Dalam analisis termodinamik dari beberapa *coating*, Hianliang et al ^[29] menemukan bahwa *laser melted Mo coating* akan mengurangi kecenderungan *die soldering*, sementara *WC-Co coating* akan membuat pembentukan kimia-fisik *soldering* mustahil terjadi. Hasil eksperimen mendukung penemuan teori ini, cetakan dengan *Mo coating* menunjukkan ketahanan *soldering* lima kali dari ketahanan pin H13, dan ketahanan cetakan dengan *WC-Co coating* adalah 15 kali dari pin H13. Apalagi, hal itu menunjukkan bahwa hanya *mechanical soldering* yang terjadi pada cetakan dengan *WC-Co coating*.

Tsuchiya ^[27] melakukan studi tentang kecenderungan *soldering* pada pin H13 dengan beragam *coating* dan perlakuan permukaan (*surface treatment*). Sebagian besar pin di-*coating* dengan TRD-VC, CVD-TiN, TRD-CrC, dan CVD-TiC adalah lebih tahan terhadap *soldering* dari pin dengan *coating* nitrid, dan dalam sebagian besar kasus, tidak terdapat kerusakan pin, setelah 10.000 siklus.

Shivpuri et al ^[23] menemukan bahwa *wear resistant TiN coating* dan karbida Vanadium, Boron dan Kromium dapat memperbaiki terhadap ketahanan erosi dari H13. Chellapilla et al ^[41] menemukan bahwa *VC coating* berhasil mengurangi korosi dan *soldering* dalam uji celupnya dan mengalami paling sedikit keausan. *TiN coating* juga memiliki kemampuan yang baik. Dalam uji siklus termal, *CrC coating* ditemukan memiliki kemampuan terbaik.

Chu et al ^[24] melakukan studi gaya adhesi (*work of adhesion*) antara paduan A380 dan beragam *coating* dan *surface treatment* sebagaimana dapat dilihat pada Tabel 2.4.

Tabel 2.4 Gaya adhesi antara paduan A380 dan beberapa *coating* dan *surface treatment* ^[24]

<i>Surface Treatment</i>	Gaya Adhesi
TiN (PVD)	0,384 γ lv
TiN (CVD)	0,171 γ lv
VC (TD)	0,268 γ lv
<i>Nitriding</i>	0,318 γ lv
CrC (PVD)	0,343 γ lv
Heat treated-HRC48	0,344 γ lv
Heat treated-HRC52	0,318 γ lv

Semakin tinggi gaya adhesi menunjukkan semakin tinggi kecenderungan terjadinya *soldering* semakin mudah karena interaksi yang lebih baik antara dua permukaan.

Chu et al ^[24] juga mengukur koefisien friksi antara A380 dan baja H13 pada beberapa kondisi sebagaimana terlihat pada Tabel 2.5.

Tabel 2.5 Koefisien friksi antara Aluminium coran dan baja H13 dengan beragam perlakuan permukaan. Hasil serupa untuk paduan hiperutektik ^[24]

Kondisi Permukaan	Metode <i>Coating</i>	Koefisien Friksi @1002 g	Koefisien Friksi @295 g
TiN	PVDD	0,45	0,48
TiN	CVPVD	0,48	0,51
CrC	PVD	0,52	0,55
VC	TD	0,42	0,43
<i>Nitriding</i>	Gas	0,51	0,53
H13 (46 HRC)	<i>Heat Treatment</i>	0,49	0,52

Carrera et al ^[43] melakukan studi tentang *wetting angle* antara tiga paduan Aluminium (360, 383, dan 390) dan sembilan substrat (H13, CrN, TiAlN, Al₂O₃,

MoZrN, MoNx, ZrN, TiNTiCN, dan CrC). Hasilnya sebagaimana ditunjukkan pada Tabel 2.6.

Tabel 2.6 *Wetting angle* antara tiga paduan aluminium dan beragam *coating* untuk cetakan *die casting* ^[41]

Coating atau Material	A360			A383			A390		
	Sudut Awal	Sudut Akhir	Gaya untuk menghilangkan <i>droplet</i> (lbs)	Sudut Awal	Sudut Akhir	Gaya untuk menghilangkan <i>droplet</i> (lbs)	Sudut Awal	Sudut Akhir	Gaya untuk menghilangkan <i>droplet</i> (lbs)
H13	80	65	53	111	116	9,5	98	97	110
CrN (P)	126	124	40	128	95	0	122	123	89
CrN (IB)	113	123	58	104	111	2,3	113	120	22
CrC	119	109	0	95	107	11	106	114	8
TiAlN	111	113	0	120	118	1,5	121	122	0
ZrN	113	107	11,5	119	114	93	113	108	20
MoZrN	117	120	0	118	115	0	123	118	2,25
MoNx	110	114	0	111	112	0	120	111	0
Al ₂ O ₃	95	107	0	115	117	0	114	115	8
TiN-TiCN	98	114	0	118	115	0	111	121	0

Ludtka, et al ^[44] menunjukkan bahwa *coating* boron pada pin baja H13, dideposisikan dengan *Cathodic Arc Technique*, mengurangi pembasahan (*wetting*) pada pin oleh *molten* aluminium dan mengurangi *soldering*.

Adapun persamaan besar gaya yang dibutuhkan untuk melepas produk coran dari cetakan berikut ^[20]:

$$F_E = F_n * \mu_a (W_{12}, H, \theta) \quad (2.2)$$

dimana W_{12} adalah gaya rekat (*work of adhesion*) yang tergantung pada energi permukaan dan pelumasan (*tribological*) permukaan, H adalah kekerasan material, μ_a adalah komponen friksi adhesi, θ adalah derajat kekasaran permukaan, F_E adalah gaya yang dibutuhkan untuk melepas produk coran dan F_n adalah gaya normal.

2.3.2.5 Perlakuan Permukaan (*Surface Treatment*)

Soldering dihasilkan akibat reaksi antara besi dalam cetakan dan aluminium dan silikon dalam paduan coran. Salah satu metode yang menjanjikan untuk mengurangi *soldering* yaitu dengan mengaplikasikan perlakuan permukaan (*surface treatment*) pada cetakan untuk mencegah reaksi terjadi. *Surface treatment* mengubah komposisi permukaan cetakan agar lebih keras dan lebih tahan terhadap keausan sehingga *washout* dan tahap awal terjadinya *soldering* dapat dicegah atau diperlambat. *Surface treatment* diantaranya yaitu karburisasi, nitridisasi, *cold working*, dan *work hardening*.

Kajoch et al ^[17] menunjukkan bahwa penerapan *black oxide treatment* pada permukaan cetakan dapat mengurangi kecenderungan *die soldering*. Hal ini, ditunjukkan dengan *black oxidized die insert* bertahan 36-40 siklus sebelum terjadinya *soldering*, padahal *plain H13 insert* hanya bertahan 5-7 siklus.

Xiaoxia et al ^[45] menguji pengaruh inokulasi silikon pada sampel baja H13. Hasil studinya menunjukkan bahwa inokulasi 0.5% silikon pada baja H13 menurunkan laju difusi atom Al dalam matriks Fe dan hal ini menahan pembentukan lapisan intermetalik.

2.3.3 Pengaruh Unsur Paduan *Molten Aluminium*

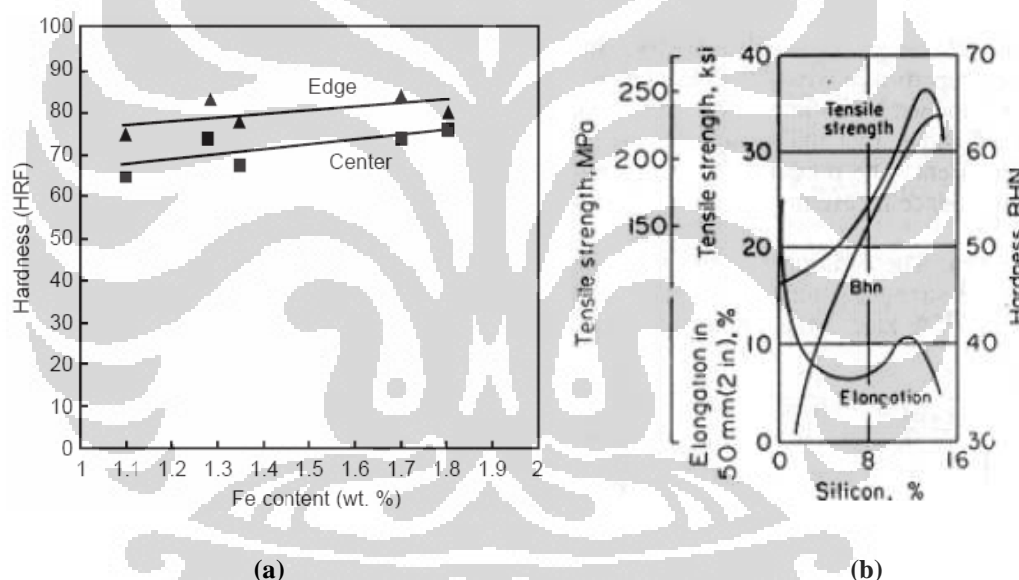
D. Apelian, Shankar et al ^[5,15] melakukan studi sistematis tentang pengaruh komposisi paduan *molten* terhadap *die soldering* pada paduan tipe 380 dan mengukur pengaruh beberapa unsur terhadap pertumbuhan lapisan intermediet antara permukaan *tool steel* dan aluminium *soldering*. Hasilnya ditunjukkan dalam Table 2.7.

Table 2.7 Pengaruh beberapa unsur terhadap ketebalan lapisan intermediet ^[5,15]

Unsur	Jumlah (%)	Pengaruh
Nikel	0.5	Meningkatkan ketebalan sekitar 50% pada 720-730°C
Mangan	1-3	Meningkatkan ketebalan sekitar 50% pada 720-730°C
Berilium	0.3-2	Meningkatkan ketebalan sekitar 7%
Tembaga	--	Tidak berpengaruh
Nitrogen Bebas	0.002-0.055	Mengurangi ketebalan lapisan intermetalik berkisar 70%
Kromium	2-20	Mengurangi ketebalan sekitar 60%
Titanium	0.1	Menurunkan ketebalan sekitar 85%
Silikon	--	Mengurangi ketebalan dengan meningkatnya kandungan Silikon

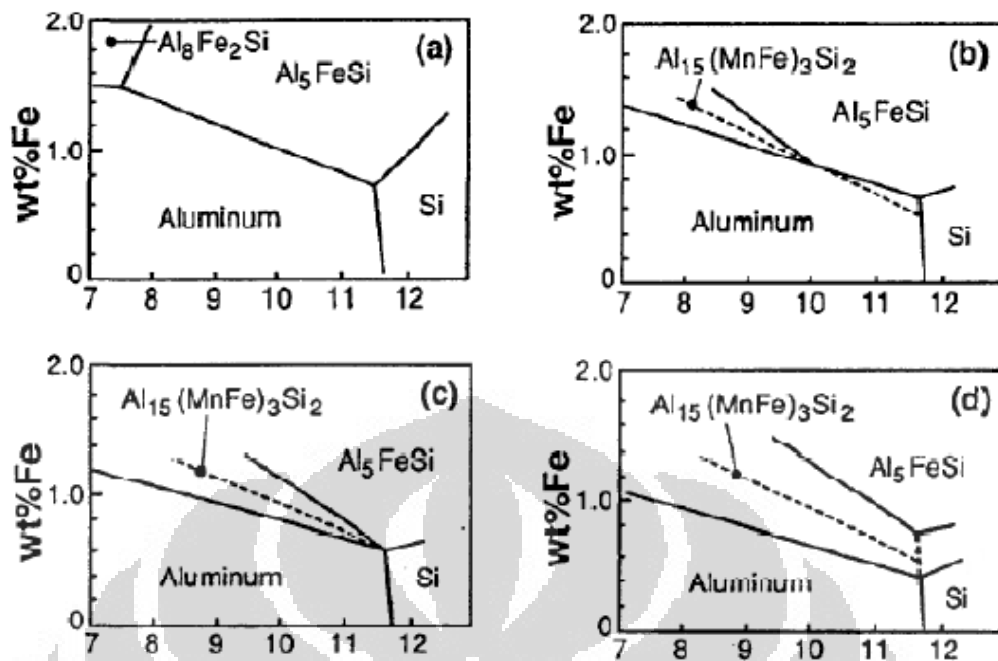
- Kandungan besi dalam paduan aluminium yang tinggi dibatasi pada rentang antara 0.9 dan 1.15 %. Batas kejenuhan besi dalam *molten* pada temperatur tuang dicapai pada rentang tersebut dan kandungan besi yang berlebih akan menghasilkan banyak *sludge factor* dan pembentukan *sludge*. *Sludge* akan membantu nukleasi lapisan intermetalik pada permukaan cetakan sehingga mempermudah terjadinya *soldering* ^[5]. Holz ^[8] menemukan bahwa kecenderungan *soldering* pada sebuah paduan dengan 0.8% besi adalah tinggi, dan sebuah paduan dengan 1.1% besi adalah sangat rendah. Hal ini karena kandungan besi dalam logam coran mencapai titik jenuh sehingga kemiringan potensi kimia untuk terjadinya *soldering* sangat menurun.
- Penambahan Titanium sekitar 0.125% sangat direkomendasikan untuk menghindari terjadinya *soldering*. Penambahan lebih besar dari 0.125% tidak memberikan pengaruh untuk mengurangi *soldering*, tetapi berpengaruh terhadap penghalusan butir dalam *permanent mold casting*. Batas penambahan sekitar 0.24 %. Titanium juga akan membentuk aluminida dengan aluminium dan silikon dalam *molten*, dan hal ini mengurangi kistral *sludge* aluminida besi poligonal dalam *molten* ^[5].
- Penambahan nikel dalam *molten* harus dihindari untuk mengurangi *soldering*. Nikel mengikat mangan dalam *molten* secara efektif, dan kromium meningkatkan *sludge factor* ^[5].

- Kehadiran Si dalam sistem Fe-Al-Si dapat menurunkan laju difusi atom Al dalam matriks Fe, mengurangi laju pembentukan, dan menahan gaya pembentukan lapisan intermetalik serta mengurangi interaksi antara baja cetakan dan paduan aluminium^[19]. Jumlah silikon bebas yang tinggi pada lapisan intermetalik karena silikon merusak paduan coran pada antarmuka cetakan dan keberadaan Silikon dalam jumlah besar mengkristal dalam mikrostruktur *soldering*. Paduan aluminium dengan kandungan silikon lebih besar dari 12% mempunyai kecenderungan tinggi untuk membentuk partikel Si keras^[5]. Mengurangi kandungan silikon, dalam paduan rendah besi, sekitar 7% akan meningkatkan aktivitas kimia mangan dan besi dalam *molten*, dan akan mengurangi *soldering*^[5].



Gambar 2.13 (a) Pengaruh komposisi besi terhadap nilai kekerasan, (b) Pengaruh komposisi silikon terhadap kekerasan^[46]

- Kelarutan Mn pada aluminium, sebesar 1.82%wt pada temperatur 658°C. Penambahan Mn pada aluminium, meningkatkan kekuatan, kekerasan, ketahanan temperatur tinggi dan ketahanan korosi. Penambahan Mn juga membantu mengurangi daya adhesi dari logam cair ke cetakan. Tanpa adanya Mn pada aluminium, menyebabkan *molten* akan lebih lengket dengan cetakan meskipun cetakan berbentuk sederhana. Kemampuan *molten* lepas dari cetakan akan meningkat dengan penambahan Mn pada batas minimal 0.4%^[12].



Gambar 2.14 Perubahan diagram fasa Al-Fe-Si akibat adanya pengaruh Mn, (a) 0% Mn, (b) 0,1% Mn, (c) 0,2% Mn, (d) 0,3% Mn ^[47]

- *Mercury Marine* saat ini mengembangkan dua paduan dengan nama *Mercalloy* 366 dan 367, dimana mempunyai kandungan stronsium dengan konsentrasi dalam rentang 500-1000 ppm. Pada konsentrasi tersebut, stronsium dapat berpotensi mengurangi *soldering* dan besi perlu dikurangi ^[33].

Adapun kelarutan dari kombinasi (Fe+Mn+Cr) dapat dihitung menggunakan persamaan berikut ini ^[57]:

$$S_{(Fe+Mn+Cr)} = (\%Fe) + 2(\%Mn) + 3(\%Cr) \quad (2.3)$$

dimana $S_{(Fe+Mn+Cr)}$ adalah kelarutan dari (Fe+Mn+Cr) pada pembentukan senyawa intermetalik (Al-Si-Fe-Mn-Cr).

Kelarutan unsur-unsur paduan dalam *molten* aluminium dapat dilihat pada Tabel 2.8.

Tabel 2.8 Kelarutan unsur-unsur paduan dalam *molten* aluminium^[48]

Unsur Paduan	Temperatur (°C)	Kelarutan Maksimum (%)
Germanium	424	7,2
Kadmium	649	0,4
Kobalt	657	< 0,02
Tembaga	548	5,65
Kromium	661	0,77
Besi	655	0,05
Litium	600	4,2
Magnesium	450	17,4
Mangan	658	1,82
Nikel	640	0,04
Silikon	577	1,65
Seng	443	70,0
Perak	566	55,6
Timah	228	0,06
Titanium	665	1,3
Vanadium	661	0,4
Zirkonium	660,5	0,28

2.4 Mekanisme Dalam Pembentukan dan Pelarutan Intermetalik

2.4.1 Mekanisme Difusi dalam Pembentukan Lapisan Intermetalik

Molten aluminium yang mengalami kontak dengan permukaan cetakan menyebabkan cetakan panas. Pada waktu bersamaan, besi dari cetakan dan aluminium dari *molten* saling berdifusi. Berkaitan dengan konveksi dalam aluminium, besi terlarut dalam *molten* yang akan terbawa dalam liquid ruah oleh aliran fluida dan pada akhirnya masuk dalam *casting*. Hal ini, menyebabkan konsentrasi besi pada bagian antarmuka aluminium-cetakan menjadi rendah. Laju kelarutan besi dalam *molten* akan menurun dengan terbentuknya intermetalik pada permukaan cetakan dan perpindahan aluminium ke dalam cetakan lebih berperan terhadap terjadinya *die soldering*, dimana semakin meningkatnya konsentrasi aluminium, maka intermetalik akan semakin berkembang^[30].

2.4.2 Mekanisme Disolusi dalam Pelarutan Lapisan Intermetalik

Menurut Joshi et al ^[14] bahwa pembentukan dan pertumbuhan lapisan intermetalik dalam *die casting* dapat dijelaskan sebagai berikut:

- Selama injeksi *molten* dan solidifikasi (pembekuan), terjadi difusi atom aluminium dan besi pada antarmuka cetakan dan *molten* membentuk intermetalik FeAl₃Si₂. Silikon merubah laju kinetik dan kelarutan besi dalam aluminium.
- *Molten* siklus baru *die casting* mulai dan masuk kedalam rongga cetakan (*die cavity*). *Driving force* untuk difusi menurun perlahan karena kehadiran lapisan intermetalik sebelumnya. Meskipun demikian, masih terdapat cukup *driving force* untuk tumbuhnya lapisan intermetalik. *Driving force* untuk pelarutan (disolusi) dalam tahap ini tinggi, tetapi masih lebih rendah dari difusi.
- Pada siklus selanjutnya, ketebalan lapisan intermetalik FeAl₃Si₂ mencapai batas kritis, *driving force* untuk difusi menurun sehingga terabaikan dan *driving force* untuk disolusi menjadi dominan sehingga *soldering* terlarut dalam *molten*.
- *Mass loss* terjadi pada permukaan cetakan dan bebas dari terbentuknya lapisan intermetalik. *Driving force* untuk difusi meningkat karena kehilangan FeAl₃ ke dalam *molten*, tetapi masih diabaikan dibanding *driving force* untuk disolusi. *Driving force* untuk disolusi menurun dengan meningkatnya ketebalan lapisan intermetalik.
- Siklus pertumbuhan *soldering* dan disolusi terus berlangsung sementara permukaan cetakan terus kehilangan besi karena terlarut dalam *molten*.

2.5 Pengecoran Die Casting

Die casting merupakan proses pengecoran dengan menggunakan cetakan logam dimana produk yang dihasilkan mempunyai sifat-sifat yang sangat baik seperti dimensi yang sangat presisi, dapat memproduksi secara massal, dan permukaan coran yang halus ^[3]. Adapun kerungan dari *die casting* adalah harga mesin dan cetakan yang mahal.

2.5.1 Proses High Pressure Die Casting (HPDC)

Pada proses ini *molten* diinjeksikan pada ke dalam rongga cetakan (*die cavity*) dengan tekanan tinggi sekitar $600-1.100 \text{ kg/cm}^2$ [49] dan kecepatan injeksi sampai dengan 13 m/s [50]. Salah satu contoh mesin *High pressure Die Casting* (HPDC) sebagaimana terdapat pada Gambar 2.15.



Gambar 2.15 Toshiba Die Casting Machine. (a) Type DC350J-MS cold chamber, (b) Type DH250A hot chamber [50]

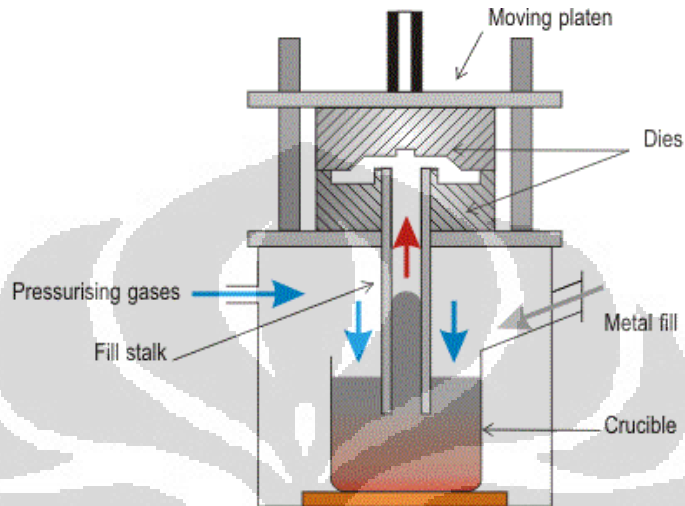
Adapun kecepatan injeksi *molten* (*injection speed*) untuk masing-masing tipe Toshiba Die Casting Machines di atas diberikan pada Tabel 2.9.

Tabel 2.9 Kecepatan injeksi untuk tiap jenis *Toshiba Die Casting Machines* ^[50]

Machine Type	Chamber	Injection Speed (m/s)	
		Min	Max
DC135J-SX	<i>Cold</i>	0,05	7,0
DC135J-T	<i>Cold</i>	0,05	6,0
DC250J-SX	<i>Cold</i>	0,1	7,0
DC250J-MS	<i>Cold</i>	0,1	8,0
DC250J-MH	<i>Cold</i>	0,05	13,0
DC350J-SX	<i>Cold</i>	0,1	7,0
DC350J-MS	<i>Cold</i>	0,1	8,0
DC350J-MH	<i>Cold</i>	0,05	11,0
DC500J-SX	<i>Cold</i>	0,1	7,0
DC500CJ-MS	<i>Cold</i>	0,1	8,0
DC500J-MH	<i>Cold</i>	0,1	12,0
DC650J-SX	<i>Cold</i>	0,1	7,0
DC650J-MS	<i>Cold</i>	0,1	7,0
DC650J-MH	<i>Cold</i>	0,05	10,5
DC800J-SX	<i>Cold</i>	0,1	7,0
DC800J-MS	<i>Cold</i>	0,1	6,5
DC800J-MH	<i>Cold</i>	0,05	10,0
DC1000C	<i>Cold</i>	0,1	4,5
DC1250CS	<i>Cold</i>	0,1	5,0
DC1650CS2	<i>Cold</i>	0,1	4,5
DC2250CS2	<i>Cold</i>	0,1	4,5
DC2500CS2	<i>Cold</i>	0,1	5,0
DC3500CS	<i>Cold</i>	0,1	4,5
DXHV350J-MS	<i>Semi Hot</i>	0,03	5,0
DH80	<i>Hot</i>	0,1	1,5
DH150	<i>Hot</i>	0,1	2,5
DH250	<i>Hot</i>	0,1	2,5
DH500	<i>Hot</i>	0,1	5,0
DH800	<i>Hot</i>	0,1	5,0
DEC150MT	<i>Hybrid</i>	0,05	10,0

2.5.2 Proses *Low Pressure Die Casting* (LPDC)

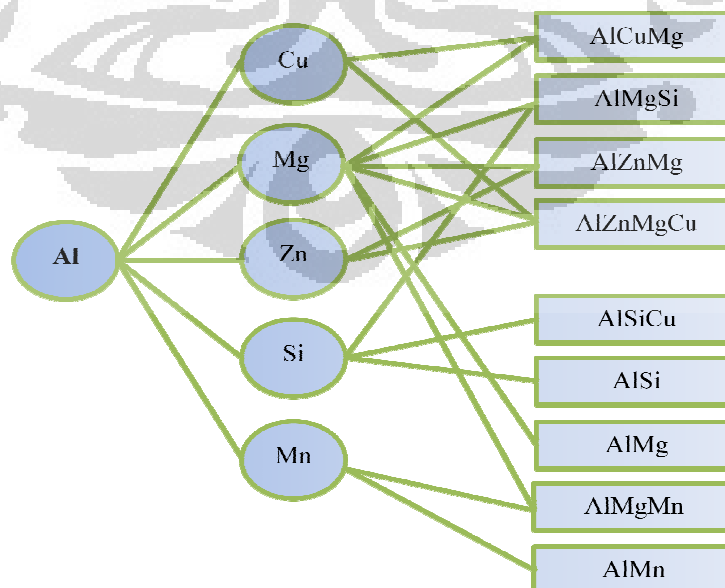
Gambar 2.16 memperlihatkan skema *Low Pressure Die Casting* (LPDC) dimana cetakan diisi dari krusibel bertekanan di bagian bawah dengan tekanan sekitar $0,2-0,5 \text{ kg/cm}^2$ dan kecepatan injeksi antara $0,15-0,6 \text{ m/s}$ [49].



Gambar 2.16 Skematis mesin *low pressure die casting* [51]

2.6 Paduan Aluminium Tuang

Gambar 2.17 memperlihatkan kombinasi paduan yang terdapat pada aluminium tuang.

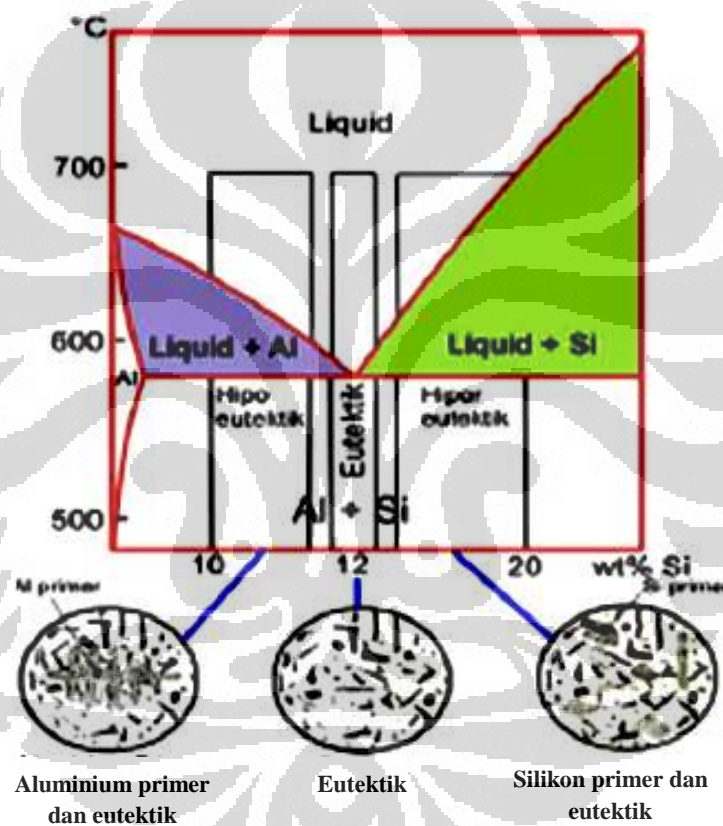


Gambar 2.17 Prinsip dasar pepaduan aluminium [46]

2.6.1 Paduan Aluminium Silikon

Paduan aluminium silikon merupakan paduan aluminium yang sering digunakan dalam industri pengecoran. Paduan ini memiliki daerah sistem biner mulai dari sistem yang paling sederhana hingga sistem yang lebih kompleks. Paduan aluminium-silikon dibagi menjadi tiga daerah utama, yaitu komposisi hipoeutektik, komposisi eutektik dan komposisi hipereutektik.

Diagram fasa Al-Si dan mikrostruktur hipoeutektik, eutektik dan hipereutektik dapat dilihat pada Gambar 2.18 berikut ini.



Gambar 2.18 Diagram fasa Al-Si dan mikrostruktur paduan pada komposisi hipoeutektik, eutektik, dan hipereutektik ^[52]

2.6.2 Paduan Aluminium-12wt%Silikon (Al-12%Si)

Paduan ini merupakan jenis paduan yang paling banyak digunakan berkisar 80-95% dari total aluminium tuang yang diproduksi. Hal tersebut dikarenakan paduan ini memiliki karakteristik cor yang lebih baik dibandingkan dengan jenis paduan lainnya. Selain itu, paduan ini memiliki sifat mekanis, sifat

castability (mampu cor), ketahanan korosi, dan sifat mampu permesinan yang baik serta dapat dilas ^[52].

Adapun paduan aluminium yang digunakan dalam penelitian ini yaitu paduan Al-12%Si yang termasuk kedalam jenis paduan aluminium silikon eutektik. Komposisi eutektik merupakan daerah dimana paduan Al-Si dapat membeku secara langsung dari fasa cair ke fasa padatnya. Proses pembekuan yang berlangsung menyerupai proses pembekuan logam murni, dimana temperatur awal dan temperatur akhir peleburan adalah sama (*isothermal*). Adanya struktur eutektik ini yang mengakibatkan paduan aluminium-silikon memiliki karakteristik mampu cor yang baik. Komposisi ini memiliki kandungan silikon bervariasi mulai dari 11,7% - 12,2% ^[53].

2.7 Material Cetakan

2.7.1 Baja perkakas H13

Baja H13 merupakan salah satu baja perkakas penting yang digunakan secara luas sebagai cetakan dalam aplikasi pengerjaan panas seperti *forging dies*, *extrusion dies*, *die casting dies*, dan lainnya. Baja ini mempunyai ketahanan yang baik terhadap pelunakan (*thermal softening*) dan *heat checking*, kemampukerasan tinggi, kekuatan dan ketangguhan tinggi ^[54,55]. Kekerasan baja cetakan H13 bervariasi sesuai perbedaan tipe cetakan. Kekerasan H13 direkomendasikan pada 43-52 HRC untuk *extrusion dies*, 44-50 HRC untuk *die-casting dies*, 40-55 untuk *forging dies* dan lainnya ^[55].

Baja H13 merupakan baja perkakas kromium pengerjaan panas. Komposisi kimianya didesain untuk tahan terhadap temperatur, tekanan, abrasi, dan termal siklik yang digunakan pada proses pengerjaan panas. Baja ini mempunyai kandungan karbon rendah (0.4%) untuk menghasilkan ketangguhan, kandungan kromium sedang (5%) untuk menghasilkan ketahanan *softening* pada temperatur tinggi, kandungan 1% Si untuk memperbaiki ketahanan oksidasi pada temperatur tinggi, dan penambahan molibdenum dan vanadium dalam jumlah kecil sekitar 1% yang akan membentuk karbida stabil sehingga meningkatkan ketahanan terhadap keausan erosi ^[56].

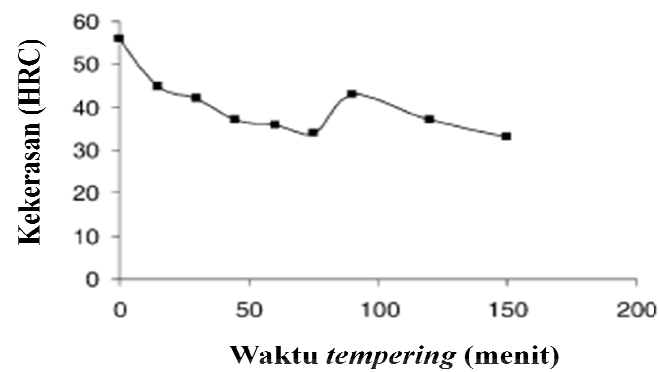
Tabel 2.10 Komposisi Kimia Baja Perkakas H 13 ^[57]

AISI	JIS	Komposisi (Wt%)									
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu	P	S
H13	SKD61	0,32-	0,80-	0,20-	0,3	4,75-	1,10-	0,80-	0,25	0,03	0,03
		0,45	1,20	0,50		5,50	1,75	1,20			

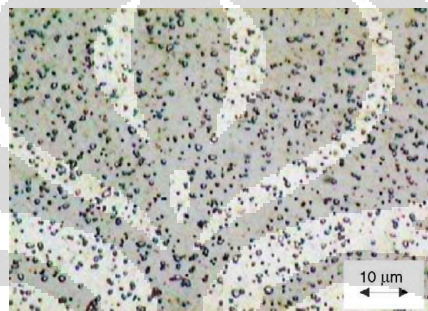
2.7.2 Perlakuan *temper* pada baja perkakas H13

Pada proses HPDC, *molten* aluminium diinjeksi ke dalam cetakan berongga (*die cavity*) pada rentang temperatur 670–710 °C dengan kecepatan tinggi berkisar 30–100 m/s dan tekanan injeksi berkisar 50–80 MPa ^[9,10]. Kondisi seperti ini dapat menyebabkan terjadinya erosi dan *die soldering*. Erosi pada cetakan terbentuk sebagai tahap awal dari *die soldering*, dimana erosi tergantung dari ketangguhan dan kekerasan material cetakan ^[11,12,13]. Untuk menahan erosi, permukaan cetakan diperkeras (*hardening*) dan ditemper (*tempering*) untuk menjaga kekerasannya tetap tinggi pada temperatur *die casting* ^[14]. Baja perkakas H13 biasanya digunakan sebagai material cetakan yang umumnya dilakukan perlakuan *double tempering* hingga kekerasan 48-50 HRC ^[11]. Namun, pemakaian cetakan baja H13 pada temperatur tinggi yang berulang kali dapat menurunkan kekerasan baja cetakan. Penurunan kekerasan pada temperatur tinggi dalam penelitian ini diistilahkan dengan fenomena *over temper*.

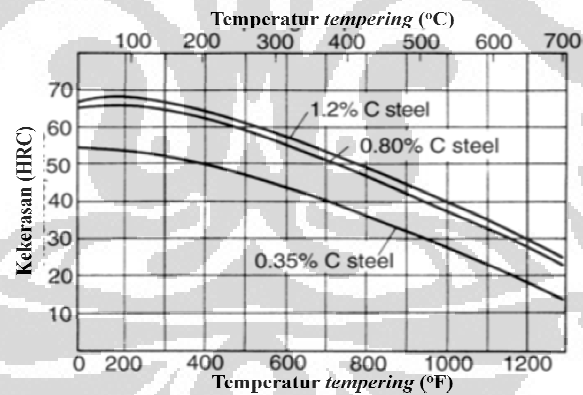
Pengaruh waktu tempering terhadap kekerasan baja perkakas AISI H13 ditunjukkan Gambar 2.19. Spesimen yang di-*temper* dua kali selama 90 menit pada temperatur 600°C memperlihatkan *secondary hardening* yang berarti. Perlakuan ini berhubungan dengan variasi presipitat karbida yang terjadi selama proses *temper*. Distribusi partikel karbida dalam matriks spesimen *quench* ditunjukkan oleh Gambar 2.20. Partikelnya sebagian besar adalah karbida vanadium yang tidak terlarut selama proses austenisasi. Persentase area karbida diukur menggunakan *software* analisa mendekati sama dengan 6.9%. Karbida tersebut mempunyai peranan penting dalam meningkatkan ketahanan aus ^[58].



Gambar 2.19 Pengaruh waktu *double tempering* terhadap kekerasan baja perkakas H13 ^[58]



Gambar 2.20 Distribusi partikel karbida dalam matriks spesimen proses *quench* ^[58]



Gambar 2.21 Pengaruh temperatur *temper* terhadap kekerasan baja karbon proses *quench* ^[59]

Tabel 2.11 Tahapan proses temper ^[59]

Tahap	Deskripsi	Temperatur
1	Pembentukan karbida transisi (epsilon atau eta) dan berkurangnya kandungan karbon pada matriks martensit sekitar 0,25% C	100-250 °C
2	Tranformasi austenit sisa menjadi ferit dan sementit	200-300 °C
3	Bergantinya karbida transisi dan martensit rendah karbon dengan sementit dan ferit	250-350 °C

2.7.3 Perlakuan panas *over temper* baja perkakas H13

Over temper diistilahkan sebagai fenomena penurunan kekerasan baja cetakan H13 karena dipakai berulang kali pada temperatur tinggi. Sebagaimana terlihat pada Gambar 2.21 bahwa terjadi penurunan kekerasan akibat peran temperatur. Kekerasan baja H13 *over temper* lebih rendah dari baja H13 perlakuan *normal temper*, tetapi kekerasannya lebih tinggi dari baja H13 *as-anneal*.

Baja H13 kebanyakan ditemukan berupa *as-anneal* oleh karena itu perlu dilakukan perlakuan panas agar diperoleh baja H13 *over temper* dengan melakukan beberapa tahapan berikut:

- *Annealing* dilakukan pada temperatur 850 °C dan ditahan selama satu jam,
- Austenisasi dilakukan dengan *preheating* terlebih dahulu pada temperatur 650 °C dan ditahan selama 30 menit kemudian temperatur ditingkatkan hingga mencapai temperatur austenisasi 1010 °C dan ditahan selama satu jam dan selanjutnya dilakukan pendinginan udara,
- *Over tempering* dilakukan pada temperatur 600°C selama satu jam kemudian dilakukan pendinginan udara.

BAB 3
METODOLOGI PENELITIAN

3.1 Diagram Alir

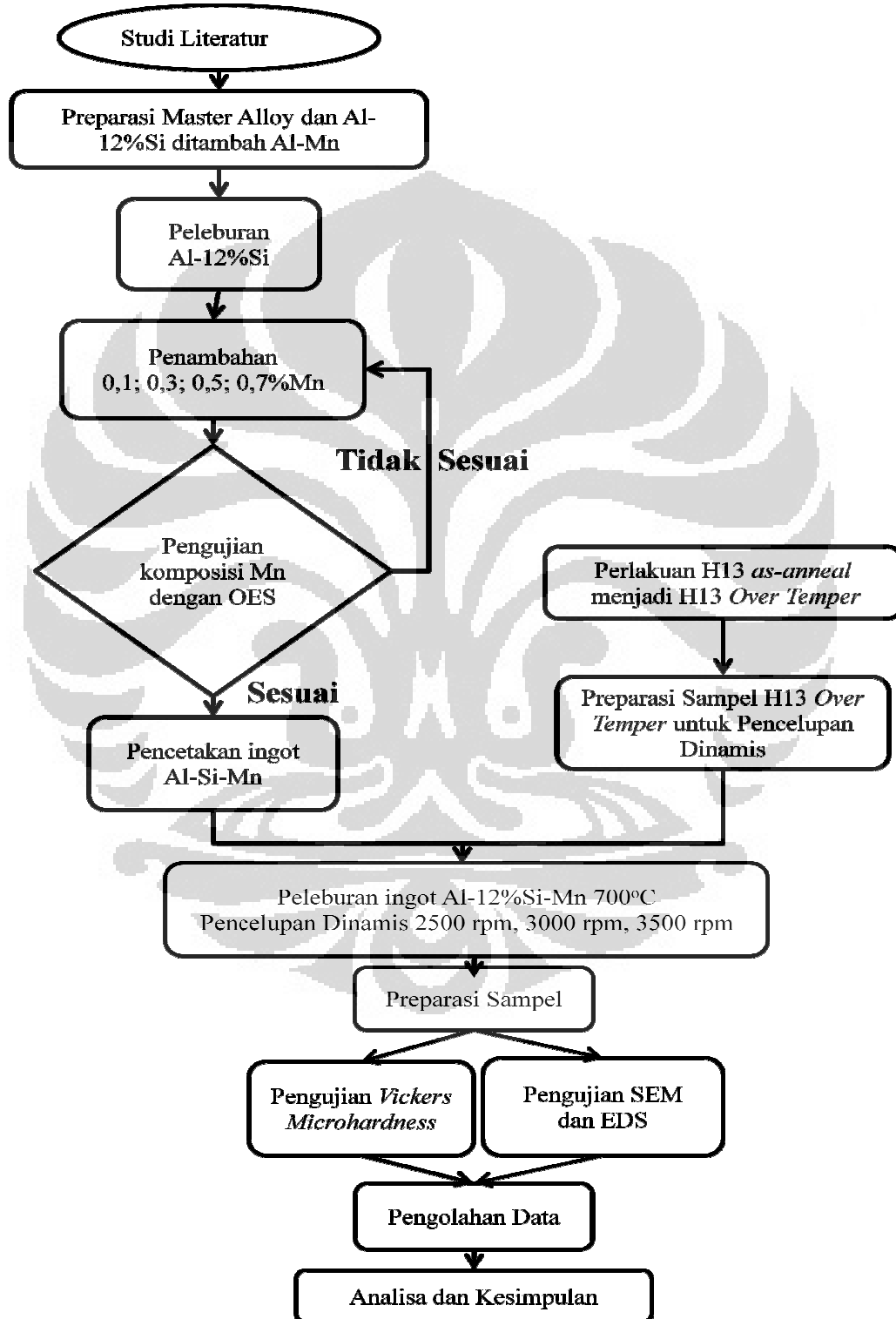


Diagram alir di atas menggambarkan tahapan-tahapan yang akan dilakukan dari awal penelitian hingga penelitian selesai. Adapun penjelasan singkat terkait diagram alir diatas yaitu:

Setelah melakukan studi literatur, tahap selanjutnya yaitu melakukan preparasi *master alloy* paduan Al-12%Si yang akan ditambahkan variasi mangan (Mn). Preparasi tersebut meliputi penyediaan ingot Al-12%Si dan ingot Al-80%Mn. Kemudian melakukan uji komposisi kedua ingot tersebut. Tahap selanjutnya, melakukan peleburan ingot Al-12%Si untuk ditambahkan kedalamnya unsur pepadu Mn. Adapun pemberian unsur Mn dalam leburan (*molten*) aluminium yaitu berupa serbuk Al-80%Mn. Variasi penambahan Mn yang diinginkan yaitu 0,1%, 0,3%, 0,5%, dan 0,7%Mn. Setelah serbuk Mn dimasukkan sesuai kandungan yang diinginkan berdasarkan perhitungan, maka dilakukan uji komposisi kimia untuk memastikan kesesuaian komposisinya sesuai yang diinginkan. Apabila telah sesuai, maka dilakukan pencetakan ingot dan apabila belum sesuai maka dilakukan penyesuaian kembali komposisi dari *molten* tersebut.

Bersamaan dengan pembuatan *master alloy* Al-12%Si dengan variasi unsur pepadu Mn, Sampel baja H13 *as-anneal* yang telah tersedia diberi perlakuan panas *over temper*. Kemudian melakukan pemotongan sampel sesuai dengan dimensi yang diinginkan dan penghalusan permukaan sampel untuk selanjutnya siap dilakukan pengujian celup dinamis.

Proses pengujian celup dinamis diawali dengan melakukan peleburan ingot Al-12%Si yang telah ditambah Mn dalam *Mini Crucible Furnace*. Setelah ingot tersebut melebur dan temperatur celup dinamis diatur hingga konstan berada pada 700°C, maka dilakukan pencelupan sampel H13 *over temper* ke dalam *molten* aluminium. Sebelum pencelupan tersebut, kecepatan putar celup telah diatur sesuai dengan kecepatan yang diinginkan. Tahapan-tahapan pada pencelupan dinamis ini dilakukan serupa untuk paduan Al-12%Si dengan kandungan Mn yang berbeda.

Setelah proses pencelupan selesai, maka tahap selanjutnya yaitu melakukan preprasi sampel untuk pengujian SEM dan EDS serta pengujian kekerasan. Setelah pengujian SEM, EDS, dan kekerasan selesai dan data

diperoleh, maka dilakukan pengolahan data tersebut. Tahap terakhir yaitu melakukan analisa dan kesimpulan penelitian ini. Hasil analisa dan kesimpulan dibuat dalam sebuah laporan penelitian yang dalam hal ini berupa skripsi.

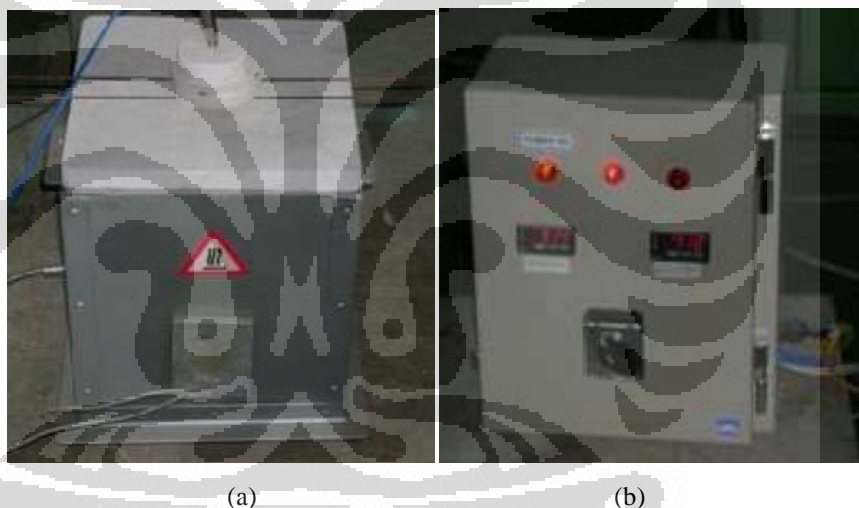
3.2 Alat dan Bahan

3.2.1 Alat

Peralatan yang digunakan dalam penelitian ini yaitu:

1. *Mini Crucible furnace*

Digunakan untuk melakukan peleburan dalam pembuatan *master alloy* Al-12%Si dengan variasi unsur pepadu Mn dan peleburan *master alloy* tersebut untuk melakukan pengujian celup dinamis. Adapun untuk pencelupan dinamis, temperatur *molten* harus dijaga konstan pada 700° .



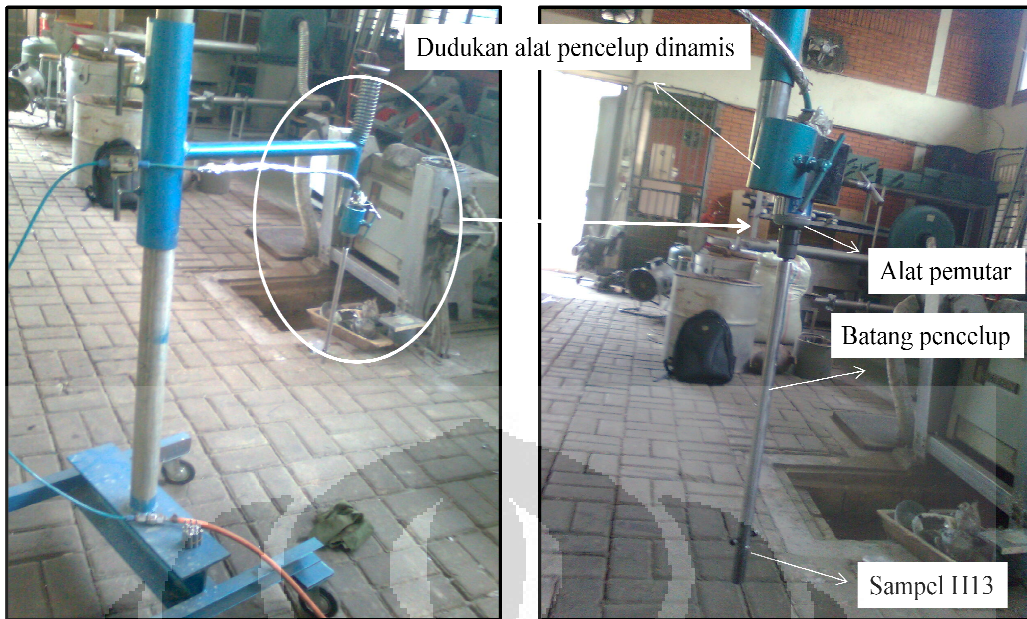
Gambar 3.1 (a) *Mini crucible furnace*, (b) *Control Panel*

2. *Thermocouple*

Thermocouple yang digunakan dalam penelitian ini ada dua yaitu *thermocouple* pada *mini crucible furnace* dan *thermocouple portable*. Alat ini digunakan untuk mengontrol temperatur *molten*.

3. *Optic Emission Spectrometer (OES)*

4. Alat putar pencelup dinamis



Gambar 3.2 Alat pencelup dinamis dan dudukannya

Digunakan untuk pencelupan dinamis sampel baja H13 *over temper* pada *molten*. Cara penggunaan alat ini yaitu sampel dipasang pada batang pencelup

5. *Tachometer*



Gambar 3.3 *Tachometer*

Digunakan untuk mengatur kecepatan putar celup dinamis.

6. Mesin amplas dan poles



(a)

(b)

Gambar 3.4 (a) Mesin amplas, (b) Mesin poles

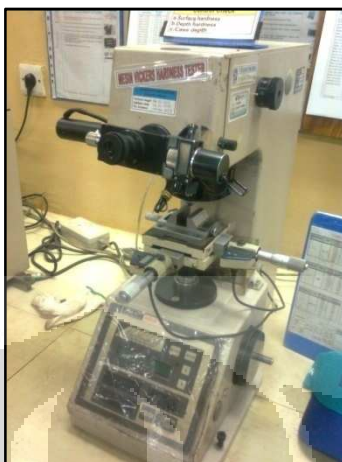
Digunakan untuk menghaluskan permukaan sampel.

7. *Oven* (dapur *Carbolyte*)**Gambar 3.5** *Oven* (dapur *Carbolyte*)

Digunakan untuk memberikan perlakuan panas *over temper* pada sampel H13 *as-anneal*.

8. Kertas amplas grid 200-1500
9. *Dryer*
10. *Stopwatch*
11. Cetakan ingot
12. Kowi
13. Tang penjepit
14. Peralatan keselamatan (sarung tangan dan masker)
15. Plastik dan label nama

16. *Vicker Microhardness Tester*



Gambar 3.6 *Digital Vicker Microhardness Tester*

Digunakan untuk mengukur kekerasan material dalam hal ini yaitu sampel baja H13 *as-anneal*, H13 *over temper*, dan lapisan intermetalik.

17. *Scanning Electron Microscopy dan Energy Dispersive Spectrometer.*



Gambar 3.7 *Scanning Electron Microscopy (SEM) LEO 420 yang dilengkapi Energy Dispersive Spectrometer (EDS)*

SEM digunakan untuk mengetahui morfologi dan ketebalan lapisan intermetalik yang terbentuk pada pencelupan dinamis. Sedangkan, EDS digunakan untuk mengetahui unsur-unsur kimia dalam lapisan intermetalik tersebut.

3.2.2 Bahan

Bahan yang digunakan dalam penelitian ini yaitu:

1. *Master alloy Al-12%Si*

Merupakan *master alloy* dengan kandungan 12%Si yang akan dilebur kemudian ditambahkan unsur pepadu Mn.

2. *Tool Steel H13 as-anneal*

Tool Steel H13 as-anneal digunakan sebagai sampel cetakan yang kemudian diberi perlakuan panas *over temper*. H13 dipilih karena material ini banyak digunakan sebagai material cetakan dalam industri pengecoran.

3. Material Mn (Al-80%Mn)

Material ini merupakan dengan kandungan terbesar unsur Mn yang akan digunakan sebagai material pepadu dalam *master alloy Al-12%Si* Sehingga *master alloy Al-12%Si* mengandung variasi 0,1%, 0,3%, 0,5%, dan 0,7% Mn.

4. Resin dan *hardener*

Digunakan untuk *pe-mounting*-an sampel hasil pencelupan dinamis yang selanjutnya akan dilakukan pengujian SEM, EDS, dan kekerasan.

5. TiO_2

Digunakan sebagai pemoles sampel sehingga diperoleh sampel yang lebih halus dan mengkilap.

6. Air

Digunakan saat pengamplasan dan pemolesan serta digunakan untuk memebersihkan sampel setelah pengamplasan dan pemolesan.

7. Alkohol

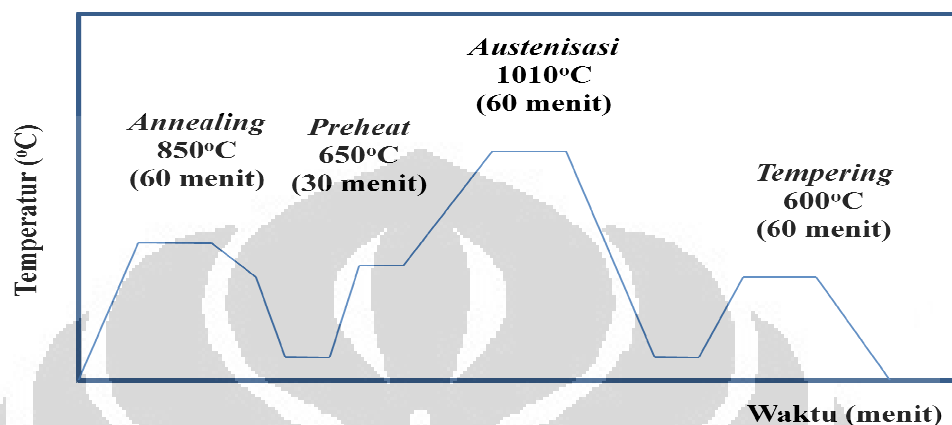
Alkohol digunakan untuk menguapkan air dipermukaan sampel setelah sampel dibersihkan dengan air.

3.3 Prosedur Penelitian

3.3.1 Perlakuan Panas *Over Temper* Material H13 *as-anneal*

Material uji *tool steel H13 as-anneal* diberi perlakuan panas menggunakan dapur *oven* (dapur *Carbolyte*). Dimulai dengan *preheating* baja H13 *as-anneal*

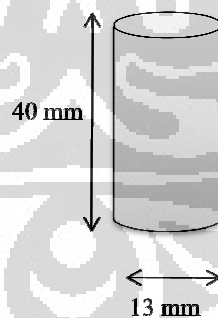
dengan temperatur 650°C dan ditahan selama 30 menit. Kemudian dipanaskan dengan temperatur 1010°C dan ditahan dalam suhu tersebut selama 60 menit. Selanjutnya, dikeluarkan dari tungku untuk pendinginan udara selama 60 menit. Setelah itu, dilakukan temper pada suhu 600°C selama 60 menit.



Gambar 3.8 Proses perlakuan *over temper*

3.3.2 Preparasi Sampel untuk Pencelupan Dinamis

Pemotongan sampel H13 *over temper* seperti pada gambar 3.1 untuk mempermudah proses pencelupan dinamis H13 *over temper* ke dalam aluminium cair.



Gambar 3.9 Sampel material H13 *over temper*

3.3.3 Peleburan Al-12%Si untuk Pembuatan Master Alloy

Sebelum melebur ingot, dilakukan beberapa proses persiapan peleburan seperti pemotongan ingot Al-Si menjadi bagian yang lebih kecil dengan menggunakan mesin potong gerinda dan penimbangan material Al-Si mendekati kapasitas kowi pada dapur krusibel yaitu 1,4 kg dan bervariasi sesuai perhitungan

material *balance*. Penimbangan ini menggunakan timbangan digital. Sebelum ditimbang, dilakukan perhitungan material *balance* untuk mendapatkan massa paduan Al-Si dan massa Mn yang akan ditambahkan, dengan persamaan berikut ini:

$$\frac{\% \text{ Kadar Mn} \times \text{Kapasitas Kowi}}{\% \text{ Kadar Mn dalam Al-Mn} \times \text{Efisiensi Mn}} \quad (3.1)$$

Mn yang ditambahkan merupakan paduan Al-Mn dengan kadar Mn 80%, dan efisiensi Mn dalam paduan tersebut sebesar 90%. Kapasitas kowi yang digunakan sebesar 1,4 kg. Bentuk Mn yang ditambahkan pada proses pengecoran berupa padatan sehingga perlu dilakukan penumbukan material Al-80%Mn dengan menggunakan *hammer*. Penumbukan dilakukan sampai material menjadi halus berbentuk serbuk. Lalu material dibungkus oleh aluminium *foil* dan dimasukkan ke dalam *molten* aluminium dengan menggunakan *panjer*. Hal ini, dilakukan agar Mn yang dimasukkan ke dalam aluminium cair tidak mengambang di permukaan dan terbakar. *Master alloy* yang telah ditambahkan Mn, diperiksa menggunakan *Optical Emission Spectrometer* (OES) untuk mengetahui komposisi Mn yang berada pada aluminium sesuai keinginan. Hal ini, dilakukan berulang kali (*trial*) agar hasil yang diperoleh sesuai dengan yang diinginkan.

3.3.4 Peleburan *Master Alloy*

Sebelum peleburan, terlebih dahulu dilakukan preparasi peleburan *master alloy* berupa *coating* peralatan lebur. Selanjutnya, peleburan *master alloy* yang telah mengandung komposisi mangan 0,1%, 0,3%, 0,5%, dan 0,7% dalam *Mini Crucible Furnace* hingga temperatur konstan sekitar 700°C.

3.3.5 Pencelupan Dinamis Material H13 *Over Temper* dalam *Master Alloy*

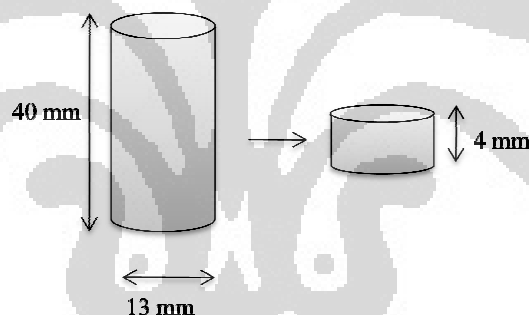
Sebelum pencelupan dinamis dilakukan, *molten* dikondisikan pada temperatur sekitar 700°C. Setelah temperatur krusibel konstan pada temperatur tersebut, dilakukan proses pencelupan dinamis H13 *over temper* ke dalam *molten* aluminium. Pencelupan sampel dilakukan selama 90 detik dengan variasi

kecepatan rotasi sebesar 2.500 rpm, 3.000 rpm, dan 3.500 rpm. Setelah selesai pencelupan, aluminium cair dituang ke dalam cetakan ingot. Ketika sudah membeku dan mendingin, ingot diberi kode penelitian.

3.3.6 Preparasi Sampel Pengujian SEM dan EDS

Sebelum dilakukan pengujian SEM dan EDS, material H13 yang telah dicelup dinamis dilakukan persiapan meliputi:

1. Pemotongan ujung sampel yang telah dicelup dinamis seperti gambar 3.10.
2. Sampel H13 *over temper* yang telah dipotong *di-mounting*.
3. Pengamplasan sampel H13 *over temper* yang telah *di-mounting*.
4. Pemolesan dengan menggunakan kain beludru dan TiO₂.
5. Sampel yang telah halus dan mengkilap dibilas dengan air, diberi alkohol, dan dikeringkan menggunakan *dryer*.



Gambar 3.10 Pemotongan sampel material H13 *over temper* setelah proses pencelupan dinamis

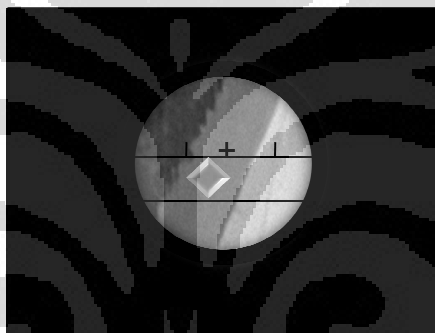
3.3.7 Pengamatan Lapisan Intermetalik

Pengamatan lapisan intermetalik dilakukan dengan menggunakan alat *Scanning Electron Microscope* (SEM) yang dilengkapi dengan *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS). Sebelum pengujian SEM, sampel uji *di-coating* dengan menggunakan *coating* Au-Pd pada seluruh permukaan sampel yang *di-mounting* dengan tujuan agar elektron dapat dihantarkan. Pengujian SEM bertujuan untuk mengamati karakteristik lapisan intermetalik serta mengukur ketebalan dari lapisan tersebut, dan pengujian EDS dilakukan untuk mengetahui unsur-unsur kimia dari lapisan intermetalik yang terbentuk.

3.3.8 Pengujian Kekerasan

Pengujian kekerasan dilakukan pada material sampel baja H13 *as-anneal*, H13 *over temper*, dan lapisan intermetalik. Untuk material sampel baja H13 *as-anneal* dan H13 *over temper* digunakan *Vickers Microhardness* biasa (bukan *digital*) dengan beban indentasi 500 gram.

Adapun untuk uji kekerasan lapisan intermetalik menggunakan *Digital Vickers Microhardness* dengan beban indentasi 200 gram untuk penjejakan pada lapisan intermetalik. Bentuk indentor pada alat uji ini adalah *square pyramidal*. Setelah penjejakan, jejak indentasi diukur menggunakan mikroskop pada *Digital Vickers Microhardness* tersebut. Setelah pengukuran selesai, maka hasil uji kekerasan akan terhitung secara otomatis.

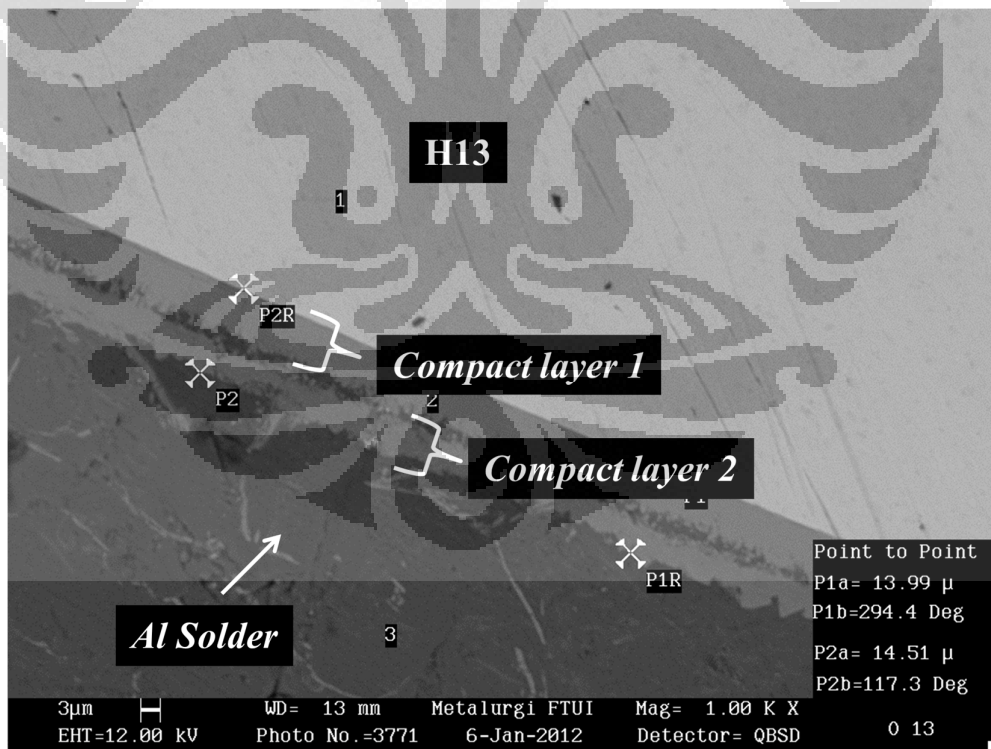


Gambar 3.11 Ilustrasi hasil penjejakan sampel yang terlihat dalam mikroskop *Digital Vickers Microhardness*

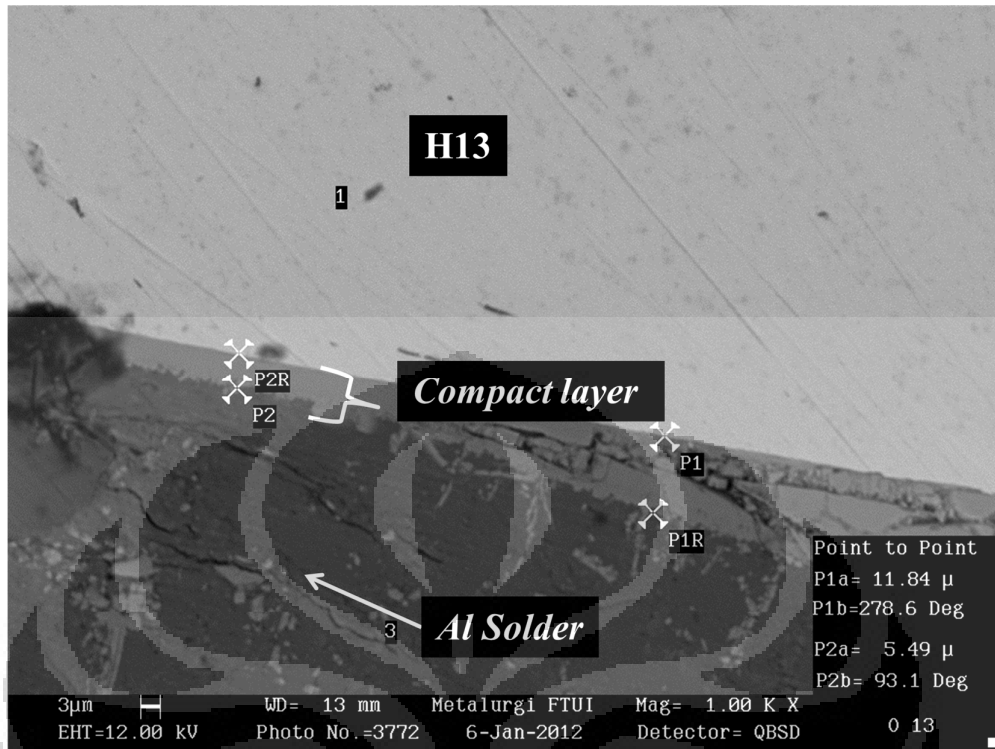
BAB 4 HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN

4.1 Morfologi dan Karakteristik Lapisan Intermetalik

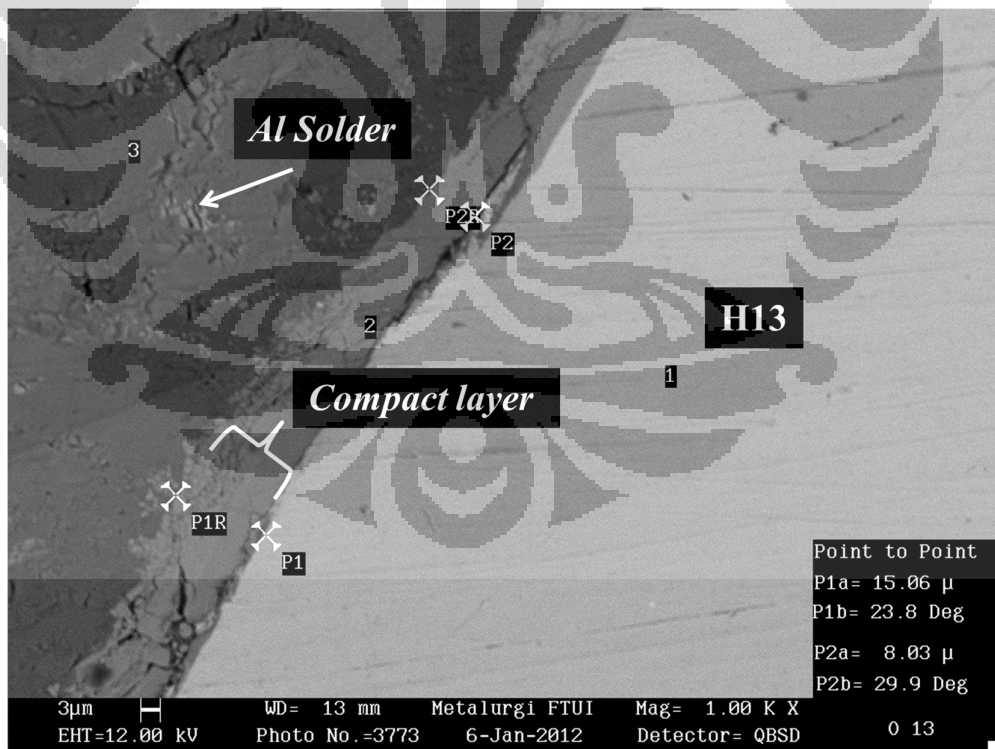
Untuk mengetahui morfologi dan karakteristik lapisan intermetalik pada sampel baja H13 *over temper* hasil pencelupan dinamis 2.500 rpm, 3.000 rpm, dan 3.500 rpm ke dalam paduan Al-12%Si dengan kandungan 0,1%, 0,3%, 0,5%, dan 0,7% Mn selama 90 detik pada temperatur 700°C, dilakukan pengamatan menggunakan *Scanning Electron Microscope* (SEM). Untuk satu sampel dilakukan pengamatan pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda agar data dan informasi yang diperoleh lebih akurat dan menguatkan. Sebagai contoh hasil SEM sebagaimana ditunjukkan Gambar 4.1, Gambar 4.2 dan Gambar 4.3 di bawah ini.



(1)

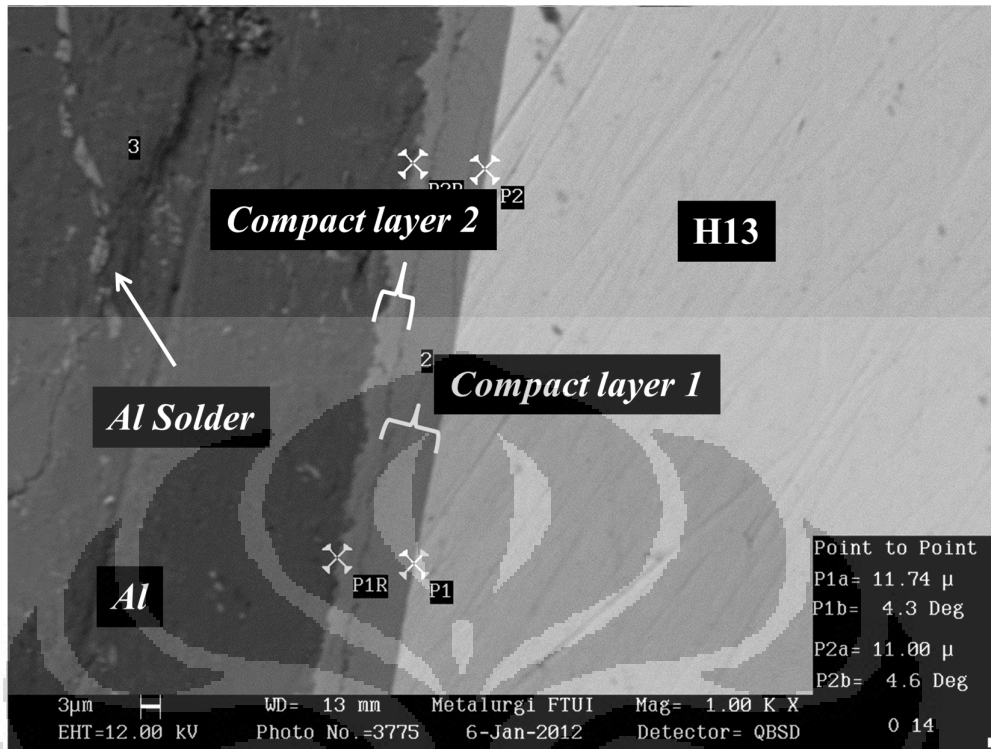


(2)

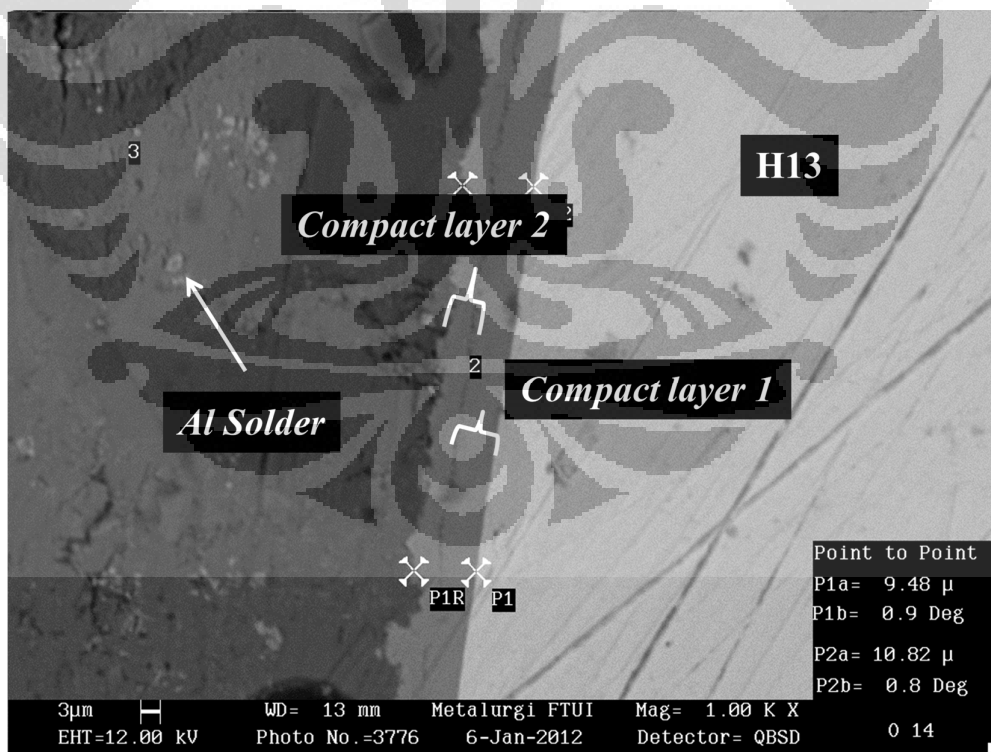


(3)

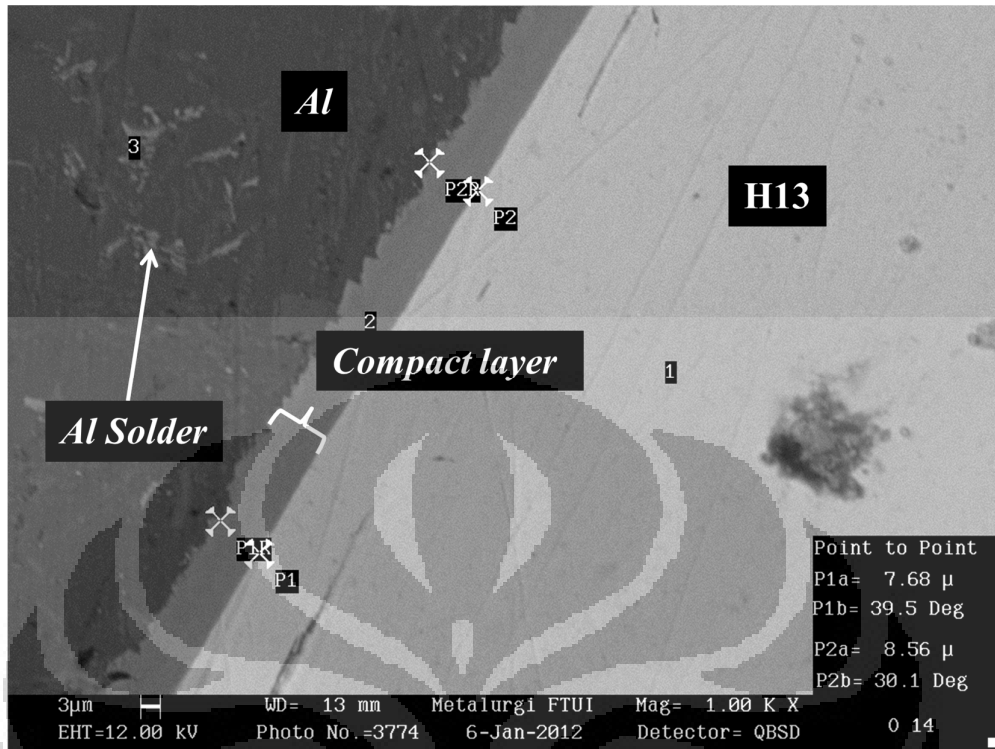
Gambar 4.1 Hasil SEM pencilun dinamis 2.500 rpm pada Al-12%Si-0,1%Mn pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda.



(1)

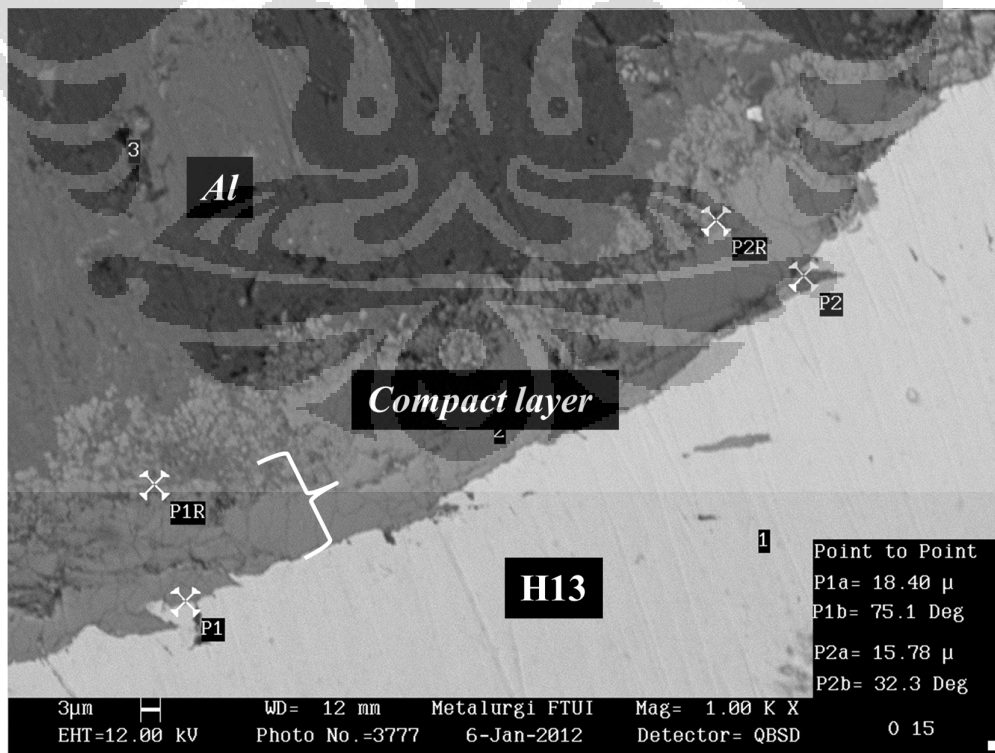


(2)

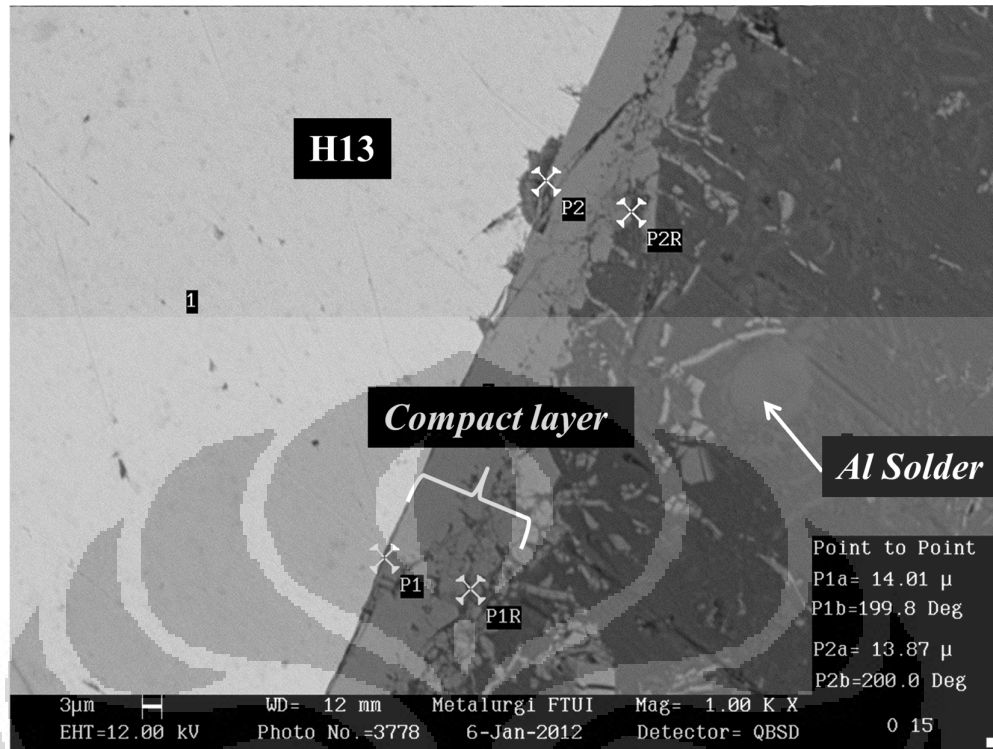


(3)

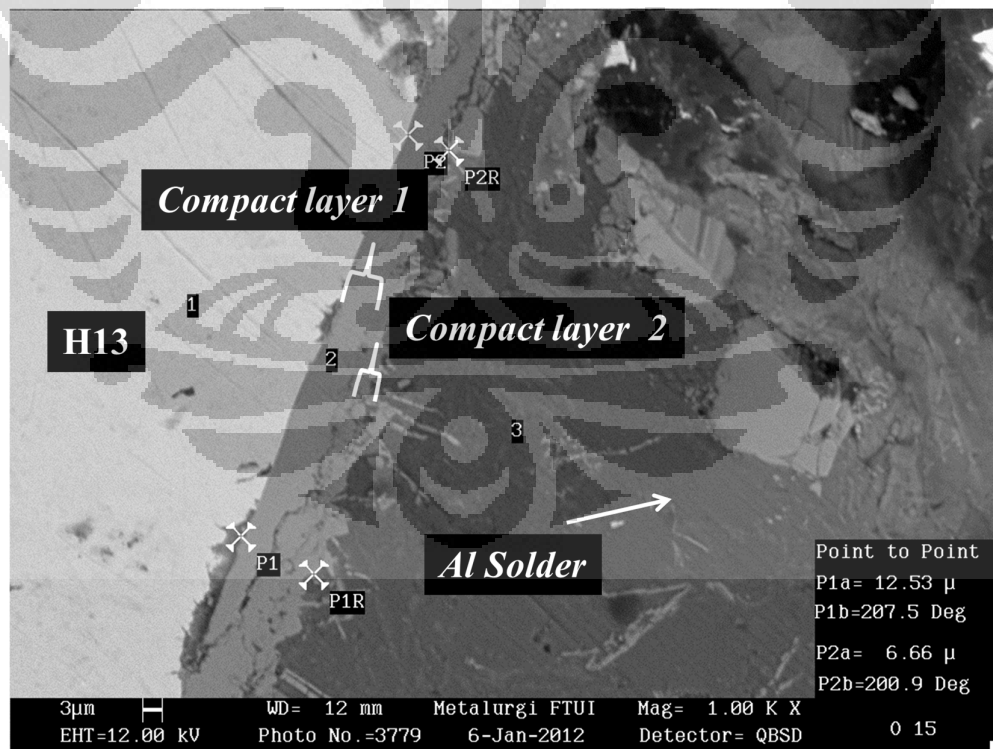
Gambar 4.2 Hasil SEM pencelupan dinamis 3000 rpm pada Al-12%Si-0,1%Mn pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda.



(1)



(2)



(3)

Gambar 4.3 Hasil SEM pencilupan dinamis 3500 rpm pada Al-12%Si-0,1%Mn pada tiga daerah lapisan intermetalik yang berbeda

Berdasarkan beberapa sampel hasil SEM, sebagaimana terdapat pada Gambar 4.1, Gambar 4.2, dan Gambar 4.3 terlihat adanya lapisan intermetalik yang terbentuk antara baja H13 *over temper* dan paduan aluminium. Lapisan ini terdapat pada semua sampel celup dinamis (dapat dilihat pada lampiran hasil pengujian SEM) dimana lapisan yang teramati hanya terdiri dari satu tipe lapisan yaitu lapisan padat (*compact layer*). Pada beberapa sampel, hanya terdapat satu *compact layer* dan sampel lainnya terdapat dua *compact layer*. Bahkan pada sampel yang sama namun berbeda daerah atau lokasi pengamatan ternyata memiliki karakter lapisan yang berbeda baik dari sisi jumlah terbentuknya *compact layer* atau dari sisi ketebalan lapisan tersebut.

Sampel yang teramati adanya dua lapisan *compact layer* maka dikarakterisasi sebagai *compact layer 1* dan *compact layer 2*. *Compact layer 1* dikarakterisasi sebagai lapisan padat yang dekat dengan baja H13, sedangkan *compact layer 2* adalah lapisan padat yang dekat dengan paduan aluminium. Keduanya merupakan lapisan yang sama dimana belum terjadi penggabungan dua lapisan secara sempurna menjadi satu lapisan. Hal ini, sebagaimana terlihat pada Gambar 4.1 (1).

Mekanisme terbentuknya *compact layer* pada pencelupan dinamis baja H13 *over temper* dalam *molten* aluminium meliputi mekanisme erosi, difusi, dan disolusi. Sampel baja H13 *over temper* yang dicelup dinamis dengan variasi kecepatan tertentu mengalami kontak dengan *molten* Al-12%Si dan menyebabkan terjadinya difusi dan membentuk lapisan intermetalik sebagaimana dijelaskan oleh Joshi et al.^[14]

Sampel baja H13 *over temper* yang tidak di-*pre-heat* (suhu kamar waktu pencelupan berkisar 30°C) dan jauh lebih rendah dari temperatur *molten* (berkisar 700°C) menjadi salah satu penyebab penurunan temperatur *molten* berkisar 20°C dari temperatur *setting molten* selain dari pengaruh perbedaan temperatur permukaan *molten* dan temperatur dalam *molten* yang teraduk akibat pemutaran sampel dalam *molten* sehingga terjadi perubahan temperatur. Penurunan temperatur tersebut semakin mempercepat terjadinya erosi pada sampel, terlebih sampel tidak diberi perlakuan *coating*^[23,42]. Menurut Shivpuri, Chu, et al.^[23,24], bahwa erosi lebih besar keausannya pada temperatur yang lebih rendah. Namun,

penurunan temperatur tersebut hanya terjadi sesaat. Kemudian sampel mengalami peningkatan temperatur menyesuaikan dengan temperatur *molten*.

Akibat sampel mengalami kontak secara terus-menerus dan adanya friksi dari *molten* menyebabkan peningkatan temperatur pada antarmuka sampel dan *molten*. Hal ini, menyebabkan kehilangan material melalui mekanisme erosi, pelarutan, dan difusi. Hogan ^[33] dalam tesisnya menjelaskan bahwa temperatur yang lebih tinggi meningkatkan aktivitas atom pada permukaan, koefisien difusi, dan laju reaksi. Semua itu, akan menyebabkan terjadinya *die soldering* dengan lebih cepat dan berkembang lebih cepat. Temperatur yang tinggi dapat juga menyebabkan efek *tempering* pada permukaan sampel sehingga memicu *soldering* dengan pelunakan (*softening*) pada permukaan sampel.

Peningkatan temperatur *molten* akibat friksi dan *molten* aluminium yang mengalami kontak dengan permukaan sampel menyebabkan sampel panas. Pada waktu bersamaan, besi dari sampel dan aluminium dari *molten* saling berdifusi. Akibat konveksi panas dalam aluminium, besi terlarut dalam *molten*. Hal ini, menyebabkan konsentrasi besi pada bagian antarmuka aluminium dan sampel menjadi rendah. Laju kelarutan besi dalam *molten* akan menurun dengan terbentuknya intermetalik pada permukaan cetakan dan perpindahan aluminium ke dalam cetakan lebih berperan terhadap terjadinya *die soldering*, dimana semakin meningkatnya konsentrasi aluminium, maka intermetalik akan semakin berkembang. Hal ini sebagaimana yang diungkapkan oleh Chen et al ^[56]. Hal serupa juga diungkapkan oleh Joshi et al ^[14] bahwa *driving force* untuk difusi menurun perlahan karena kehadiran lapisan intermetalik. Meskipun demikian, masih terdapat cukup *driving force* untuk tumbuhnya lapisan intermetalik. *Driving force* untuk pelarutan (disolusi) dalam tahap ini tinggi, tetapi masih lebih rendah dari difusi.

Setelah ketebalan lapisan intermetalik mencapai batas kritis, *driving force* untuk difusi menurun sehingga difusi menjadi terabaikan dan *driving force* untuk disolusi menjadi dominan sehingga *soldering* terlarut dalam *molten* ^[14]. *Mass loss* terjadi pada permukaan cetakan dan bebas dari terbentuknya lapisan intermetalik. *Driving force* untuk difusi meningkat kembali karena kehilangan lapisan intermetalik yang larut ke dalam *molten*, tetapi *driving force* difusi masih lebih

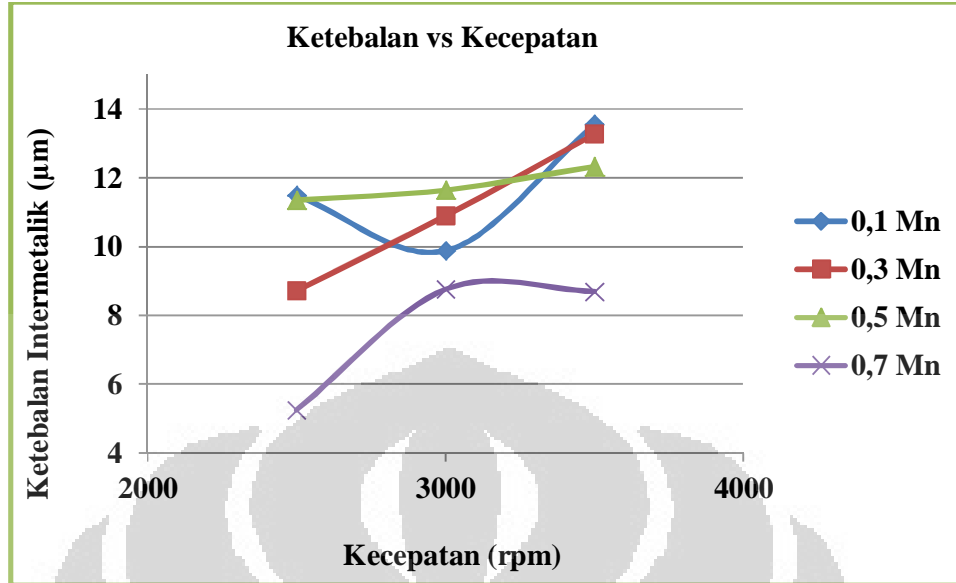
kecil sehingga terabaikan dibanding *driving force* untuk disolusi. *Driving force* untuk disolusi menurun dengan meningkatnya ketebalan lapisan intermetalik. Siklus pertumbuhan intermetalik (*soldering*) dan disolusi terus berlangsung sementara permukaan cetakan terus kehilangan besi karena terlarut dalam *molten*.

Laju pertumbuhan lapisan intermetalik mengikuti pendekatan distribusi parabolik. Ketika difusi lebih dominan dari disolusi, maka kemiringan kurva parabolik akan berdeviasi positif. Sedangkan, jika disolusi lebih dominan maka kurva parabolik akan berdeviasi negatif^[32].

Seiring dengan peningkatan kecepatan celup maka akan menurunkan ketebalan lapisan intermetalik. Hal ini sebagaimana dikemukakan oleh M. Yu^[60] dalam penelitian Joshi^[14], bahwa pengurangan lapisan intermetalik diperoleh ketika *coupon* (sampel) diputar (peningkatan kecepatan *molten*) dan peningkatan *mass transport*.

4.2 Pengaruh Kecepatan Terhadap Ketebalan Lapisan Intermetalik

Selain bertujuan untuk mengetahui morfologi lapisan intermetalik yang terbentuk, pengujian SEM pada sampel baja H13 *over temper* hasil pencelupan dinamis ke dalam paduan Al-12%Si juga dapat digunakan untuk mengukur ketebalan lapisan intermetalik yang terbentuk. Data hasil pengukuran ketebalan lapisan intermetalik dapat dilihat pada lampiran. Berdasarkan data hasil pengukuran ketebalan tersebut bahwa ketebalan untuk semua sampel berkisar antara 5,2-13,54 μm .



Gambar 4.4 Grafik pengaruh kecepatan terhadap ketebalan lapisan intermetalik hasil celup dinamis H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si dengan variasi kandungan Mn

Berdasarkan Gambar 4.4, terlihat bahwa ketebalan yang terbentuk cenderung tidak teratur. Ketidakteraturan ini dipengaruhi dengan laju pertumbuhan (difusi) dan laju pelarutan (disolusi) ketika terjadi pencelupan dinamis. Secara umum, semakin meningkatnya kecepatan maka ketebalan intermetalik semakin meningkat. Namun, pada paduan aluminium 0,1 Mn pada kecepatan 3.000 rpm dan aluminium 0,7%Mn pada kecepatan 3.500 rpm menurun. Penurunan ketebalan intermetalik pada paduan aluminium 0,1 Mn pada kecepatan 3.000 rpm karena *driving force* difusi menurun setelah terbentuknya lapisan intermetalik sebagaimana terlihat pada ketebalan paduan aluminium 0,1 Mn pada kecepatan 2.500 rpm memiliki ketebalan tertinggi. Selain itu, *driving force* difusi menurun dan *driving force* disolusi meningkat dengan meningkatnya kecepatan sehingga menurunkan ketebalan lapisan intermetalik^[39]. Kemudian mengalami peningkatan ketebalan kerana lapisan intermetalik terlarut dalam *molten* aluminium sehingga meningkatkan *driving force* difusi yang menyebabkan ketebalan meningkat. Mekanisme serupa juga terjadi pada sampel celup 0,7%Mn. Namun, mekanisme yang mengawali yaitu mekanisme difusi yang dominan kemudian perlahan mengalami pelarutan mulai dari kecepatan 3.000-3.500 rpm.

Secara umum, pada rentang kecepatan 2.500-3500 rpm ketebalan intermetalik meningkat. Peningkatan ketebalan terjadi akibat pertumbuhan intermetalik yang berlangsung selama interaksi sampel dengan paduan aluminium. Pertumbuhan intermetalik ini akan melambat dengan adanya lapisan intermetalik padat (*compact layer*) yang terbentuk sehingga menghalangi laju difusi Fe menuju aluminium dan dominannya mekanisme difusi daripada mekanisme disolusi.

4.3 Pengaruh Kecepatan Terhadap Kadar Al, Fe, dan Si dalam Lapisan Intermetalik

Setelah dilakukan pengujian SEM untuk mengetahui morfologi dan pengukuran ketebalan lapisan intermetalik yang terbentuk kemudian dilakukan pengujian *Energy Dispersive Spectrometer* (EDS) untuk mengidentifikasi unsur-unsur yang terkandung di dalam lapisan intermetalik. Unsur-unsur yang teridentifikasi pada pengujian EDS ini sebagaimana terdapat pada Tabel 4.1.

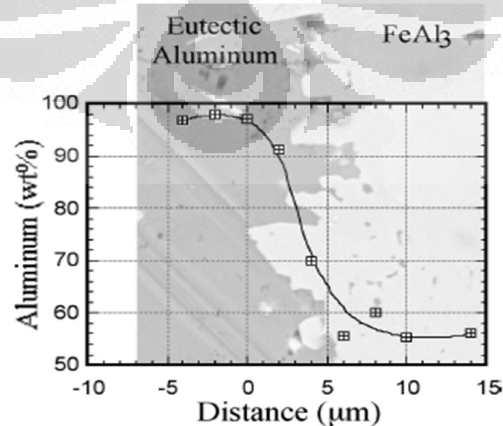
Tabel 4.1 Unsur-unsur yang terkandung di dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 over temper ke dalam paduan Al-12%Si

% Mn	Kecepatan (rpm)	%Al	%Fe	%Si	%C	%Cr
0,1	2500	72,84	14,07	10,57	1,93	0,60
	3000	83,84	7,53	6,21	1,96	0,46
	3500	73,66	12,54	10,97	1,99	0,84
0,3	2500	77,51	11,82	9,09	0,21	1,37
	3000	69,42	19,32	9,99	0,15	1,12
	3500	67,95	22,03	8,27	0,27	1,49
0,5	2500	76,75	11,00	9,34	2,01	0,90
	3000	74,84	13,44	10,97	0,19	0,56
	3500	74,71	11,90	10,85	1,97	0,57
0,7	2500	70,85	18,13	9,59	0,15	1,28
	3000	75,01	14,43	9,18	0,22	1,16
	3500	78,52	11,22	8,51	0,21	1,54

Tabel 4.1 memperlihatkan bahwa unsur-unsur yang teridentifikasi adalah Al, Fe, Si, C, dan Cr. Keberadaan unsur Al dalam intermetalik berasal dari *molten* paduan aluminium sedangkan Si berasal dari sampel baja H13 dan *molten*

aluminium. Keberadaan Fe dan Cr dalam intermetalik berasal dari sampel baja H13 akibat terjadinya erosi, difusi, dan disolusi serta dari paduan aluminium. Sedangkan, unsur C berasal dari sampel baja H13 yang tererosi akibat adanya gesekan antara sampel baja H13 dengan paduan aluminium sehingga pada waktu pencelupan dinamis teramati adanya percikan-percikan api. Kadar unsur C dan Cr yang relatif kecil ini dalam lapisan intermetalik ini tidak dibahas secara rinci. Namun, dicukupkan dengan pembahasan kadar Al, Fe, dan Si dalam lapisan intermetalik. Adapun unsur Mn tidak teridentifikasi dalam lapisan intermetalik berdasarkan hasil EDS atau mungkin teramati, tetapi relatif kecil.

Berdasarkan data pada Tabel 4.1, kadar unsur-unsur dalam lapisan intermetalik teramati dalam persentase (%). Kadar dalam satuan persen (%) tersebut merupakan fraksi unsur-unsur tersebut dalam satu sampel yang sama. Sedangkan, kadar unsur-unsur antara sampel yang satu dengan yang lainnya tidak bisa dibandingkan secara langsung karena jumlah unsur-unsur tersebut belum tentu sama meskipun persentasenya sama. Misal kadar Al dalam lapisan intermetalik sampel 1 adalah 70% dan kadar Al dalam lapisan intermetalik sampel 2 adalah 70%. Meskipun, memiliki persentase yang sama, tetapi jumlah Al pada masing-masing sampel belum tentu sama karena ketebalan intermetalik merupakan fungsi dari kadar aluminium dalam intermetalik sebagaimana terlihat pada Gambar 4.5. Oleh karena itu, persentase kadar unsur-unsur tersebut perlu dikalikan dengan nilai ketebalan lapisan intermetalik dari masing-masing sampel sehingga antara satu sampel dengan sampel lainnya dapat dibandingkan.



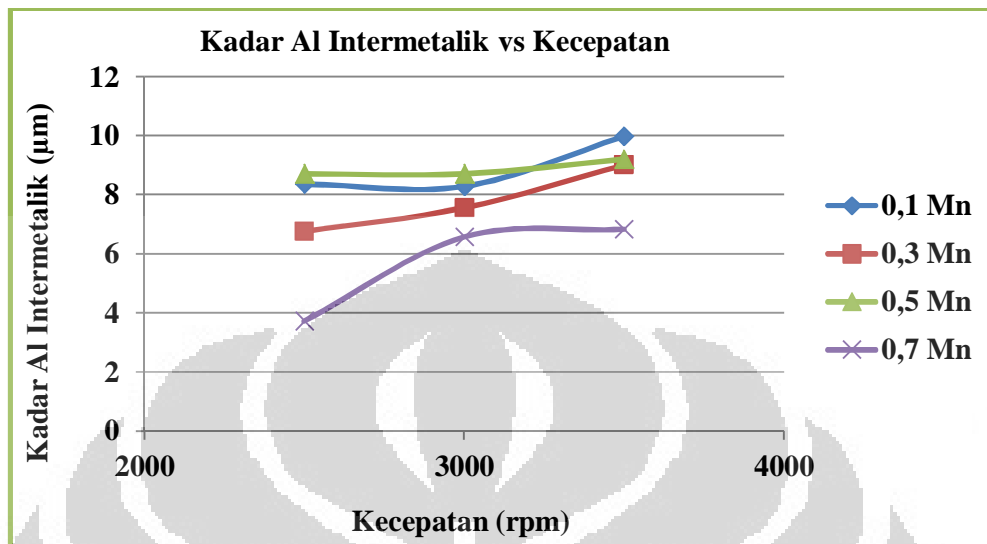
Gambar 4.5 Penampang melintang komposisi antarmuka aluminium/intermetalik ^[30]

Tabel 4.2 Kadar unsur-unsur tiap satuan tebal (μm) yang terkandung di dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

% Mn	Kecepatan (rpm)	Kadar Unsur Intermetalik			Ketebalan Intermetalik (μm)	Kadar Unsur terhadap Ketebalan Intermetalik		
		%Al	%Fe	%Si		Al (μm)	Fe (μm)	Si (μm)
0,1	2500	72,84	14,07	10,57	11,49	8,37	1,49	1,21
	3000	83,84	7,53	6,21	9,88	8,28	0,47	0,61
	3500	73,66	12,54	10,97	13,54	9,98	1,38	1,49
0,3	2500	77,51	11,82	9,09	8,71	6,75	1,07	0,79
	3000	69,42	19,32	9,99	10,89	7,56	1,93	1,09
	3500	67,95	22,03	8,27	13,26	9,01	1,82	1,10
0,5	2500	76,75	11,00	9,34	11,35	8,71	1,03	1,06
	3000	74,84	13,44	10,97	11,64	8,71	1,47	1,28
	3500	74,71	11,90	10,85	12,33	9,21	1,29	1,34
0,7	2500	70,85	18,13	9,59	5,25	3,72	1,74	0,50
	3000	75,01	14,43	9,18	8,76	6,57	1,33	0,80
	3500	78,52	11,22	8,51	8,70	6,83	0,96	0,74
Rata-rata		74,66	13,95	9,46	10,48	7,81	1,33	1,00

Setelah diperoleh data kadar unsur tiap satuan ketebalan dari lapisan intermetalik yang terbentuk, kemudian data tersebut diplot menjadi sebuah grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar unsur lapisan intermetalik.

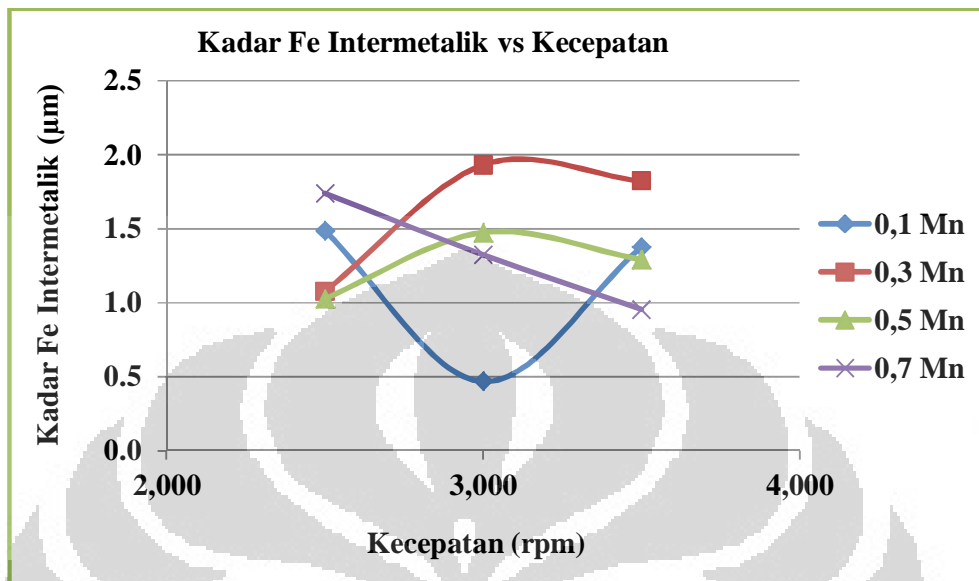
4.3.1 Pengaruh Kecepatan terhadap Kadar Al dalam Lapisan Intermetalik



Gambar 4.6 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar Al dalam intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

Berdasarkan Gambar 4.6, terlihat bahwa dengan meningkatnya kecepatan, maka kadar Al dalam intermetalik semakin meningkat. Adapun kadar Al dalam lapisan intermetalik pada kecepatan 3.500 rpm mengalami penurunan pada rentang kadar 0,5-0,7% Mn. Peningkatan kadar Al intermetalik ini mengindikasikan semakin mudahnya terbentuk lapisan intermetalik. Hal ini sesuai dengan penjelasan Chen et al ^[56], bahwa konsentrasi aluminium semakin bertambah dengan meningkatnya kecepatan. Karenanya, semakin rendah konsentrasi Fe dari konsentrasi Al, maka kecenderungan terjadinya *die soldering* semakin mudah. Untuk memperkuat indikasi bahwa penyebab peningkatan kadar Al intermetalik adalah dipengaruhi oleh kecepatan bukan hanya karena keberadaan kandungan Mn dalam paduan aluminium saja yang mempengaruhi. Hasil penelitian celup statis (tanpa melibatkan variabel kecepatan) yang dilakukan Vika ^[61] menunjukkan bahwa kadar Al pada *compact layer* dan *broken layer* cenderung konstan. Adapun dalam penelitian ini, kadar Al intermetalik cenderung meningkat dengan meningkatnya kecepatan. Hasil penelitian Vika ^[61] semakin memperkuat hasil penelitian ini bahwa kecepatan berpengaruh terhadap persentase kadar Al intermetalik bukan sekedar pengaruh keberadaan unsur Mn.

4.3.2 Pengaruh Kecepatan terhadap Kadar Fe dalam Lapisan Intermetalik



Gambar 4.7 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar Fe dalam intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

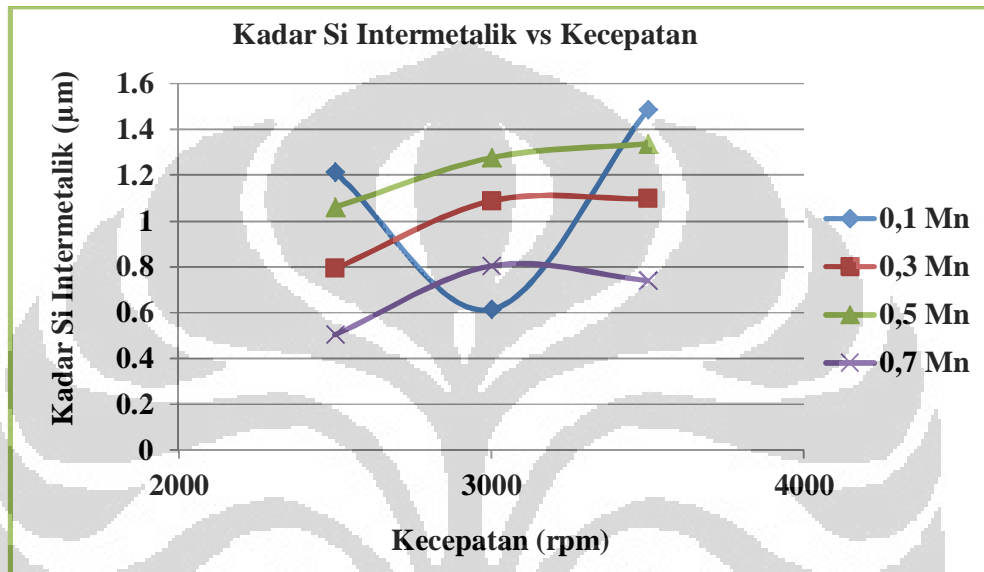
Berdasarkan Gambar 4.7, terlihat bahwa kadar Fe pada sampel hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si dengan kandungan 0,1 Mn awalnya menurun kemudian naik. Hal ini, disebabkan karena telah terbentuknya lapisan intermetalik yang padat yaitu *compact layer* sehingga menghalangi unsur Fe berdifusi lebih lanjut dan disolusi cenderung dominan. Kemudian, ketebalan intermetalik meningkat kembali dengan meningkatnya laju difusi Fe akibat berkurangnya ketebalan intermetalik hasil disolusi.

Pada sampel hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si dengan kandungan 0,3 Mn dan 0,5 Mn, kadar Fe pada lapisan intermetalik meningkat pada kecepatan 2.500-3.000 rpm kemudian mengalami penurunan pada kecepatan 3.000-3.500 rpm. Secara umum, kadar Fe dalam intermetalik mengalami penurunan pada rentang kecepatan 3.000-3.500 rpm kecuali pada hasil pencelupan paduan aluminium 0,1 Mn.

Pengaruh kadar Fe dalam pembentukan intermetalik yaitu semakin kecil kadar atau konsentrasi Fe terhadap konsentrasi Al maka kecenderungan terjadinya *die soldering* semakin besar. Hal ini, sebagaimana dijelaskan oleh Chen et al ^[56]

bahwa konsentrasi aluminium semakin bertambah dengan meningkatnya kecepatan. Karenanya, semakin rendah konsentrasi Fe dari konsentrasi Al, maka kecenderungan terjadinya *die soldering* semakin mudah.

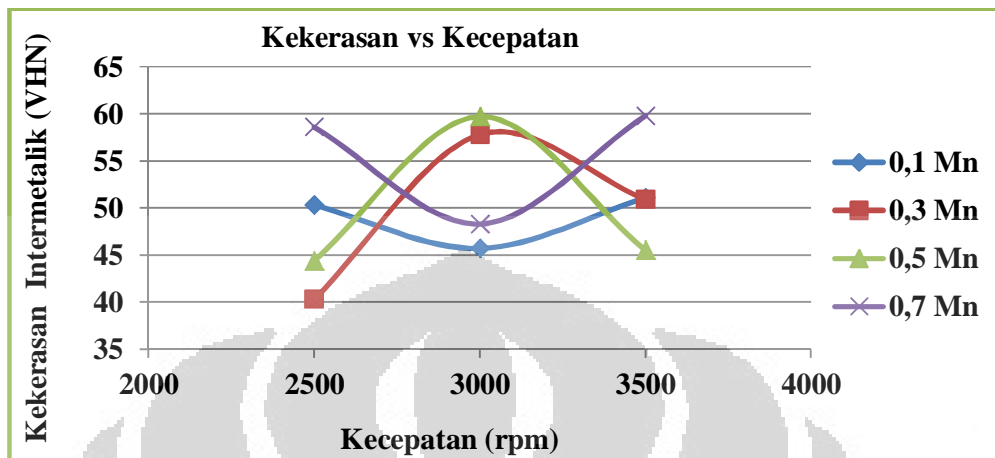
4.3.3 Pengaruh Kecepatan terhadap Kadar Si dalam Lapisan Intermetalik



Gambar 4.8 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kadar Si dalam intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

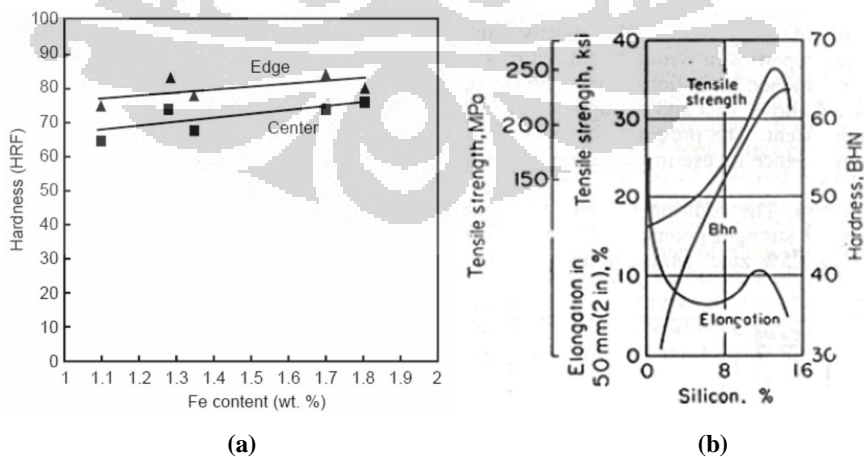
Gambar 4.8 memperlihatkan bahwa secara umum dengan meningkatnya kecepatan, maka kadar Si dalam intermetalik semakin meningkat kecuali pada hasil pencelupan dinamis 3.000 rpm baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si dengan kandungan 0,1 Mn. Hal ini, terjadi karena unsur Al dalam lapisan intermetalik lebih dominan daripada konsentrasi unsur Fe dan Si sehingga keberadaan Si lebih rendah. Keberadaan Si dalam lapisan intermetalik yang terbentuk pada semua sampel berkisar 6,21-10,97% atau 0,61-1,49 µm.

4.4 Pengaruh Kecepatan Terhadap Kekerasan Lapisan Intermetalik



Gambar 4.9 Grafik pengaruh kecepatan terhadap kekerasan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

Berdasarkan Gambar 4.9, terlihat bahwa kekerasan lapisan intermetalik cenderung naik turun tidak teratur dengan meningkatnya kecepatan. Naik turunnya kekerasan tergantung dari kadar atau konsentrasi Fe, Si, dan Al dalam intermetalik dan kadar yang mendominasi dari ketiga unsur tersebut. Meningkatnya fraksi Fe dan Si dapat meningkatkan kekerasan lapisan intermetalik sebagaimana terlihat pada Gambar 4.10. Jika kadar Fe dan Si relatif besar terhadap Al dalam intermetalik, maka intermetalik yang terbentuk semakin keras.



Gambar 4.10 (a) Pengaruh komposisi besi terhadap nilai kekerasan, (b) Pengaruh komposisi silikon terhadap kekerasan ^[47]

Pada Gambar 4.9, kekerasan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si pada 0,1 Mn awalnya turun kemudian naik seiring meningkatnya kecepatan. Hal ini, dapat dijelaskan dengan keberadaan fraksi Fe dan Si yang cenderung awalnya turun kemudian naik. Hal ini, berkebalikan dengan kekerasan intermetalik hasil celup dinamis ke dalam paduan alumunium dengan kandungan 0,3 Mn dan 0,5 Mn dimana awalnya naik kemudian turun seiring meningkatnya kecepatan. Hal ini, dijelaskan dengan keberadaan fraksi kadar Fe dan Si yang cenderung awalnya naik kemudian turun.

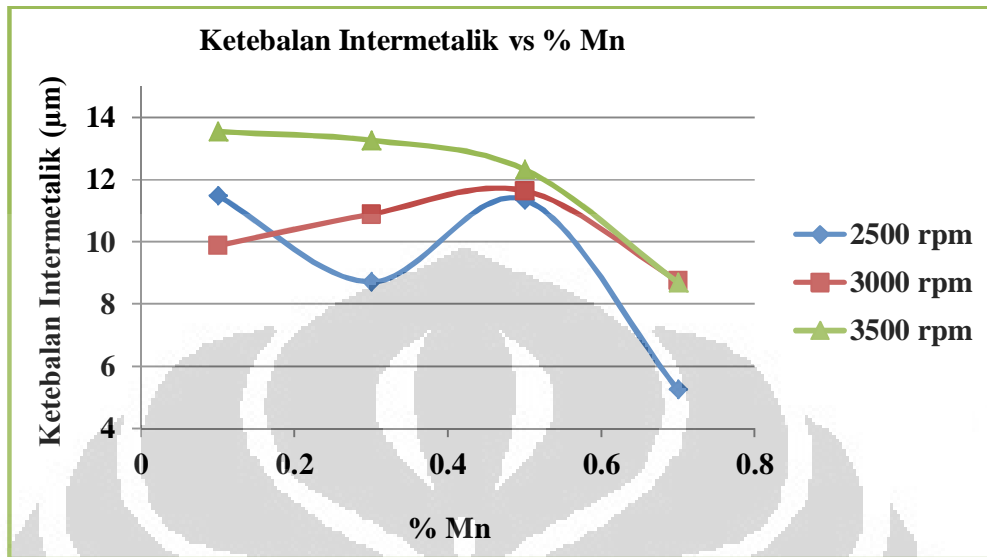
Adapun kekerasan intermetalik hasil celup dinamis ke dalam paduan alumunium dengan kandungan pada 0,7 Mn awalnya turun. Hal ini, dijelaskan dengan keberadaan fraksi kadar Fe dan Si yang cenderung turun dan kadar Al yang meningkat. Kemudian kekerasan naik kembali karena fraksi kadar Fe dan Si lebih mendominasi dari kadar Al serta terjadinya penurunan kadar Al dalam intermetalik.

Intermetalik yang diinginkan dari penelitian ini yaitu intermetalik yang memiliki kekerasan rendah. Hal ini sesuai dengan persamaan besar gaya yang dibutuhkan untuk melepas produk coran dari cetakan berikut ^[20]:

$$F_E = F_n * \mu_a (W_{12}, H, \theta) \quad (4.1)$$

dimana W_{12} adalah gaya rekat (*work of adhesion*) yang tergantung pada energi permukaan dan pelumasan (*tribological*) permukaan, H adalah kekerasan material, μ_a adalah komponen friksi adhesi, θ adalah derajat kekasaran permukaan, F_E adalah gaya yang dibutuhkan untuk melepas produk coran dan F_n adalah gaya normal. Oleh karena itu, kecenderungan penurunan kekerasan yang optimum untuk menurunkan kekerasan lapisan intermetalik yaitu intermetalik hasil pencelupan baja H13 kedalam paduan alumunium 0,5 Mn dengan kecepatan 3500 rpm.

4.5 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Ketebalan Lapisan Intermetalik



Gambar 4.11 Grafik pengaruh mangan terhadap ketebalan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

Pada Gambar 4.11 terlihat bahwa secara umum dengan meningkatnya kadar Mn, ketebalan intermetalik cenderung semakin menurun. Dimana penambahan Mn dapat meningkatkan kejenuhan pada paduan Al-Si. Selain itu, penambahan Mn menyebabkan kecenderungan Al untuk bereaksi dengan Fe sampel semakin berkurang. Sehingga kecenderungan Fe untuk berdifusi keluar dan bereaksi dengan Al akan semakin berkurang. Akibatnya, ketebalan lapisan intermetalik semakin menurun. Hal ini mengindikasikan bahwa Mn berperan sebagai inhibitor reaksi pembentukan intermetalik.

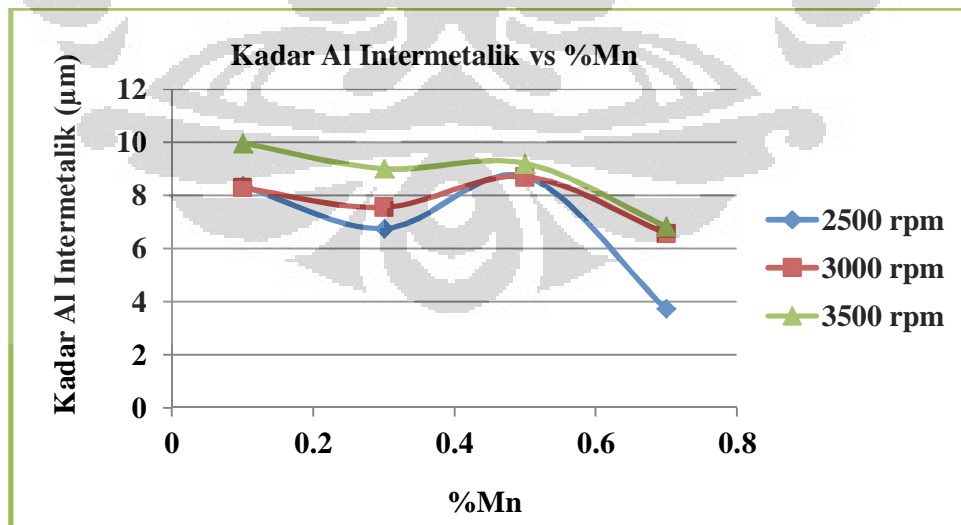
Kondisi optimum kadar Mn untuk mengurangi pembentukan intermetalik yaitu pada kadar 0,5-0,7% Mn. Berdasarkan literatur, rentang kadar ini dinilai efektif karena dapat menurunkan terjadinya *die soldering*. Dalam penelitian Chu et al ^[23] menunjukkan bahwa kemampuan cairan logam untuk lepas dari cetakan akan meningkat dengan penambahan Mn pada batas minimal 0,4%. Shankar dalam penelitiannya menunjukkan bahwa kandungan Mn sebesar 1-3% dalam paduan aluminium A380 dapat meningkatkan ketebalan intermetalik sekitar 50% pada temperatur 720-730°C. Shankar ^[12] melakukan penelitian bahwa penambahan unsur Mn pada aluminium menunjukkan kemiringan negatif yang

mengindikasikan bahwa penambahan unsur mangan akan membantu mengurangi terjadinya *die soldering*. Penelitian serupa juga dilakukan oleh Vika^[61], bahwa kondisi efektif penambahan Mn untuk mengurangi terjadinya *die soldering* dengan meminimalisasi pembentukan *compact layer* pada Al-7%Si adalah 0,3%Mn dengan siklus pengecoran maksimal 20 kali. Sedangkan kondisi efektif penambahan Mn pada paduan Al-12%Si yaitu 0,7%Mn dengan siklus pengecoran 40 kali. Penelitian Vika^[61] dilakukan dengan metode pencelupan statis.

Dari Gambar 4.11 juga terlihat jelas pengaruh kecepatan terhadap ketebalan intermetalik yang terbentuk yaitu seiring dengan meningkatnya kecepatan maka ketebalan lapisan intermetalik semakin besar. Hal ini, mengindikasikan bahwa kecenderungan terjadinya pertumbuhan intermetalik atau *die soldering* semakin mudah terbentuk pada kecepatan tinggi. Namun, mekanisme pertumbuhan intermetalik ini dibatasi dengan adanya mekanisme erosi dan pelarutan intermetalik.

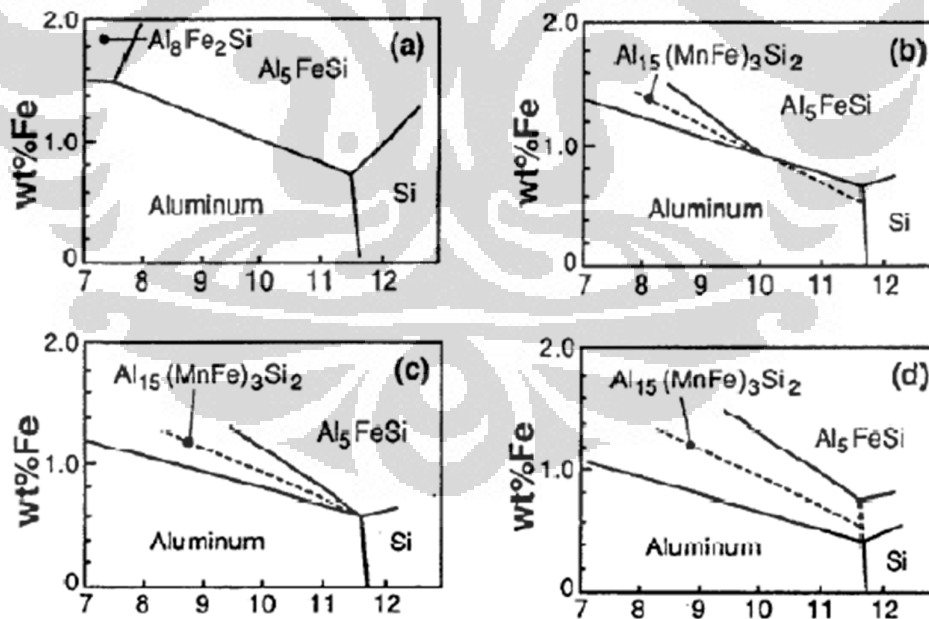
4.6 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Al, Fe, dan Si Dalam Lapisan Intermetalik

4.6.1 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Al dalam Lapisan Intermetalik



Gambar 4.12 Grafik pengaruh mangan terhadap kadar Al dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

Gambar 4.12 memperlihatkan bahwa penambahan 0,1-0,3%Mn pada paduan Al-12%Si dapat menurunkan sedikit kadar alumunium intermetalik meskipun pada penambahan 0,3-05%Mn mengalami kenaikan kembali. Pada penambahan 0,1-0,3%Mn menyebabkan sedikit kejenuhan pada Al *molten* serta diimbangi dengan keberadaan difusi Fe yang relatif cepat sehingga penurunan kadar Al intermetalik terlihat relatif sedikit. Kemudian, pada penambahan 0,3-05%Mn terlihat kadar Al intermetalik meningkat karena terjadinya penurunan kadar Fe intermetalik sehingga fraksi Al terhadap Fe intermetalik cenderung meningkat. Naik turunnya kadar Fe dapat dilihat pada Gambar 4.14. Berdasarkan penjelasan tersebut, menunjukkan bahwa penambahan 0,1-0,3%Mn berperan mengurangi kadar Al intermetalik. Hal ini, juga sesuai dengan perubahan diagram fasa Al-Fe-Si akibat adanya pengaruh 0-0,3%Mn pada penelitian Chu sebagaimana terlihat pada Gambar 4.13 yang menunjukkan terjadinya pengurangan luas daerah alumunium dan menurunnya %Fe serta terbentuknya perluasan daerah $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$.



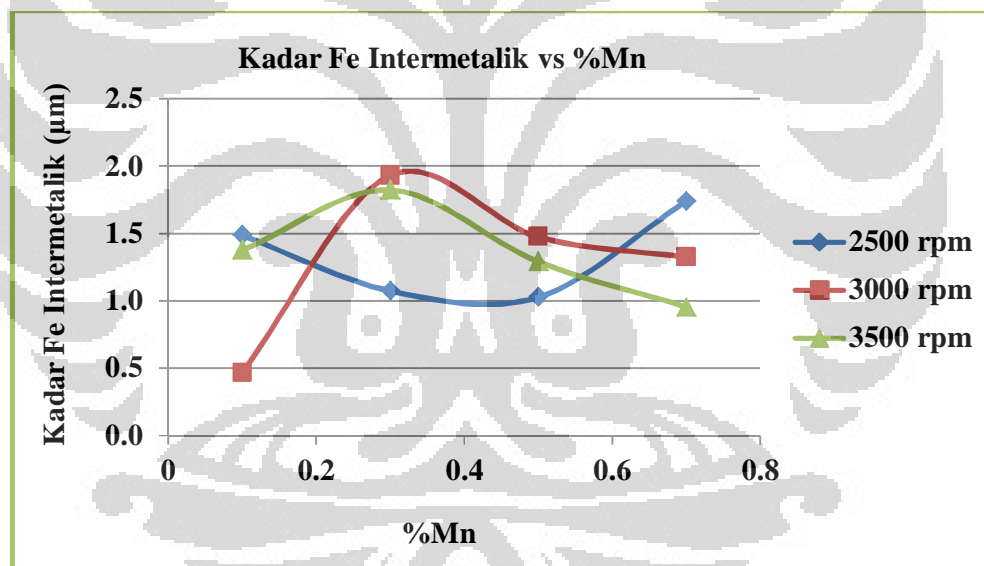
Gambar 4.13 Perubahan diagram fasa Al-Fe-Si akibat adanya pengaruh Mn, (a) 0%Mn, (b) 0,1%Mn, (c) 0,2%Mn, (d) 0,3%Mn ^[48]

Adapun kondisi efektif untuk menurunkan kadar Al intermetalik yaitu pada penambahan 0,5-0,7%Mn. Pada rentang ini kadar Al dan Fe intermetalik mengalami penurunan yang berarti akibat peran Mn, Fe, dan sedikit kandungan Cr dalam menciptakan kejenuhan. Kelarutan dari kombinasi (Fe+Mn+Cr) mengikuti persamaan ^[62]:

$$S_{(Fe+Mn+Cr)} = (\%Fe) + 2(\%Mn) + 3(\%Cr) \quad (4.2)$$

dimana $S_{(Fe+Mn+Cr)}$ adalah kelarutan dari (Fe+Mn+Cr) pada pembentukan senyawa intermetalik (Al-Si-Fe-Mn-Cr).

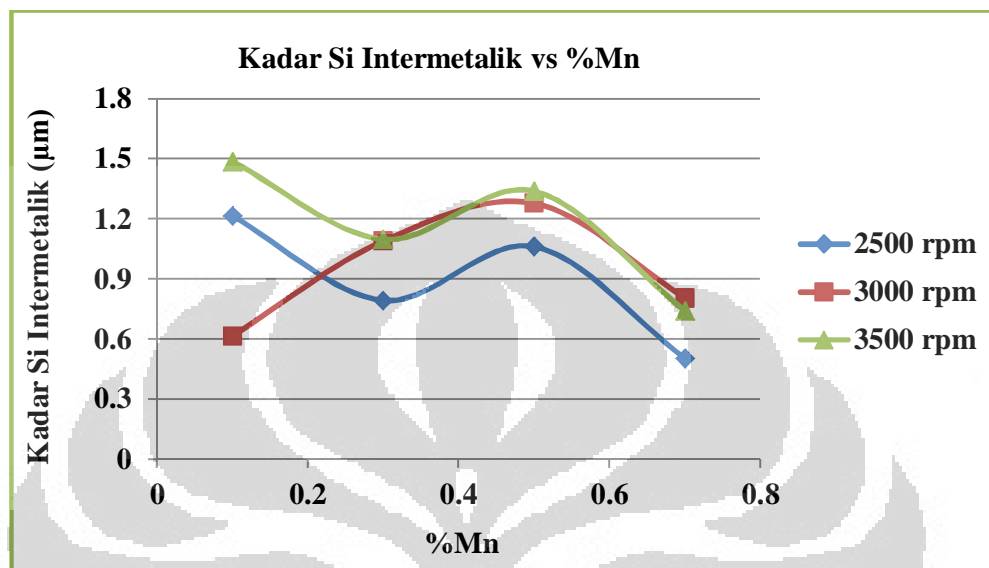
4.6.2 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Fe dalam Lapisan Intermetalik



Gambar 4.14 Grafik pengaruh mangan terhadap kadar Fe dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

Secara umum penambahan Mn menurunkan kadar Fe intermetalik pada rentang 0,3-0,7%Mn terutama pada 0,7%Mn dengan kecepatan 3.500 rpm. Oleh karena itu, kondisi optimum untuk mengurangi pembentukan intermetalik akan optimum pada rentang penambahan 0,3-0,7%Mn. Pada rentang ini kadar Al dan Fe mengalami penurunan yang cukup berarti.

4.6.3 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kadar Si dalam Lapisan Intermetalik



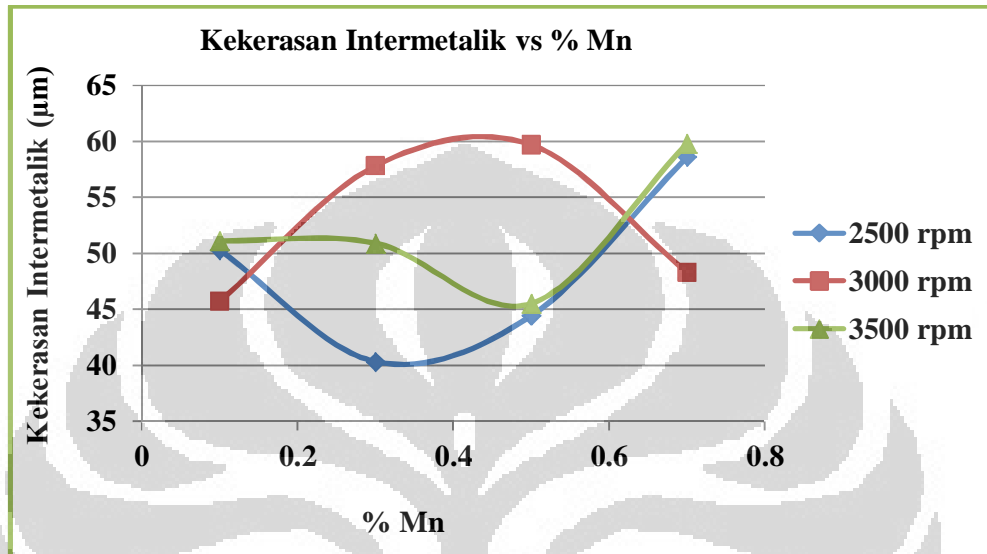
Gambar 4.15 Grafik pengaruh mangan terhadap kadar Si dalam lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

Kadar Si intermetalik pada Gambar 4.15 memiliki kesamaan pola naik turunnya seperti pola pada kadar Al sebagaimana terlihat pada Gambar 4.12. Hal ini, menunjukkan bahwa peran penambahan Mn terhadap kadar Si intermetalik memiliki kesamaan dengan penambahan Mn terhadap kadar Al intermetalik karena Si merupakan unsur paduan dalam *molten* Al sehingga memiliki aktivitas yang sama dengan Al.

4.7 Pengaruh Unsur Mangan Terhadap Kekerasan Lapisan Intermetalik

Gambar 4.16 dibawah ini memperlihatkan bahwa kekerasan cenderung naik turun tidak konsisten seiring penambahan Mn. Pada dasarnya unsur Mn pada paduan aluminium dapat meningkatkan kekerasan. Namun, berdasarkan hasil EDS tidak didapatkan adanya kandungan Mn dalam intermetalik atau keberadaannya dalam intermetalik ada tetapi relatif kecil. Sehingga, Mn tidak mempengaruhi kekerasan pada intermetalik secara langsung. Meskipun demikian, peran Mn yang mempengaruhi kadar Al, Fe, dan Si intermetalik menunjukkan

adanya peran Mn secara tidak langsung. Dimana kadar Al, Fe, dan Si intermetalik berpengaruh terhadap kekerasan lapisan intermetalik yang terbentuk sebagaimana penjelasan sebelumnya.



Gambar 4.16 Grafik pengaruh mangan terhadap kekerasan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* ke dalam paduan Al-12%Si

4.8 Perbandingan Pengaruh Kecepatan dan Unsur Mangan Terhadap Kekerasan Lapisan Intermetalik antara *Normal Temper* dan *Over Temper*

Tabel 4.3 Perbandingan pengaruh kecepatan dan unsur mangan terhadap kekerasan lapisan intermetalik antara *normal temper* dan *over temper*

Perbandingan	<i>Normal Temper</i> ^[63]	<i>Over Temper</i>
Morfologi dan karakteristik Lapisan Intermetalik	<ul style="list-style-type: none"> Terbentuk lapisan intermetalik <i>compact layer</i> 	<ul style="list-style-type: none"> Terbentuk lapisan intermetalik <i>compact layer</i> Pada beberapa sampel, <i>compact layer</i> yang terbentuk terdiri dari <i>compact layer 1</i> dan <i>compact layer 2</i>
Kecepatan (2.500-3.500 rpm) vs Ketebalan	<ul style="list-style-type: none"> Penurunan ketebalan optimum pada kecepatan 3.000 rpm dalam Al-12%Si dengan kandungan 0,5-0,7%Mn 	<ul style="list-style-type: none"> Penurunan ketebalan optimum pada kecepatan 3.500 rpm dalam Al-12%Si dengan kandungan 0,5-0,7%Mn
Kecepatan (2.500-3.500 rpm) vs Kekerasan	<ul style="list-style-type: none"> Kecepatan tidak berpengaruh terhadap kekerasan Penurunan kekerasan optimum pada kecepatan 3.000 rpm dalam Al-12%Si-0,5%Mn 	<ul style="list-style-type: none"> Kecepatan tidak berpengaruh terhadap kekerasan Penurunan kekerasan optimum pada kecepatan 3.500 rpm dalam Al-12%Si-0,5%Mn
Penambahan Mn vs Ketebalan	<ul style="list-style-type: none"> Kondisi optimum kadar Mn untuk menurunkan ketebalan intermetalik yaitu pada kadar 0,5-0,7%Mn 	<ul style="list-style-type: none"> Penambahan Mn menurunkan ketebalan intermetalik Kondisi optimum kadar Mn untuk menurunkan ketebalan intermetalik yaitu pada kadar 0,5-0,7%Mn.
Penambahan Mn vs Kekerasan	<ul style="list-style-type: none"> Penambahan Mn tidak mempengaruhi kekerasan lapisan intermetalik 	<ul style="list-style-type: none"> Penambahan Mn tidak mempengaruhi kekerasan lapisan intermetalik secara langsung
Rata-rata ketebalan	<ul style="list-style-type: none"> 7,06-15,7 μm 	<ul style="list-style-type: none"> 5,25-13,54 μm
Rata-rata kekerasan	<ul style="list-style-type: none"> 52,6-71,7 VHN 	<ul style="list-style-type: none"> 40,3-59,8 VHN

BAB 5

KESIMPULAN

1. Morfologi dan karakteristik lapisan intermetalik pada sampel baja H13 *over temper* hasil pencelupan dinamis 2.500 rpm, 3.000 rpm, dan 3.500 rpm ke dalam paduan Al-12%Si dengan kandungan 0,1%, 0,3%, 0,5%, dan 0,7% Mn selama 90 detik pada temperatur 700°C menghasilkan satu tipe lapisan yaitu *compact layer* dan ada yang terdapat *compact layer 1* dan *compact layer 2*.
2. Pada rentang kecepatan 2.500-3.500 rpm, secara umum ketebalan intermetalik semakin meningkat dengan meningkatnya kecepatan. Namun, hasil pencelupan baja H13 ke dalam paduan Al-12%Si-0,7%Mn pada kecepatan 3.500 menurun. Ketidakteraturan ini dipengaruhi oleh dominasi dari mekanisme erosi, difusi, dan atau disolusi yang terjadi.
3. Kecepatan tidak berpengaruh terhadap kekerasan lapisan intermetalik yang terbentuk. Namun, kekerasan dipengaruhi oleh kadar Fe, Si, dan Al dalam intermetalik serta kadar unsur yang mendominasi dari ketiga unsur tersebut. Meningkatnya fraksi Fe dan Si dapat meningkatkan kekerasan lapisan intermetalik. Penurunan kekerasan yang optimum dihasilkan pada pencelupan baja H13 ke dalam paduan Al-12%Si-0,5%Mn pada kecepatan 3500 rpm.
4. Peningkatan kadar Mn dapat menurunkan ketebalan intermetalik yang terbentuk. Kondisi optimum kadar Mn untuk menurunkan ketebalan intermetalik yaitu pada kadar 0,5-0,7%Mn.
5. Mn tidak mempengaruhi kekerasan lapisan intermetalik secara langsung. Namun, peran Mn yang mempengaruhi kadar Al, Fe, dan Si dalam intermetalik menunjukkan adanya peran Mn secara tidak langsung. Paduan Al-12%Si dengan kandungan 0,5-0,7%Mn dapat menurunkan kadar Al, Fe, dan Si dalam intermetalik sehingga kekerasan intermetalik dapat menurun.

DAFTAR PUSTAKA

- [1] *Properties and Selection of Nonferrous Alloys and Special Purpose*. ASM International Volume 2, 2003.
- [2] *Competitive Assessment of the U.S. Foundry Industry*, USITC Publication 1582, U.S. Department of Commerce, p xiii, Sept 1984.
- [3] Yulong Zhu, David Schwam, et al. *Evaluation of soldering, washout and thermal fatigue resistance of advanced metal materials for aluminum die-casting dies*. Materials Science and Engineering: A Volume 379, Issues 1-2, Pages 420-431, 15 August 2004.
- [4] Hanliang Zhu, Jingjie Guo, and Jun Jia. *Experimental study and theoretical analysis on die soldering in aluminum die casting*. Journal of Materials Processing Technology Volume 123, Issue 2, Pages 229-235, 30 April 2002.
- [5] Makhlof, Makhlof M., and Diran Apelian. *Final Report: Casting Characteristics of Aluminum Die Casting Alloys*. The Advanced Casting Research Center Worcester Polytechnic Institute Massachusetts, 2002.
- [6] Shivpuri, R. and S. L. Semiatin. *Friction Lubrication and Wear Technology*. ASM Handbook, Vol. 18, Materials Park, OH, pp. 621–648, 1992.
- [7] Venkatesan, K. and Shivpuri, R. *An Investigation of the Effect of Process Parameters on the Washout in Die Casting Dies*. NADCA Transactions, pp361-371, 1995.
- [8] Holz, E. K. *Trouble-Shooting Aluminum Die Casting Quality Problems*. Transactions of 7th. SDCE International Die Casting Congress, Paper No. 4372, 1972.
- [9] Hairy, P. and M. Richard. Transactions in: Proceedings of the 19th International Die-Casting Congress and Exposition, NADCA, 1997.
- [10] Z. W. Chen. *Formation and progression of die soldering during high pressure die casting*. Materials Science and Engineering A 397, pages 356–369, 2005.

- [11] Shankar, Sumanth and Diran Apelian. *Progress Report: Investigation of Die soldering in Aluminum Die Casting*. Aluminum Casting Research Laboratory, 99-3, MPI - WPI, Worcester, MA 01609, Dec. 1999.
- [12] Shankar, Sumanth. *A Study of the Interface Reaction Mechanism Between Molten Aluminum and Ferrous Die Materials*. Doctoral Dissertation, WPI, Worcester, MA 01609, April 2000.
- [13] Shankar, Sumanth and Diran Apelian. *Soldering Tendencies of Alternate Non-Ferrous Die Materials*. Aluminum Casting Research Laboratory, MPI-WPI, MA, 2000.
- [14] Joshi, V., A. Srivastava, and R. Shivpuri. *Intermetallic Formation and Its Relation to Interface Mass Loss and Tribology in Die Casting Dies*. *Wear* Volume 256, Issues 11-12, Pages 1232-1235, June 2004.
- [15] Shankar, Sumanth and Diran Apelian. *Die Soldering: Mechanism of the Interface Reaction between Molten Aluminum Alloy and Tool Steel*. *Met. Trans*, Vol. 33B, pp 465-476, 2002.
- [16] Gulizia, S., M.Z Jahedi, and E.D Doyle. *Surf. Coat. Technol.*, 140, pp. 200–205, 2001.
- [17] Kajoch, W. and A. Fajkiel. *Testing the Soldering Tendencies of Aluminum Die Casting Alloy*. NADCA Transaction, pages 67-74, 1991.
- [18] Shigeaki Kobayashi and Takao Yakou. *Control of Intermetallic Compound Layers at Interface Between Steel and Aluminum by Diffusion-Treatment*. *Materials Science and Engineering: A* Volume 338, Issues 1-2, Pages 44-53, 15 December 2002.
- [19] Winkelman, G. B., Z. W. Chen, et al. *Morphological Features Of Interfacial Intermetallics And Interfacial Reaction Rate in Al-11Si-2.5Cu-(0.15/0.60)Fe Cast Alloy/Die Steel Couples*. *Journal of Materials Science* 39, pages 519–528, 2004.
- [20] Joshi, V., K Kulkarni, et al. *Dissolution and Soldering Behavior of Nitrided Hot Working Steel With Multilayer LAFAD PVD Coatings*. *Surface and Coatings Technology*. Volumes 146-147, Pages 338-343, September-October 2001.

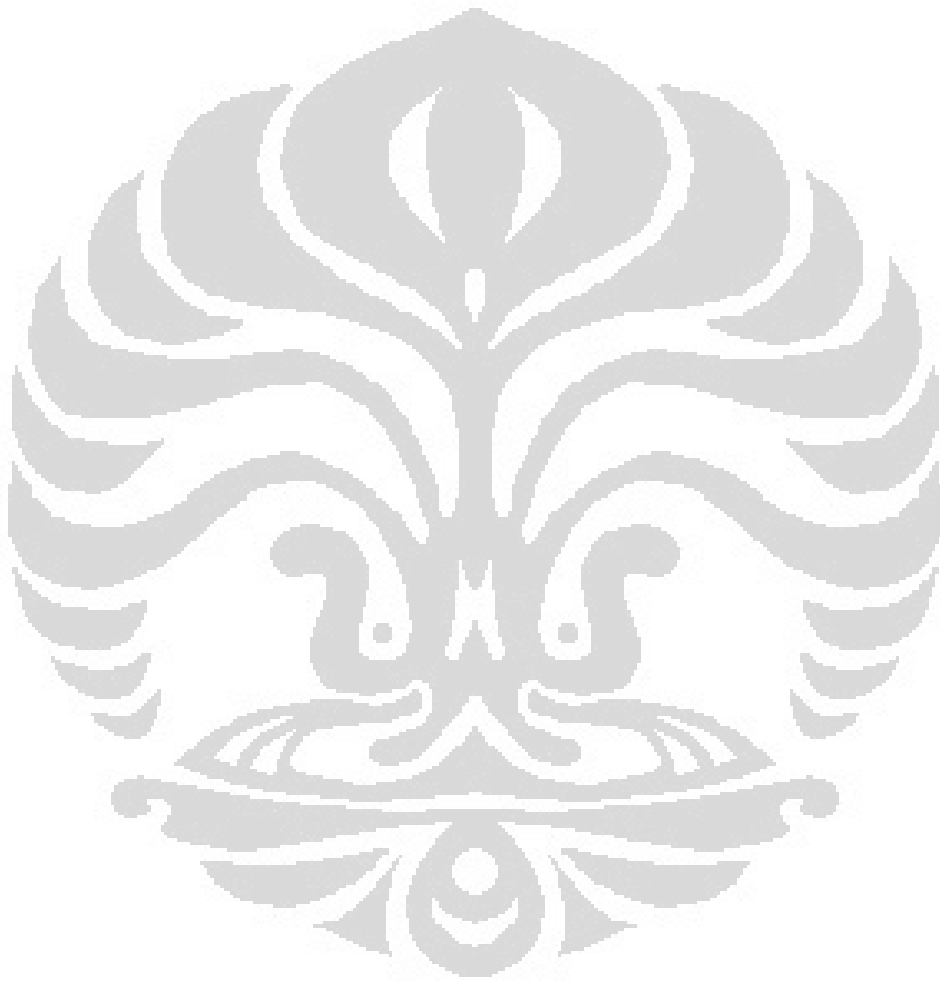
- [21] Shankar, Sumanth and Diran Apelian. *Die Soldering: Effect of Process Parameters and Alloy on Soldering in The Pressure Die Casting Process*. Int. J. Cast Metals res., pages 15, 103-116, 2002.
- [22] Davis, J.R. *Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International, pages 555, 1994.
- [23] Shivpuri, R., M. Yu, et al. *J. of Mat. Eng. And Performance* 4(2) pages 145-153, 2005.
- [24] Y. L. Chu, P. S. Cheng, and R. Shivpuri. *A Study of Erosive Wear in Die Casting Dies: Surface Treatments and Coatings*. NADCA Transactions, pp 199-208, 1993.
- [25] Argo, D., R.J. Barnhurst, and W. Walkington: Transactions, North American Die Casting Association, Rosemont, IL, pp. 77-82, 1997.
- [26] Z.W. Chen and M.Z. Jahedi: *Tooling 99*, Melbourne, Australia, pp. 165-69, 1999.
- [27] Tsuchiya Y, et al. NADCA Transactions, Paper T97-103, 1997.
- [28] Shankar, Sumanth and Diran Apelian. *Mechanism and Preventive Measures for Die Soldering during Al Casting in a Ferrous Mold*. *Journal of Materials*, August 2002.
- [29] Hanliang Zhu, Jingjie Guo, and Jun Jia. *Experimental Study and Theoretical Analysis on Die Soldering in Aluminum Die Casting*. *Journal of Materials Processing Technology*. Volume 123, Issue 2, Pages 229-235, 30 April 2002.
- [30] Han, Q. And S. Viswanathan. *Analysis of The Mechanism of Die Soldering in Aluminum Die Casting*. *Metallurgical And Materials Transactions A* Volume 34a, pages 139, January 2003.
- [31] Haw, Q., E. A. Kenik, And S. Viswanathan. *Die Soldering in Aluminum Die Casting*. *Metals And Ceramics Division Oak Ridge National Laboratory*. Oak Ridge, Tennessee 37831-6083, 2008.
- [32] Shahverdi, H. R., M. R. Ghomashchi, et al. *Kinetics of Interfacial Reaction Between Solid Iron and Molten Aluminium*. *Journal Of Materials Science* 37, pages 1061 – 1066, 2002.

- [33] Hogan, Patrick Alan. *A Thesis: Die Solder Prediction and Reduction*. Worcester Polytechnic Institute, 2008.
- [34] Joshi, V., A. Srivastava, and R. Shivpuri. *Intermetallic Formation and Its Relation to Interface Mass Loss and Tribology in Die Casting Dies*. Science Direct, 2004.
- [35] Lakare, A., S. Gopal, and R. Shivpuri. Proceedings of the Transactions of 20th International Die-Casting Congress, NADCA, T99-111, 1999.
- [36] Suharno, Bambang, Rima Dimiyati, et al. *Morfologi dan Karakteristik Lapisan Intermetalik Akibat Die Soldering pada Permukaan Baja Cetakan (Dies) dalam Proses Pengecoran Tekan Paduan Aluminium Silikon*. Jurnal Teknik Mesin Vol. 9, No. 2, hal: 47 – 53, Oktober 2007.
- [37] Shivpuri, R., S. I. Chang, et al. *An Evaluation of H-13 Die Steel, Surface Treatments and Coatings for Wear in Die Casting Dies*. NADCA Transactions, pages 391-397, 1991.
- [38] Yan M, and Fan Z. *Journal of Materials Science* 36, pages 285-295, 2001.
- [39] Domkin, K., J.H. Hattel, and J. Thorborg. *Modeling of high temperature- and diffusion-controlled die soldering in aluminum high pressure die casting*. *Journal of Materials Processing Technology* Volume 209, Issue 8, 21 April 2009, Pages 4051-4061. Received 19 May 2008; revised 11 September 2008; Accepted 18 September 2008. Available online 9 October 2008.
- [40] Lin, et al. *Surface & Coatings Technology* 201, p. 2930-2941, 2006.
- [41] Chellapilla S, Shivpuri R, Balasubramaniam S. NADCA Transactions. Paper T97-101, 1998.
- [42] Jahedi M and Fraser D. NADCA Transactions, Paper T01-112, 2001.
- [43] Carrera A et al. Transactions of the NADCA Congress and Exposition, 2001.
- [44] Ludtka, G. and Sikka V. Society of Vacuum Coaters, 47th Annual Technical Conference Proceedings, 2004.
- [45] Hou Xiaoxia, Yang Hua, et al. *Effect of Si on The Interaction Between Die Casting Die and Aluminum Alloy*. *Materials Letters* 58 (2004) 3424– 3427.

- [46] Hatch, John E. *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. Ohio: ASM Metals Park, 1995.
- [47] Y. L. Chu, P. C. *Soldering Phenomenon in Aluminum Die Casting: Possible Causes and Cures*. Transaction Rosemon Illinox, 360-371, 1993.
- [48] Gruzleski, Jhon E. and Closset, Bernard M. *The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys*. Illinois: Americans Foundrymen's Society Inc, 1990.
- [49] <http://ankushdiecastingsolutions.com/LPDC%20Casting%20process.pdf>. Diakses tanggal 16 Januari 2012 pukul 14.20.
- [50] <http://www.toshiba-machine.co.jp/english/product/diecast/index.html>. Diakses tanggal 15 Januari 2012 pukul 9.45.
- [51] <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=1392>. Diakses tanggal 8 Januari 2012 pukul 23.05
- [52] Gilbert J. Kaufman and Elwin L. Rooy. *Aluminum Alloy Casting Properties, Processes, and Application*. ASM International, 2004.
- [53] Mondolfo, L. F. *Aluminium Alloys: Structure and Properties*. London-Boston: Butterworths, 1979.
- [54] Min Yong-an , Wu Xiao-chun, et al. *Prediction and Analysis on Oxidation of H13 Hot Work Steel*. Journal of Iron And Steel Research, International. 13(1) : 44-49, 2006.
- [55] Hong Yan, J. Hua, and R. Shivpuri. *Flow Stress of AISI H13 Die Steel In Hard Machining*. Materials & Design Volume 28, Issue 1, Pages 272-277, 2007.
- [56] K.M. McHugha, Y. Lin, et al. *Influence of Cooling Rate on Phase Forcmation in Spray-Formed H13 Tool Steel*. Materials Science and Engineering A 477, 50–57, 2008.
- [57]http://www.efunda.com/materials/alloys/tool_steels/show_tool.cfm?ID=AISI_H13&prop=all&Page_Title=AISI%20H13. Diakses tanggal 9 Januari 2012 pukul 9.01
- [58] Bahramia, A., S.H. Mousavi Anijdana, et al. *Effects of Conventional Heat Treatment on Wear Resistance of AISI H13 Tool Steel*. Received 2 March 2004; received in revised form 26 August 2004.

- [59] *Metallography and Microstructures*. ASM Handbook International Volume 9, 2004.
- [60] M. Yu, PhD. Dissertation, The Ohio State University, Ohio, 1994.
- [61] Rizkia, Vika. *Pengaruh Penambahan Mangan 0,1%, 0,3%, 0,5%, dan 0,7% dalam Paduan Al-7%Si dan Al-12%Si terhadap Pembentukan Lapisan Intermetalik pada Fenomena Die Soldering*. Teknik Metalurgi UI: Depok, 2009.
- [62] Shabestari, S.G. *The Effect of Iron and Manganese on The Formation of Intermetallic Compounds in Aluminum–Silicon Alloys*. Materials Science and Engineering A 383, pages 289–298, 2004.
- [63] Abror, Muhammad. *Pengaruh Kecepatan Injeksi Terhadap Pembentukan Lapisan Intermetalik pada Permukaan Baja Cetakan (Dies) H13 Normal Temper dalam Proses Cetak Tekan Paduan Al-12%Si*. Teknik Metalurgi UI: Depok, 2012.

LAMPIRAN



Lampiran 1: Hasil Pengujian Kekerasan Baja H13

1. Hasil pengujian kekerasan baja H13 *as-anneal*

Nomor Indentasi	Jejak (μm)			VHN (kg/mm)	VHN _{avg}
	X	Y	d _{avg}		
1	69,5	70,0	69,75	191	188
2	72,5	73,5	73,00	174	
3	68,0	68,5	68,25	199	

2. Hasil pengujian kekerasan baja H13 *over temper*

Nomor Indentasi	Jejak (μm)			VHN (kg/mm)	VHN _{avg}
	X	Y	d _{avg}		
1	50,0	50,5	50,25	367	378
2	49,5	49,5	49,50	378	
3	49,0	49,5	49,25	382	

Lampiran 2: Hasil Pengujian Kekerasan Lapisan Intermetalik

Hasil pengujian kekerasan lapisan intermetalik hasil pencelupan dinamis baja H13 *over temper* pada paduan Al-12%Si dengan penambahan variasi Mn adalah sebagai berikut:

Kekerasan Lapisan Intermetalik			
% Mn	Kecepatan (rpm)		
	2500	3000	3500
0,1	50,3	45,7	51,1
0,3	40,3	57,8	50,9
0,5	44,4	59,7	45,5
0,7	58,6	48,3	59,8



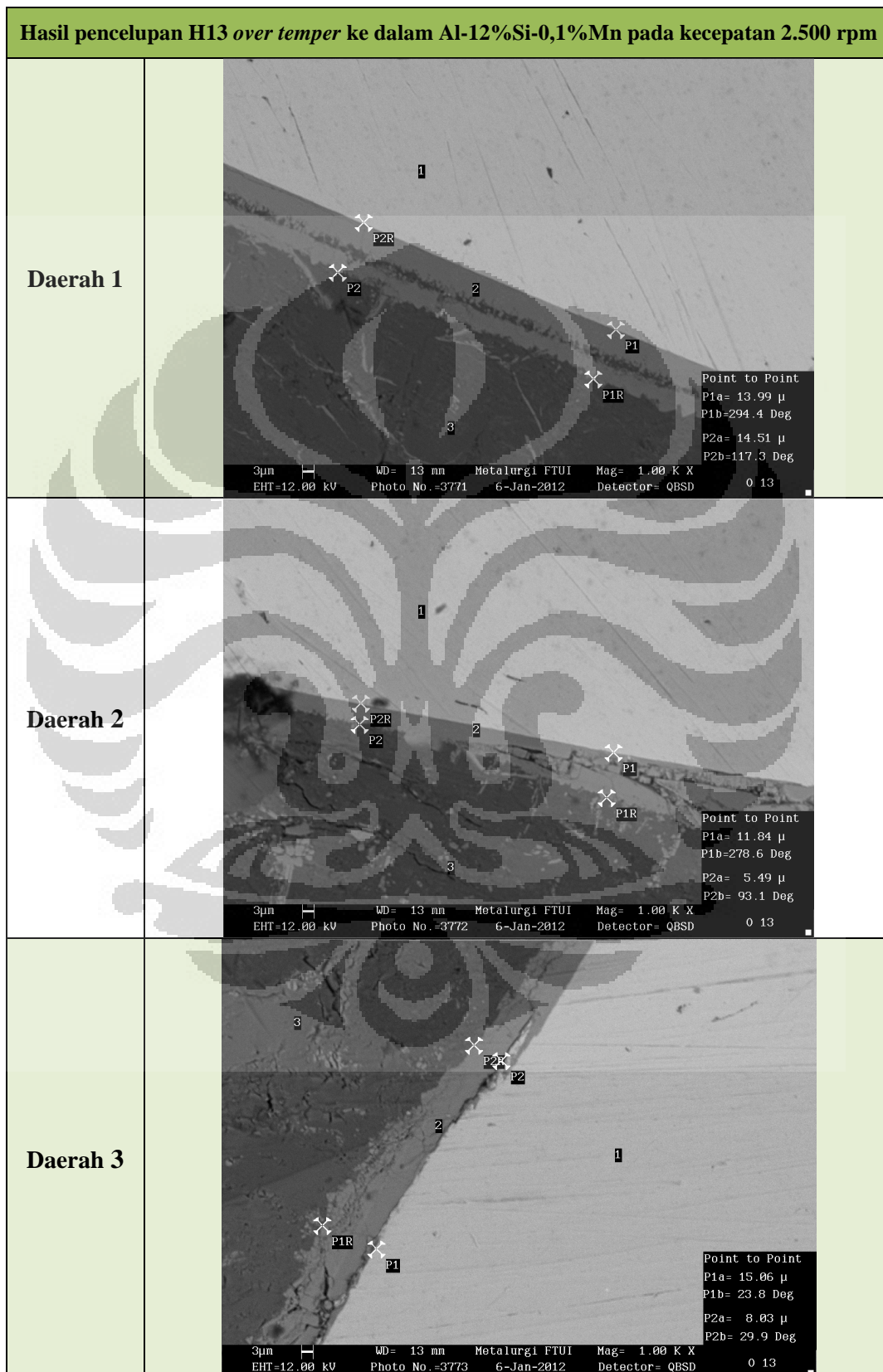
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik

1. Hasil pengukuran ketebalan lapisan intermetalik

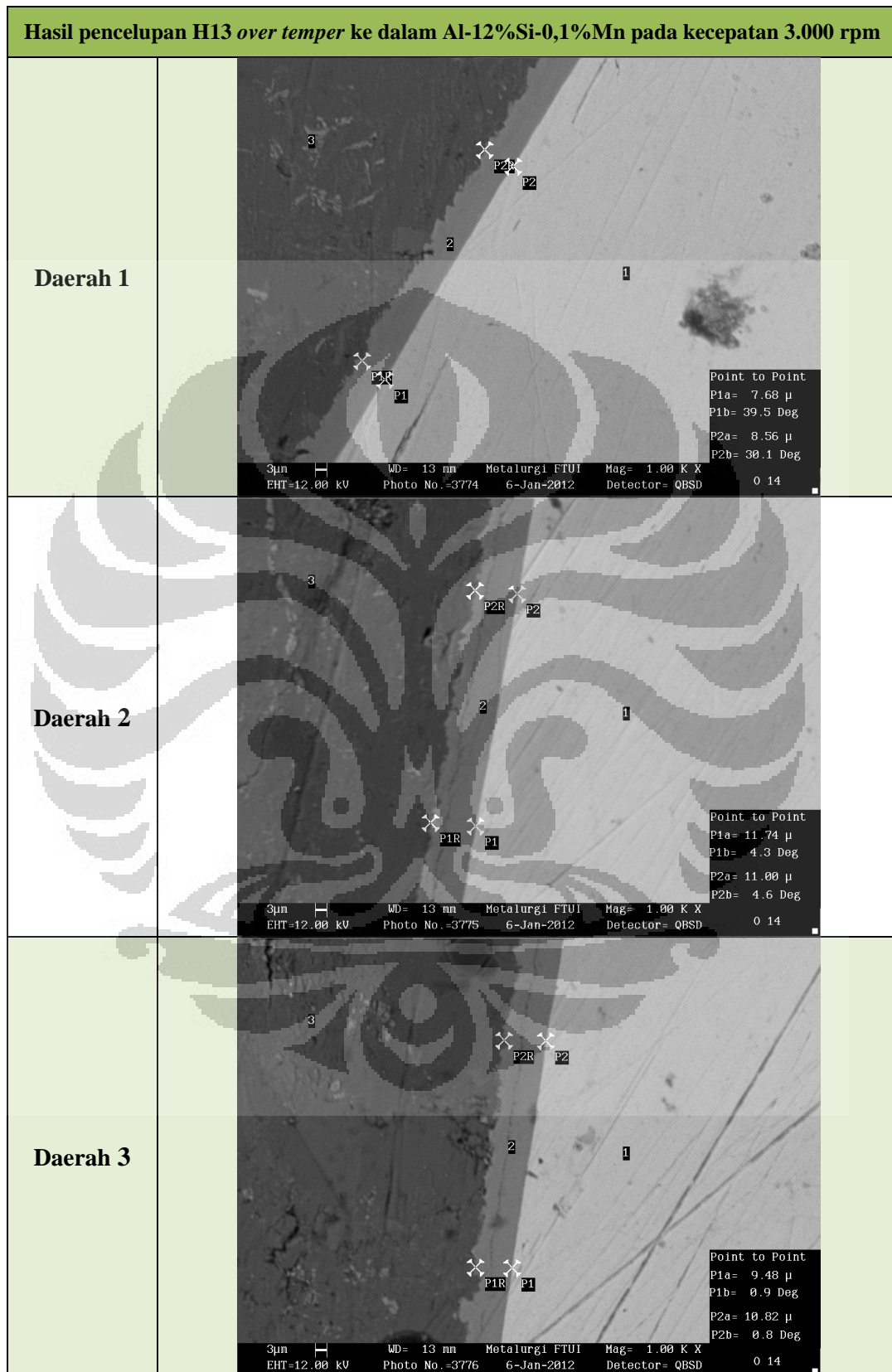
% Mn	Kecepatan (rpm)	Daerah	Titik		Rata-rata ketebalan tiap daerah	Rata-rata ketebalan tiap sampel
			1	2		
0,1 Mn	2500	1	13,99	14,51	14,25	11,49
		2	11,84	5,49	8,67	
		3	15,06	8,03	11,55	
	3000	1	7,68	8,56	8,12	9,88
		2	11,74	11,00	11,37	
		3	9,48	10,82	10,15	
	3500	1	18,40	15,78	17,09	13,54
		2	14,01	13,87	13,94	
		3	12,53	6,66	9,60	
0,3 Mn	2500	1	8,40	9,06	8,73	8,71
		2	9,52	9,61	9,57	
		3	7,67	8,02	7,85	
	3000	1	10,42	11,53	10,98	10,89
		2	11,07	9,69	10,38	
		3	11,72	10,89	11,31	
	3500	1	12,94	13,68	13,31	13,26
		2	14,09	14,13	14,11	
		3	11,69	13,04	12,37	
0,5 Mn	2500	1	7,94	8,62	8,28	11,35
		2	8,01	11,94	9,98	
		3	16,75	14,84	15,80	
	3000	1	7,69	11,84	9,77	11,64
		2	14,06	12,99	13,53	
		3	12,00	11,25	11,63	
	3500	1	14,48	14,26	14,37	12,33
		2	12,25	16,48	14,37	
		3	8,11	8,38	8,25	
0,7 Mn	2500	1	5,19	5,48	5,34	5,25
		2	5,34	5,34	5,34	
		3	4,93	5,22	5,08	
	3000	1	6,30	6,47	6,39	8,76
		2	8,89	6,53	7,71	
		3	15,33	9,03	12,18	
	3500	1	10,84	10,83	10,84	8,70
		2	9,21	7,13	8,17	
		3	8,36	5,81	7,09	

Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)

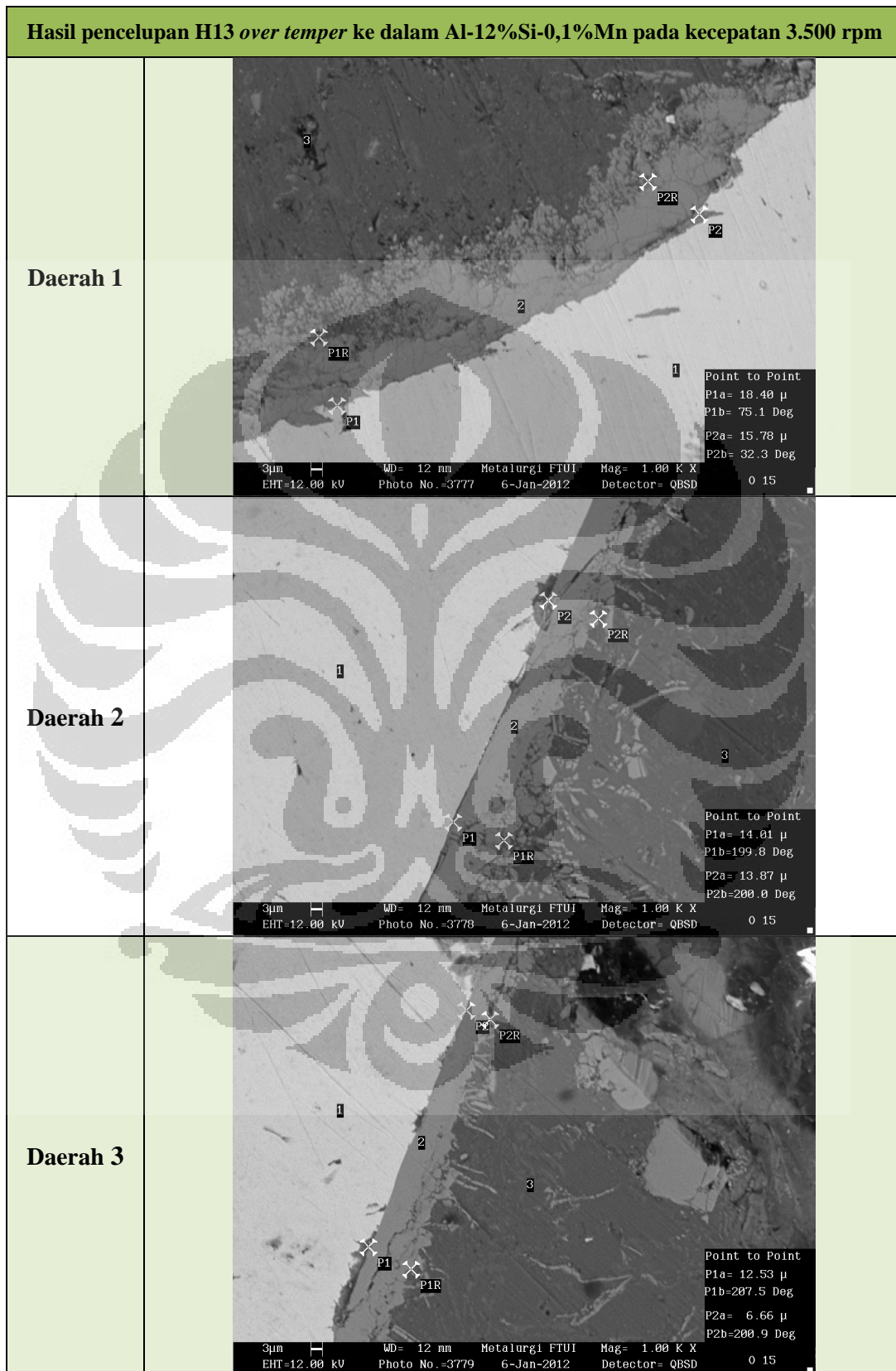
2. Morfologi lapisan intermetalik hasil pengujian SEM



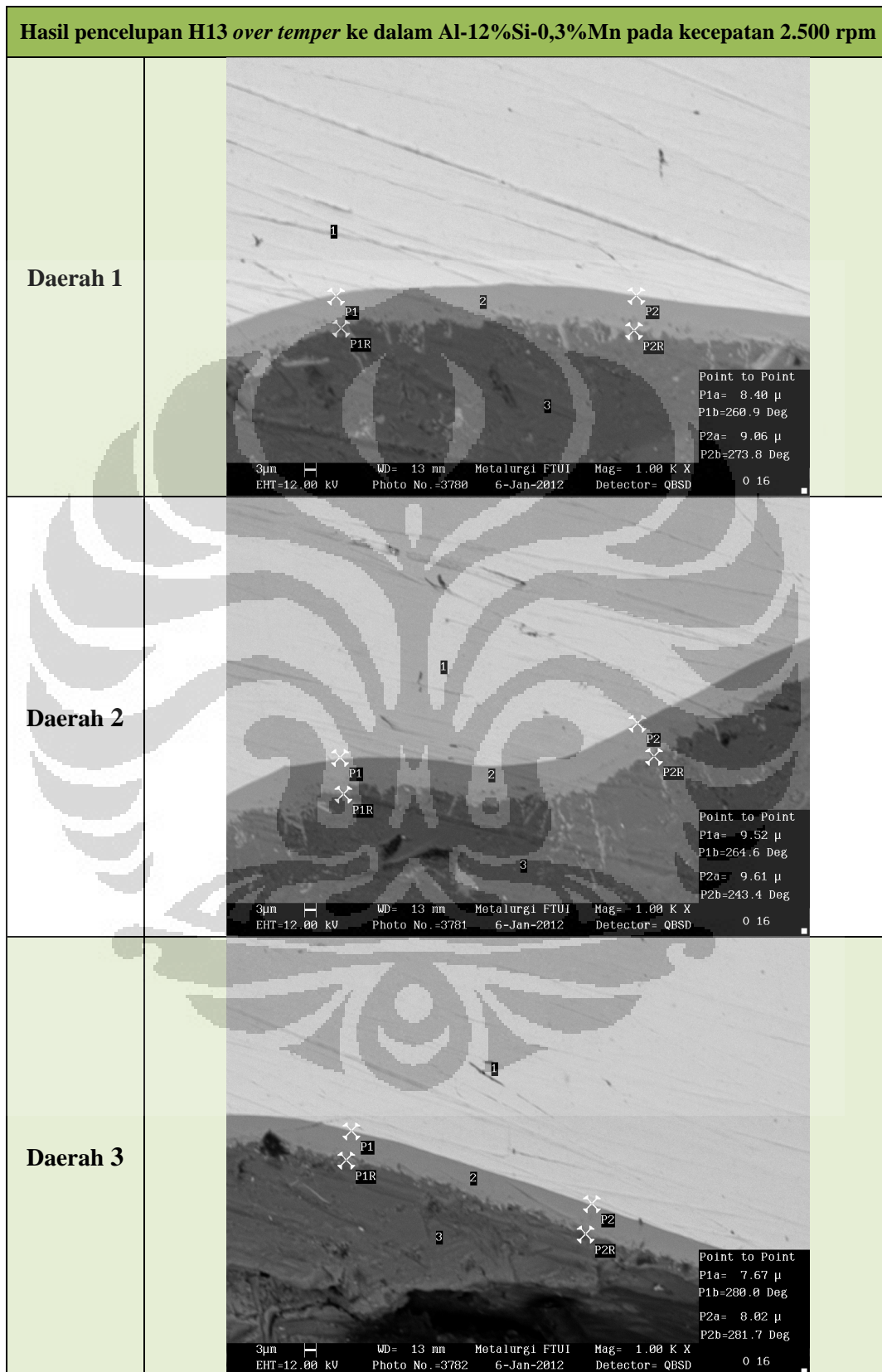
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



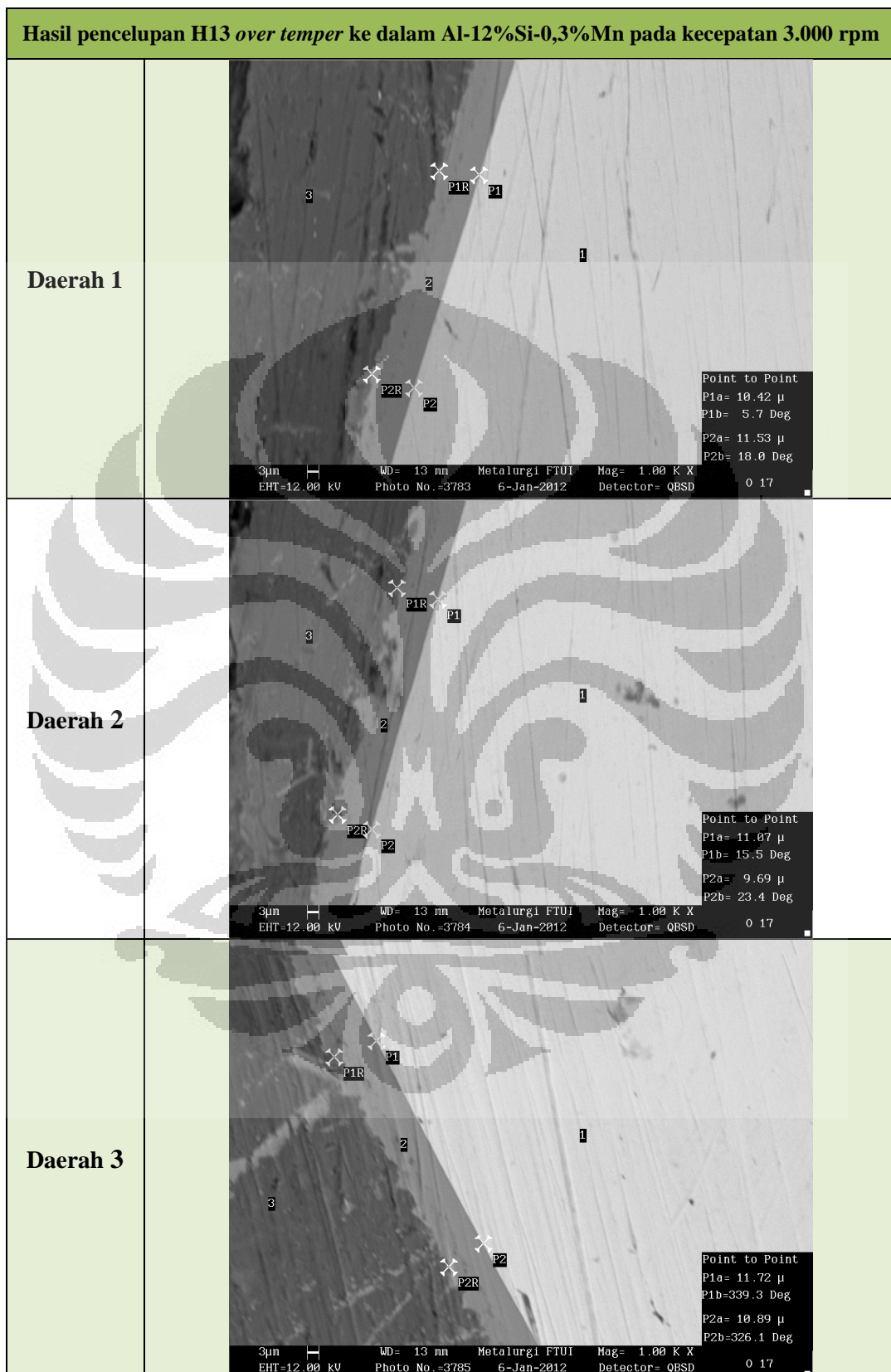
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



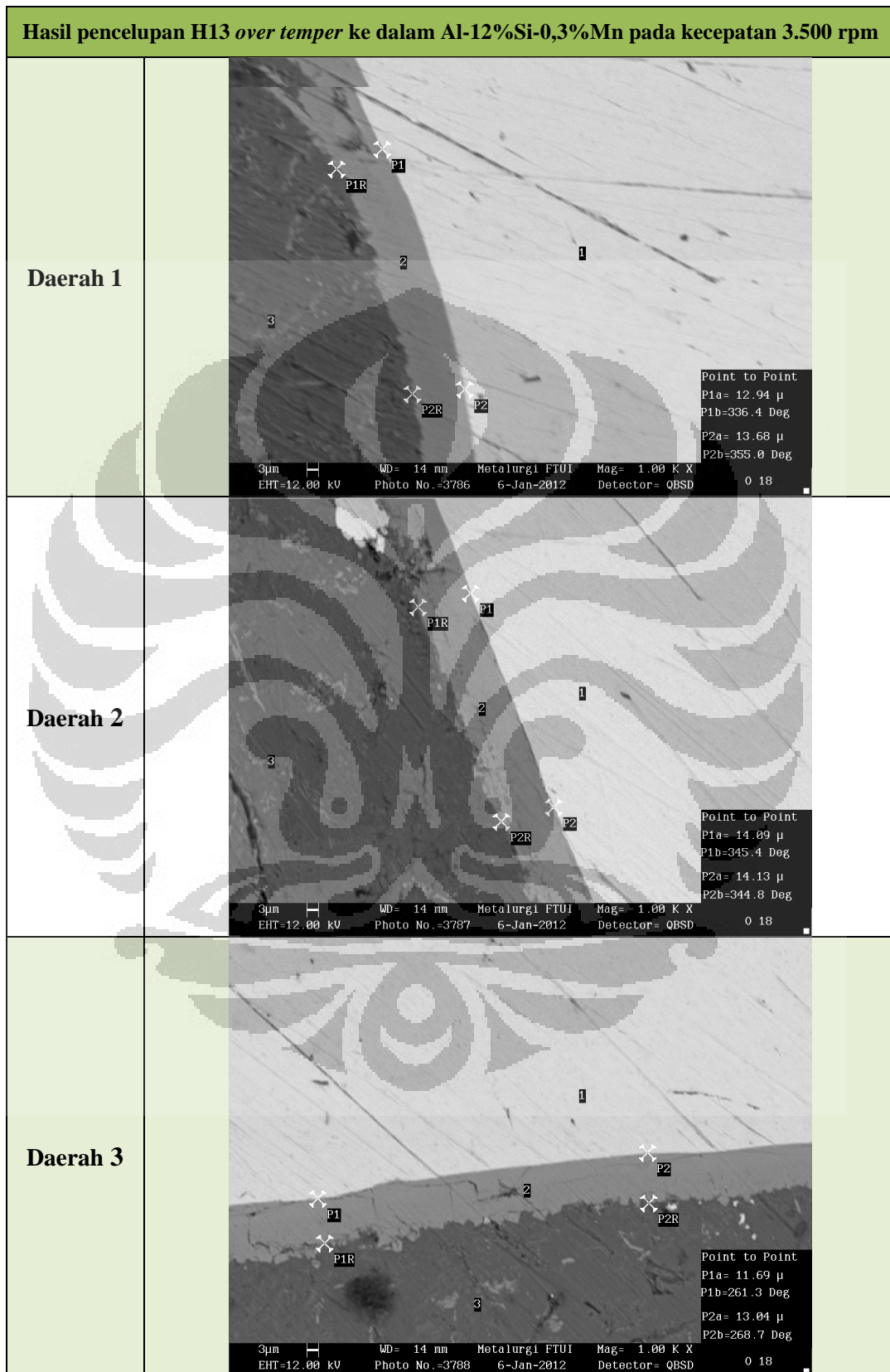
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



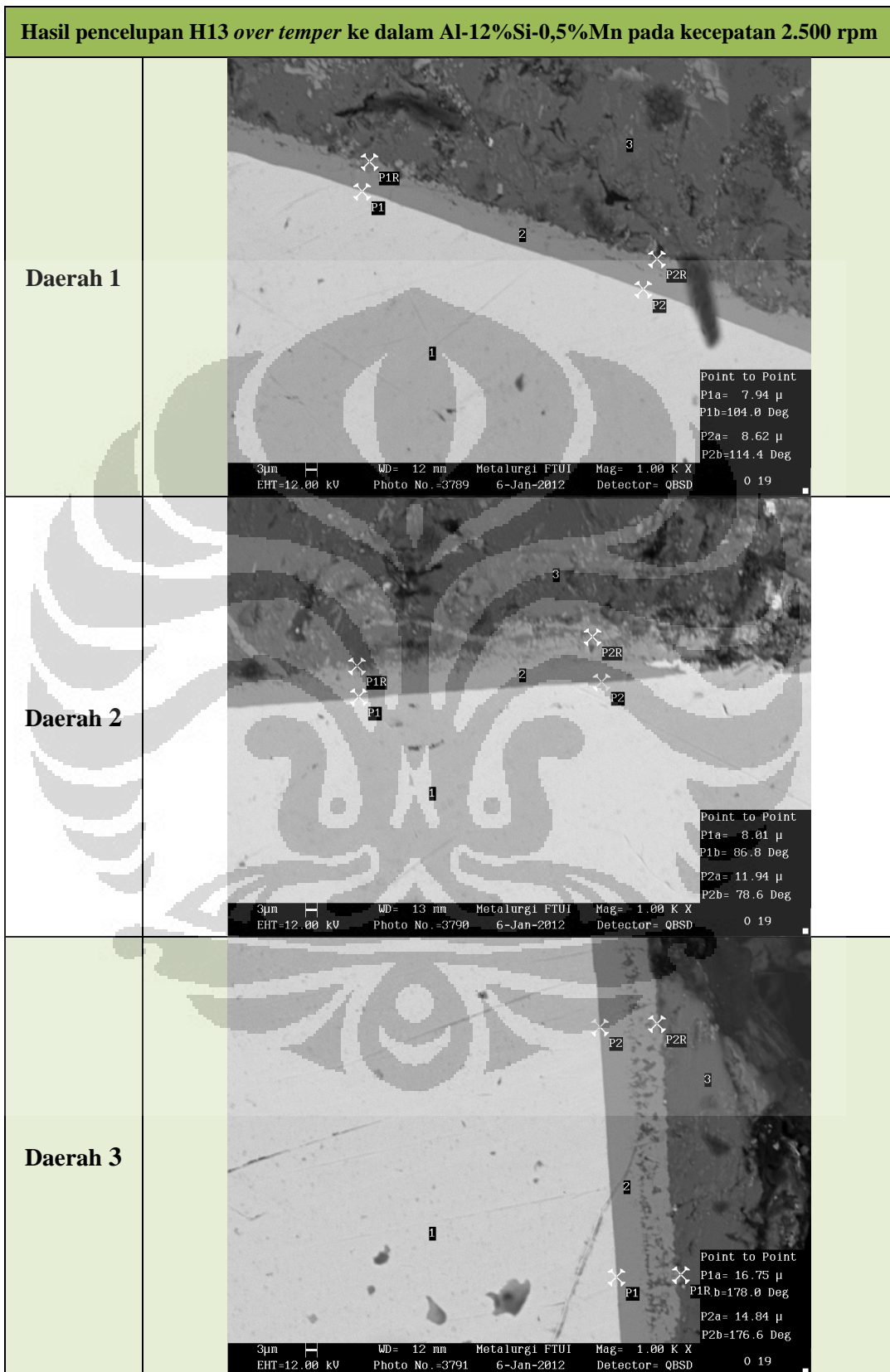
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



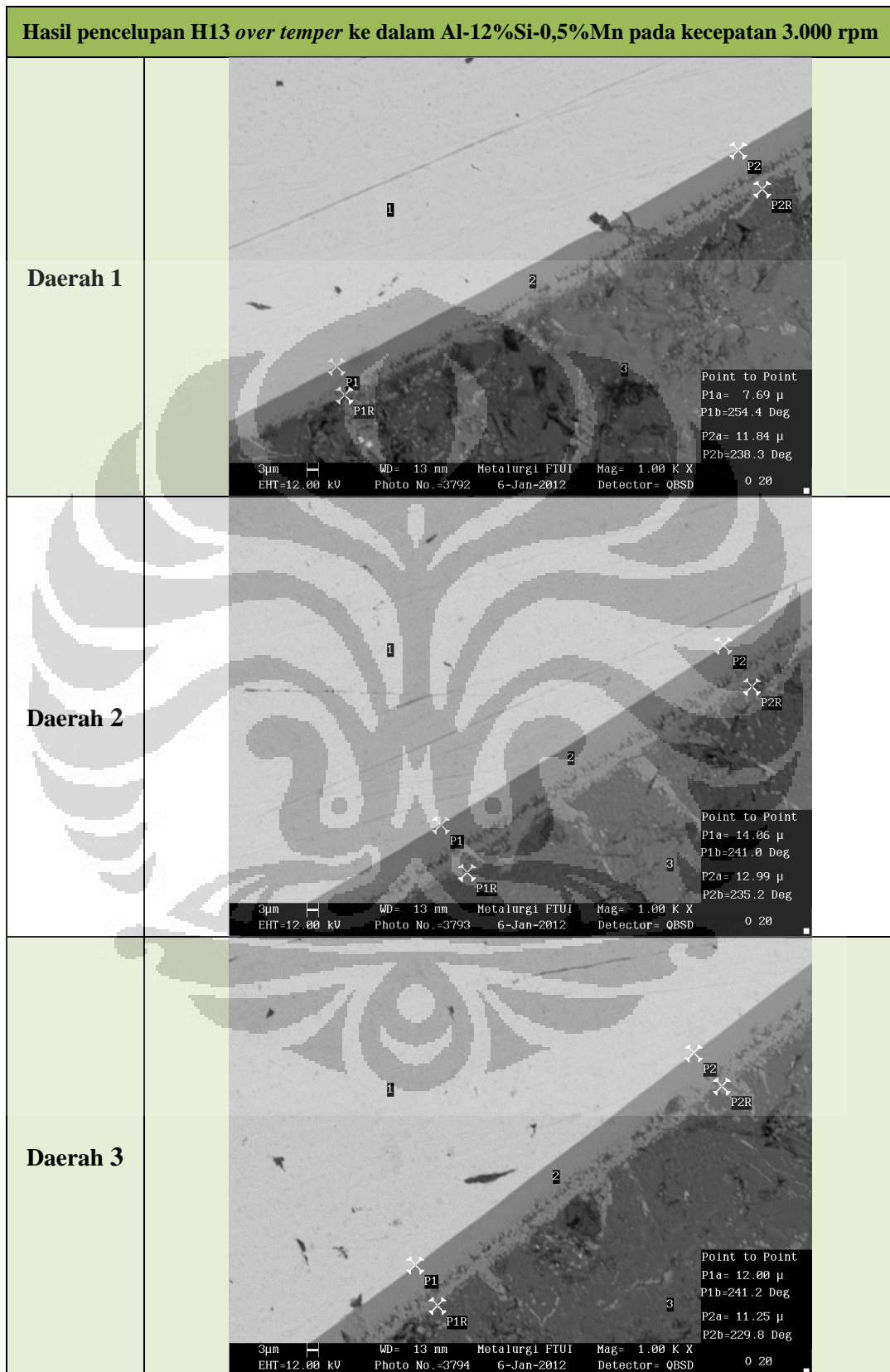
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



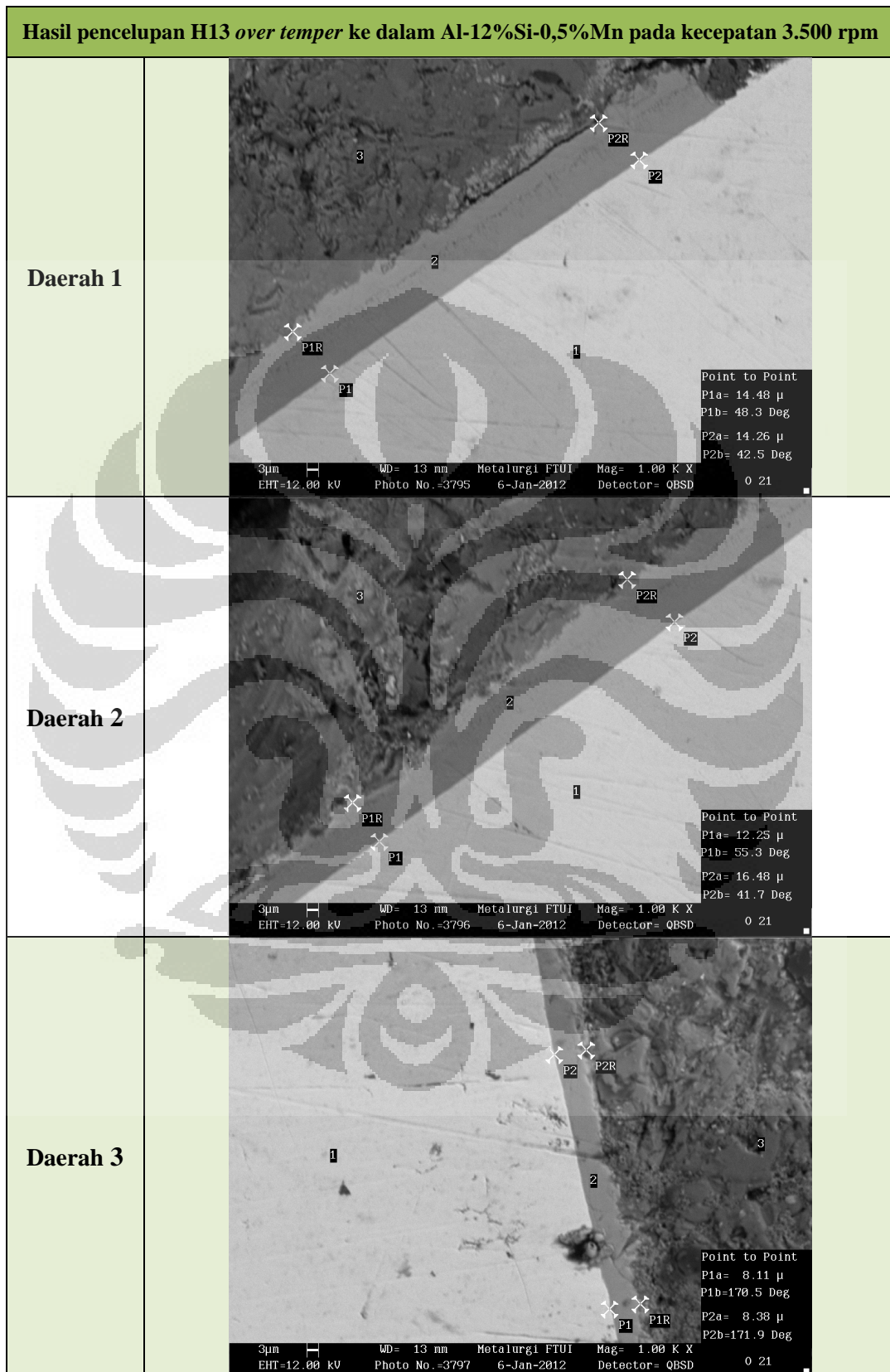
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



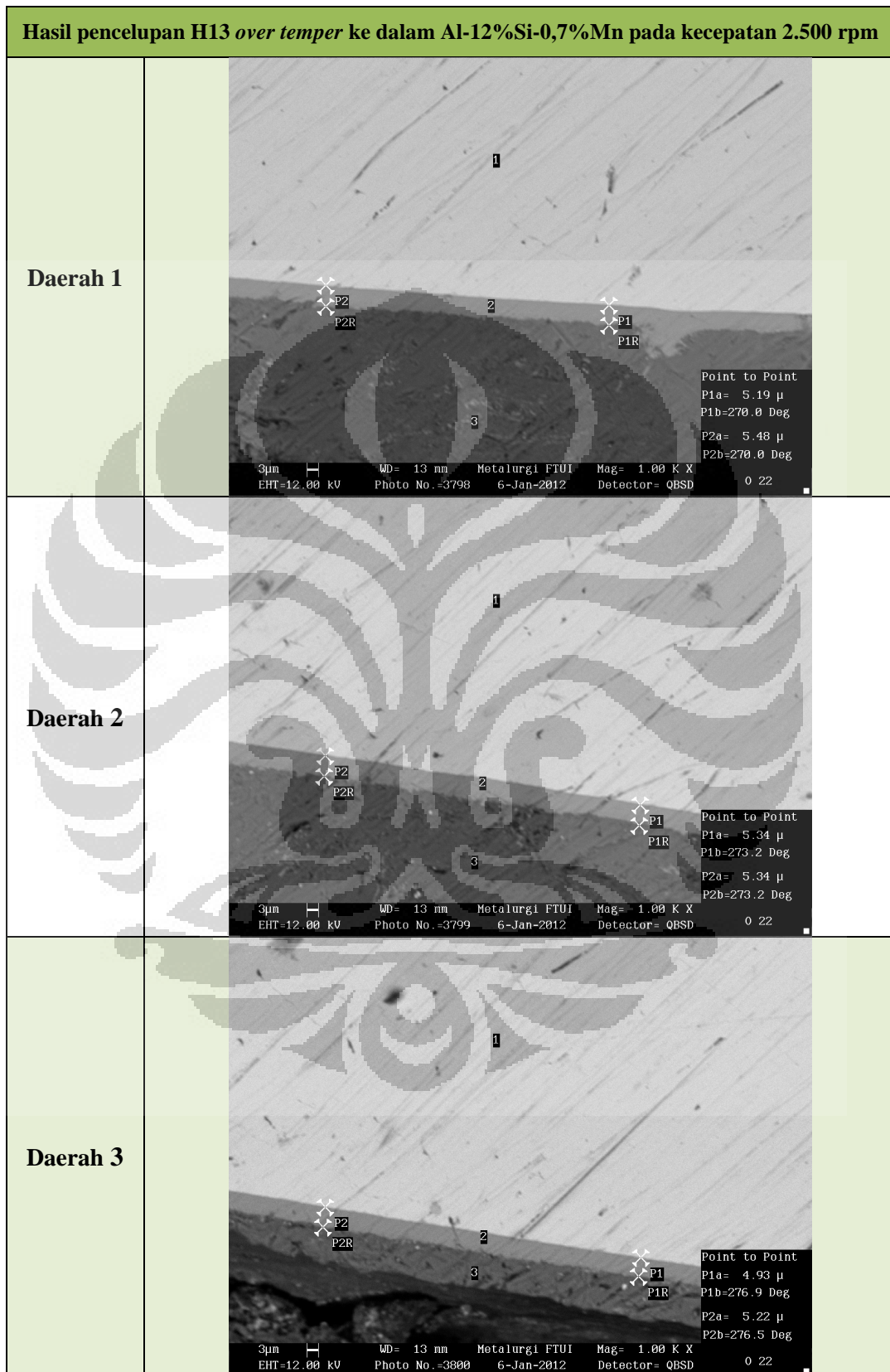
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



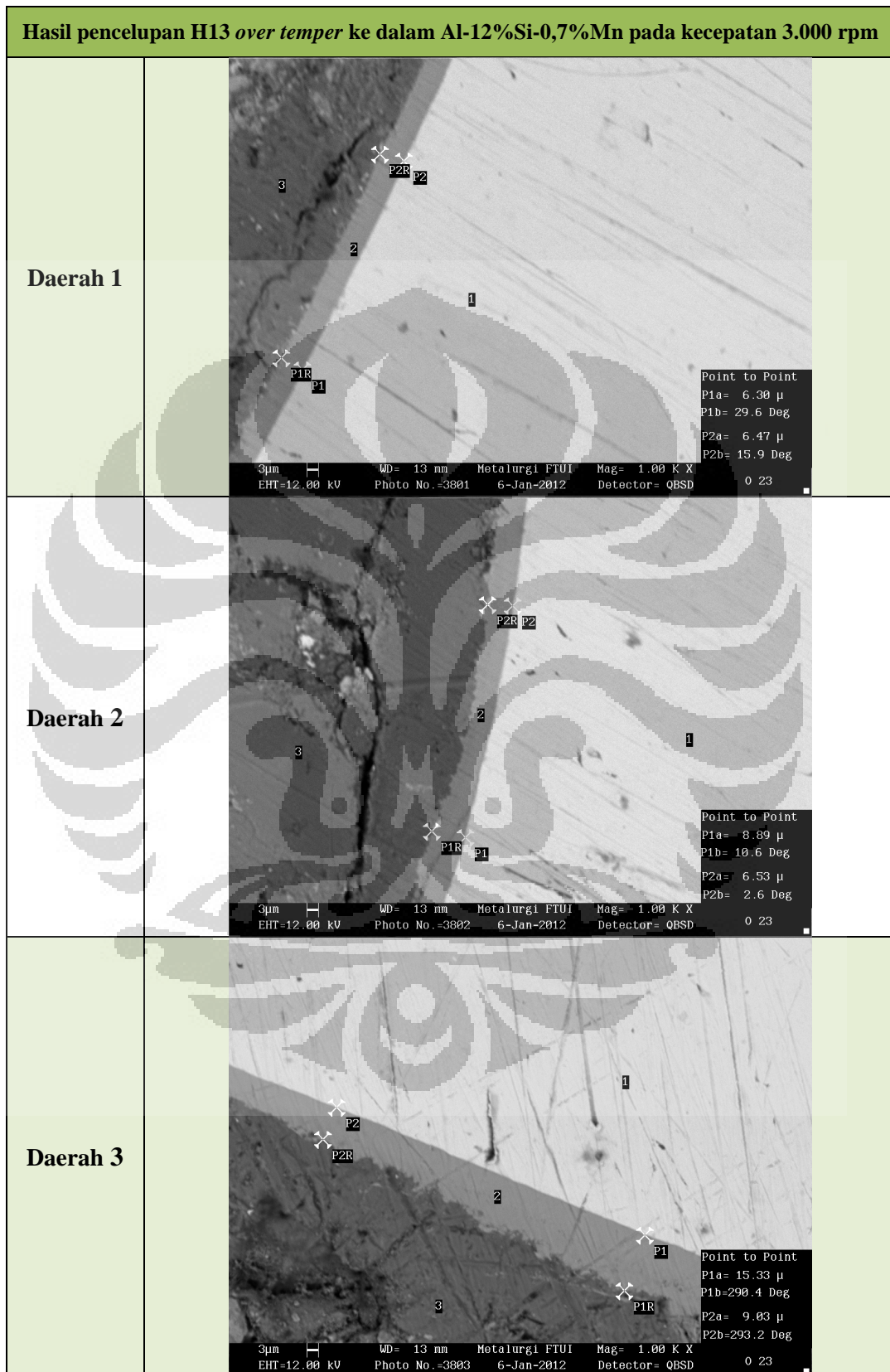
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



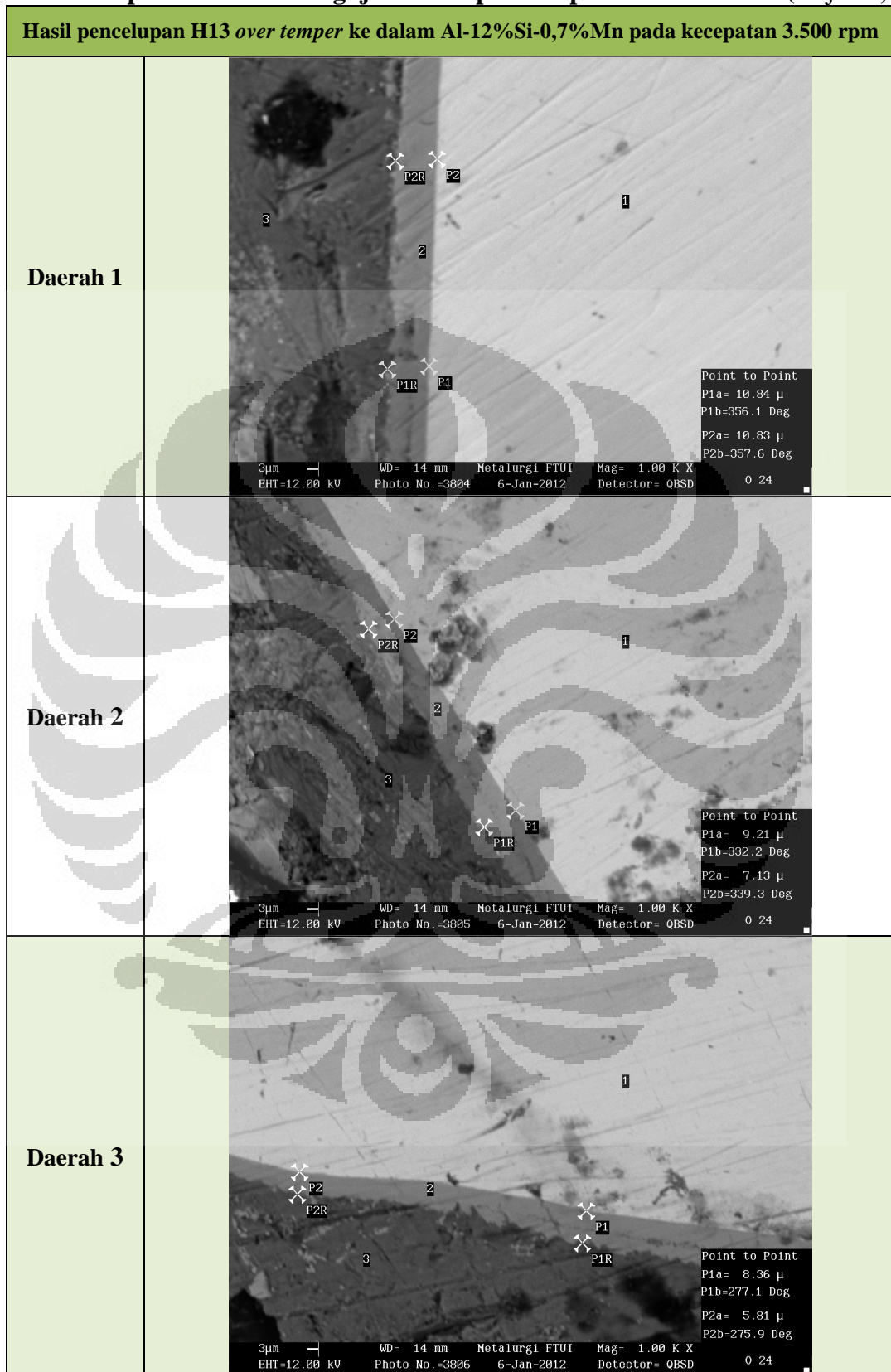
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



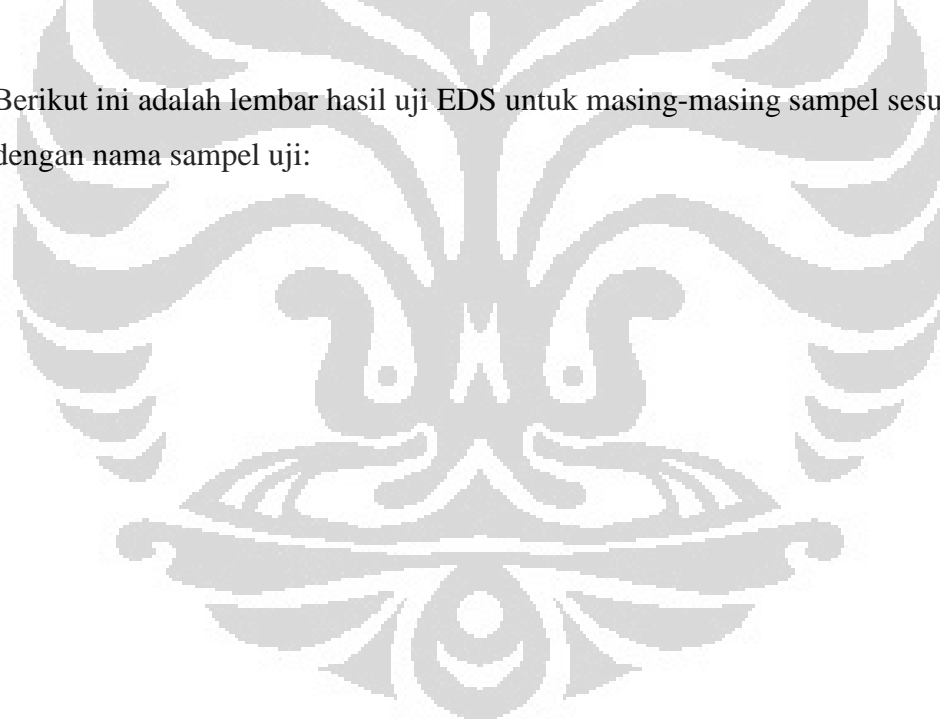
Lampiran 3: Hasil Pengujian SEM pada Lapisan Intermetalik (lanjutan)



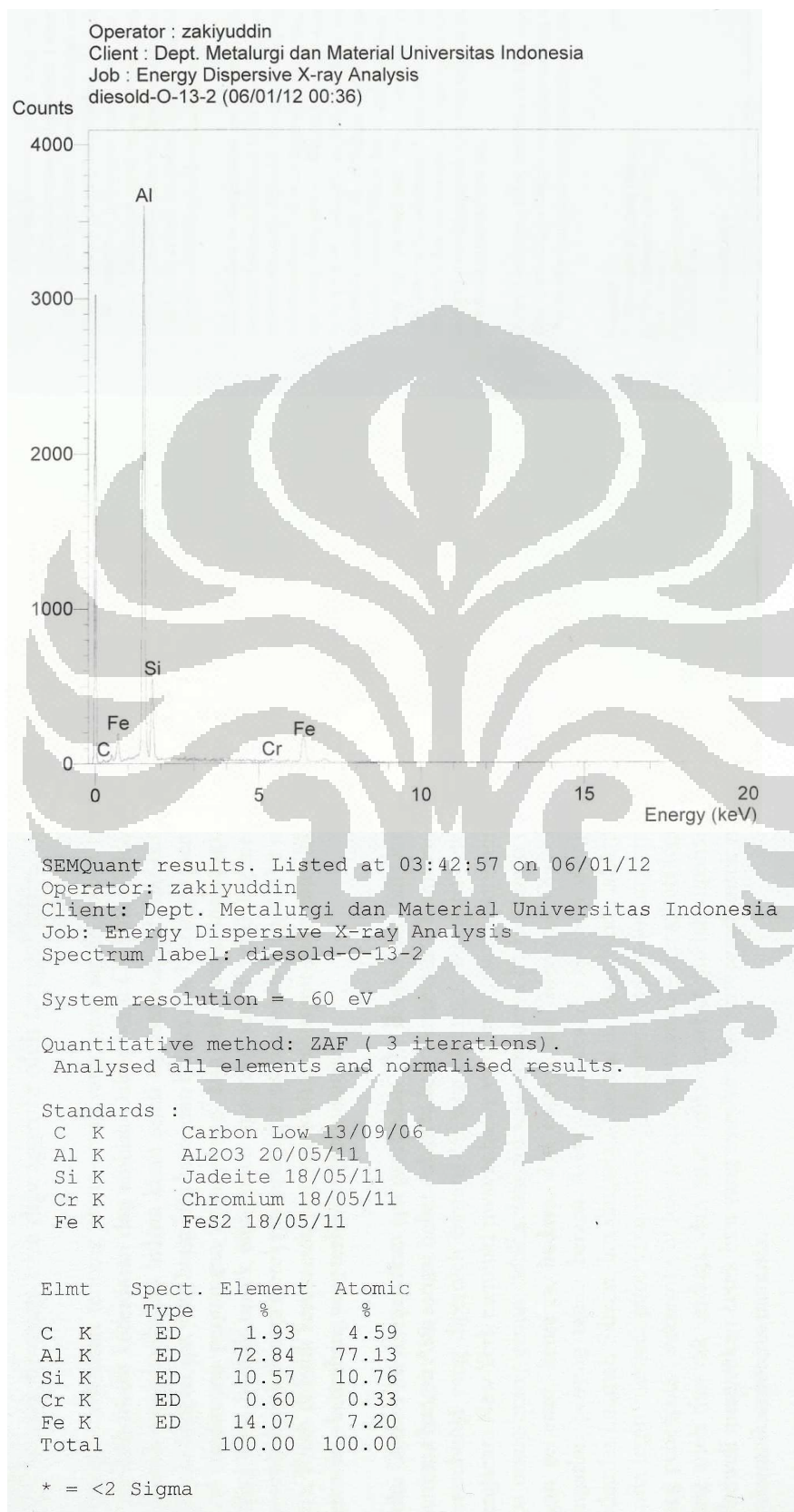
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik

% Mn	Kecepatan (rpm)	Nama Sampel Uji	Kadar Unsur Intermetalik		
			%Al	%Fe	%Si
0,1	2500	Diesold-O-13-2	72,84	14,07	10,57
	3000	Diesold-O-14-2	83,84	7,53	6,21
	3500	Diesold-O-15-2	73,66	12,54	10,97
0,3	2500	Diesold-O-16-2	77,51	11,82	9,09
	3000	Diesold-O-17-2	69,42	19,32	9,99
	3500	Diesold-O-18-2	67,95	22,03	8,27
0,5	2500	Diesold-O-19-2	76,75	11	9,34
	3000	Diesold-O-20-2	74,84	13,44	10,97
	3500	Diesold-O-21-2	74,71	11,9	10,85
0,7	2500	Diesold-O-22-2	70,85	18,13	9,59
	3000	Diesold-O-23-2	75,01	14,43	9,18
	3500	Diesold-O-24-2	78,52	11,22	8,51

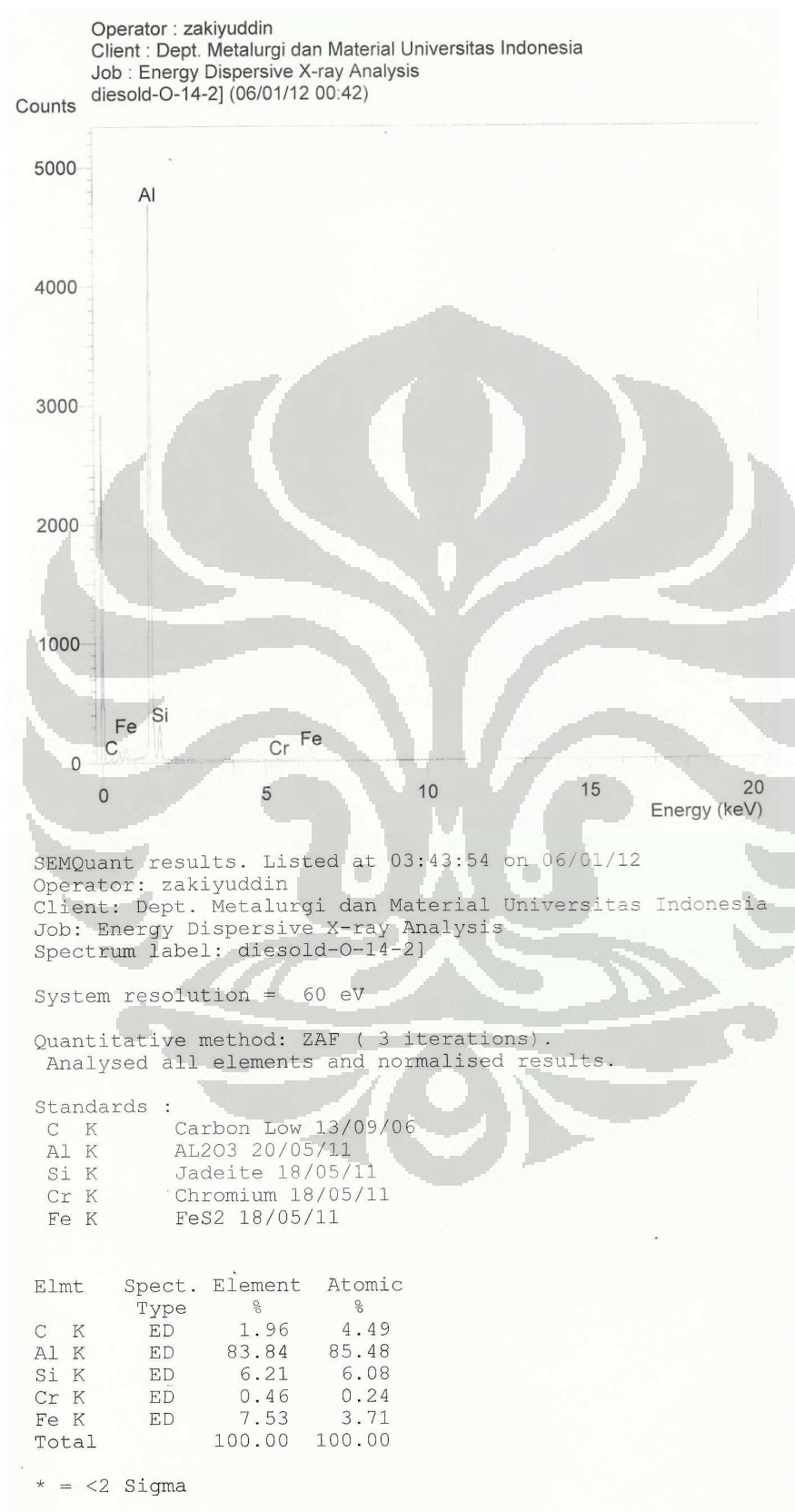
Berikut ini adalah lembar hasil uji EDS untuk masing-masing sampel sesuai dengan nama sampel uji:



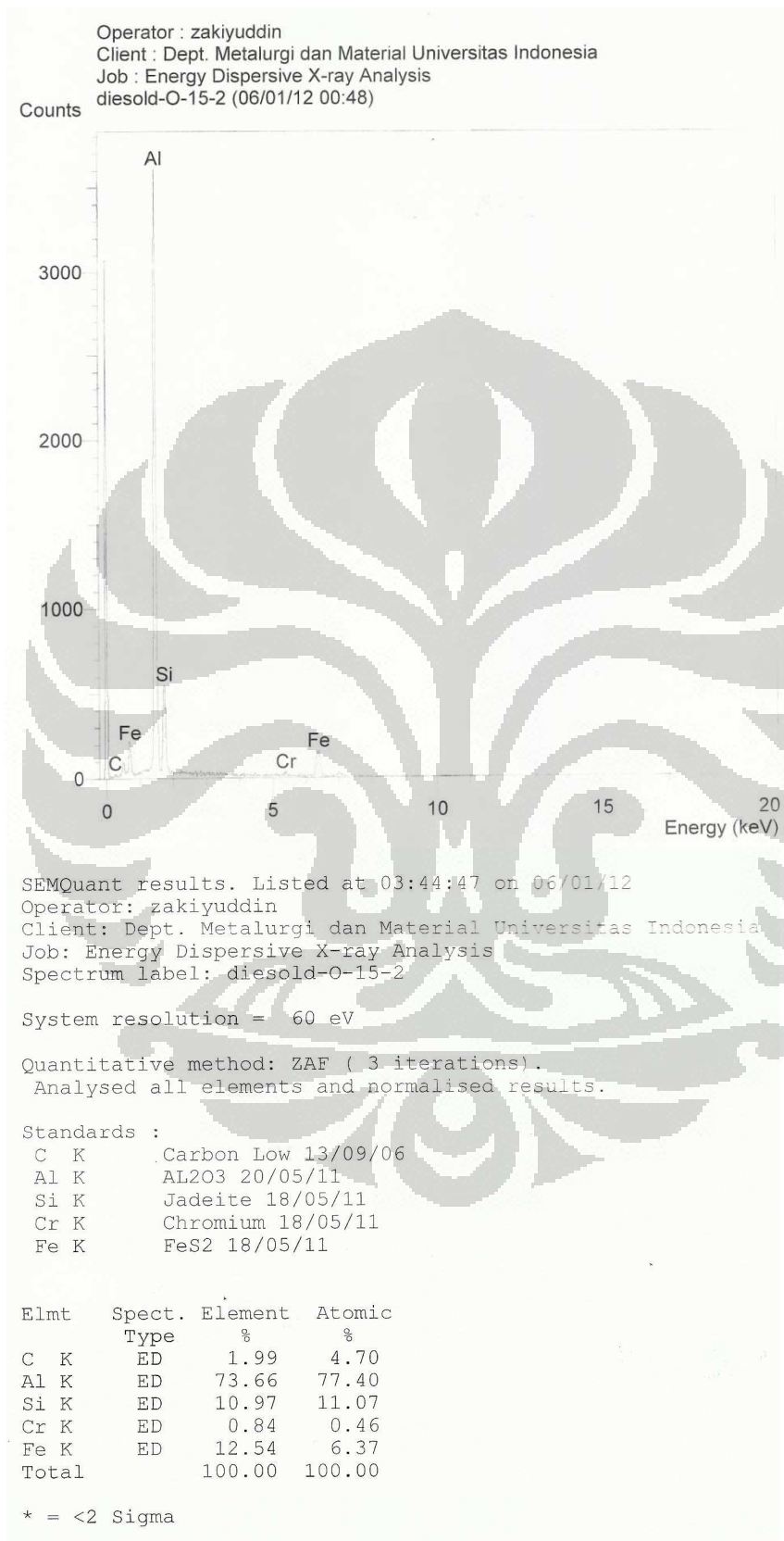
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik (lanjutan)



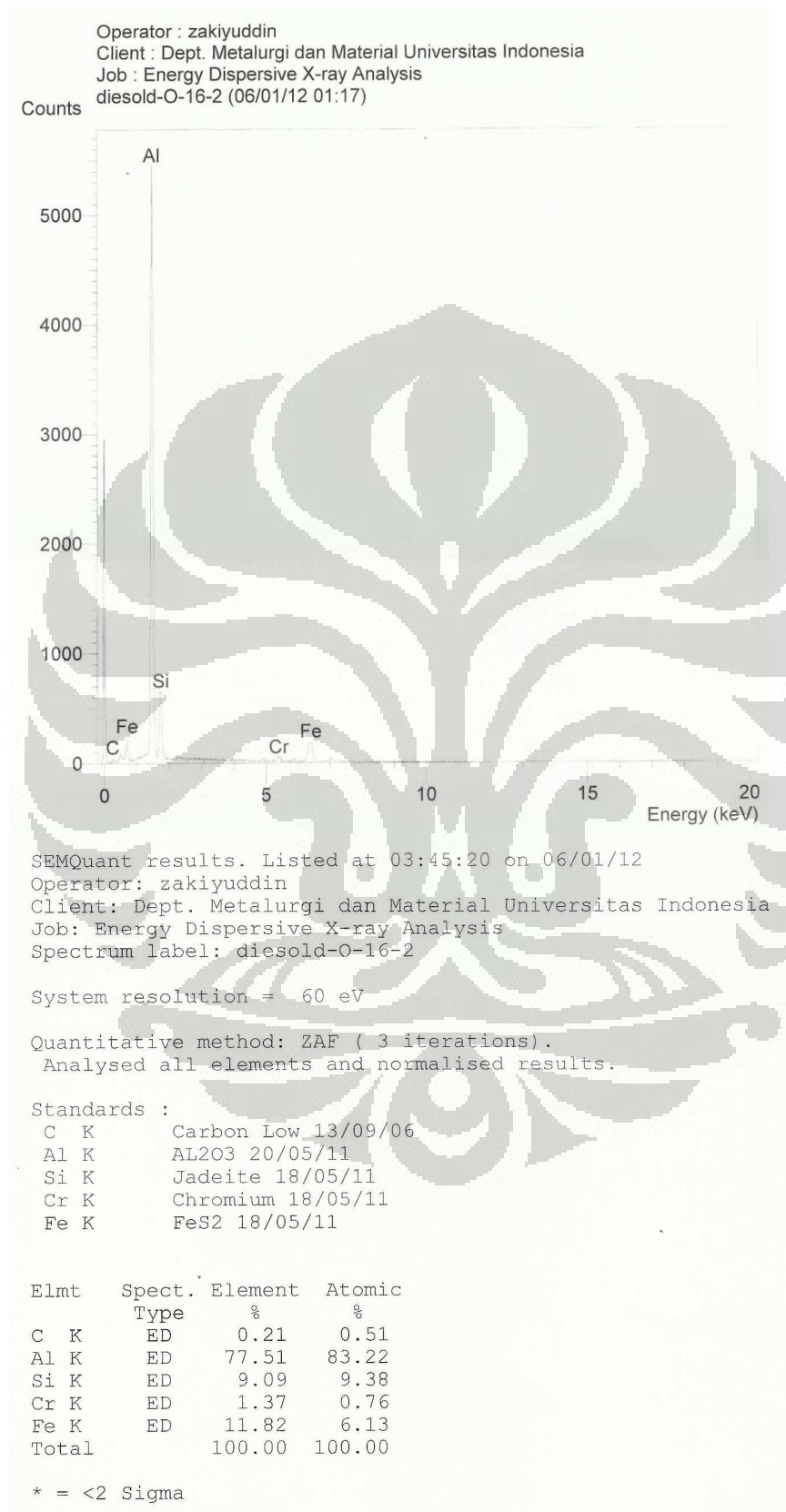
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



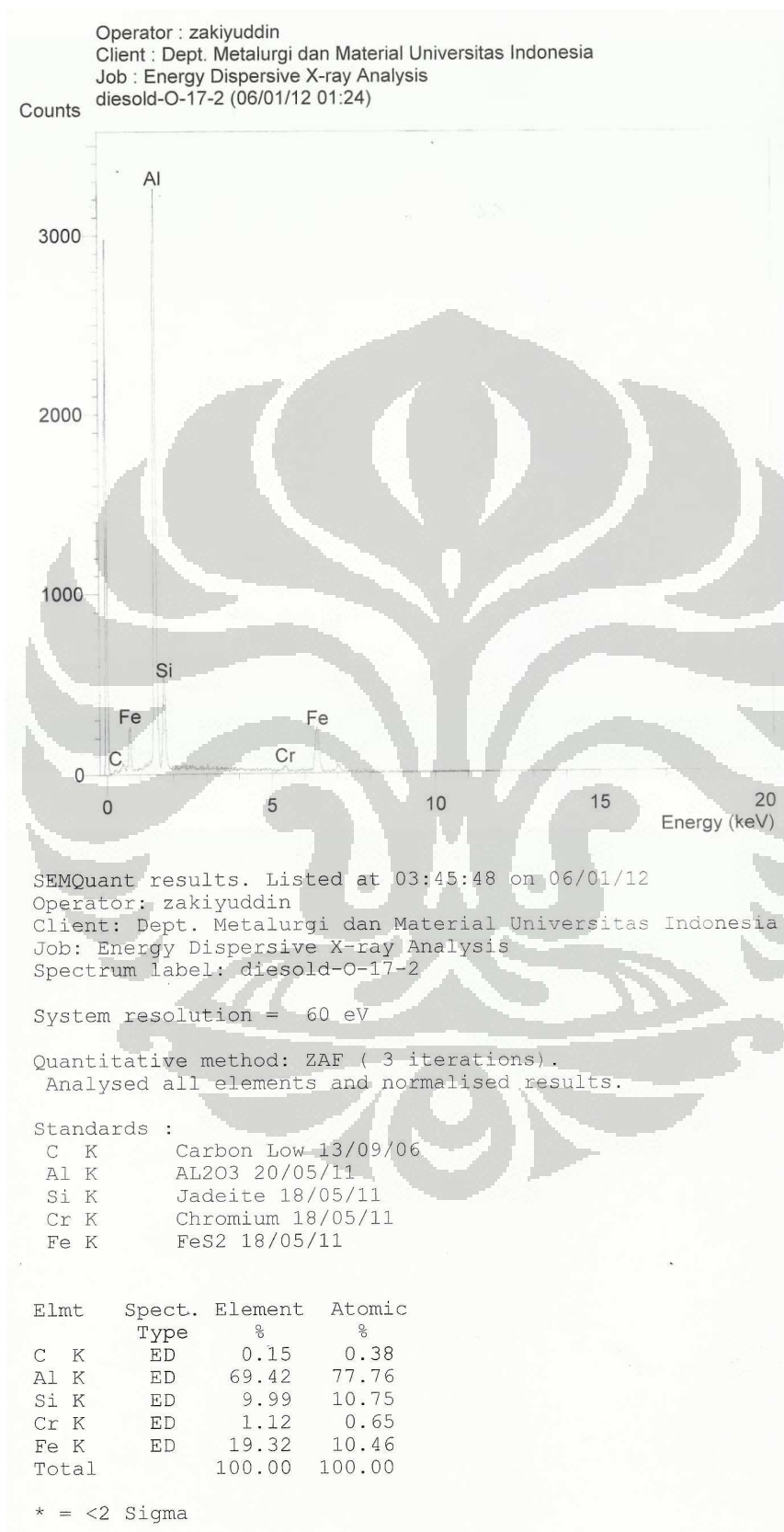
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



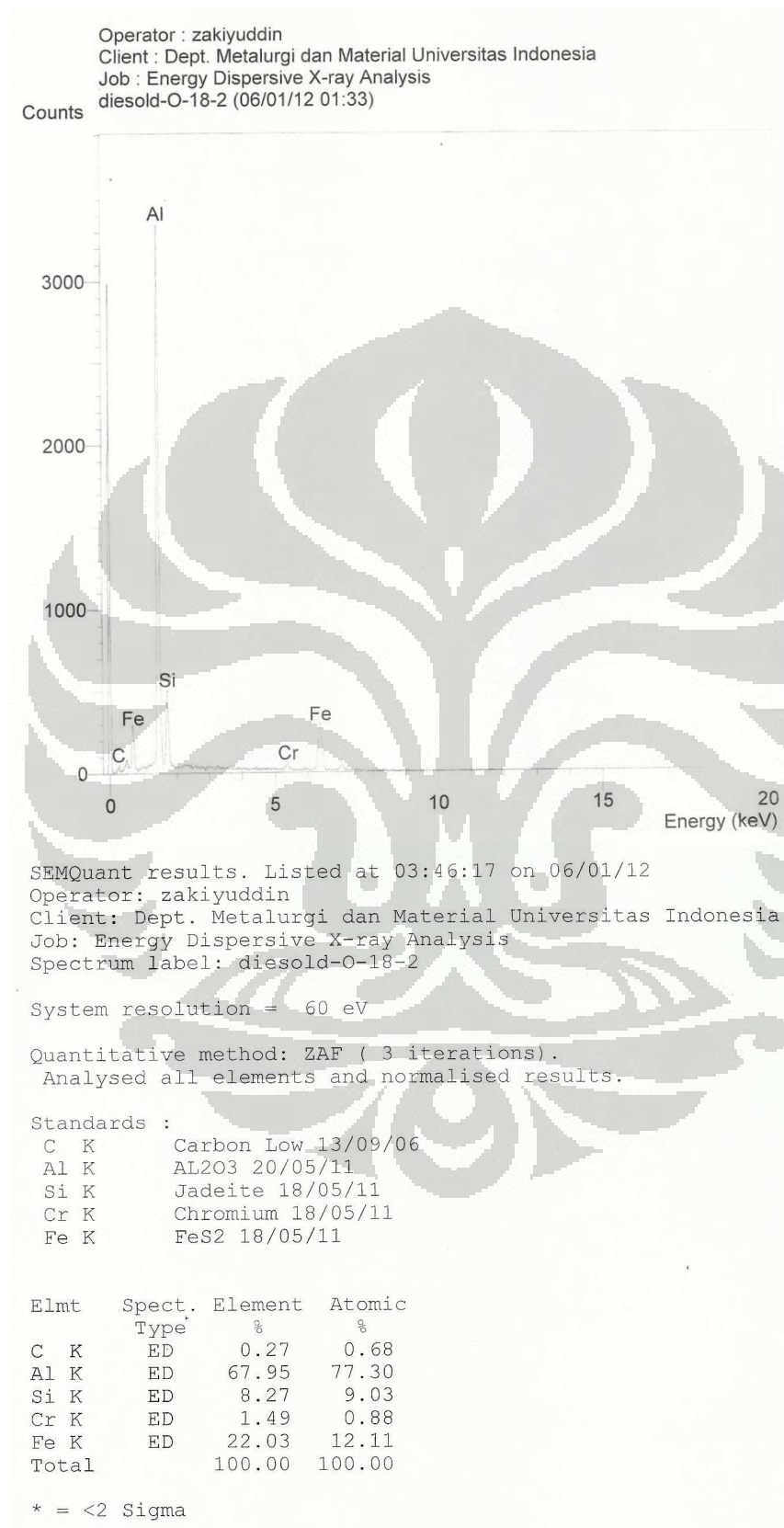
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



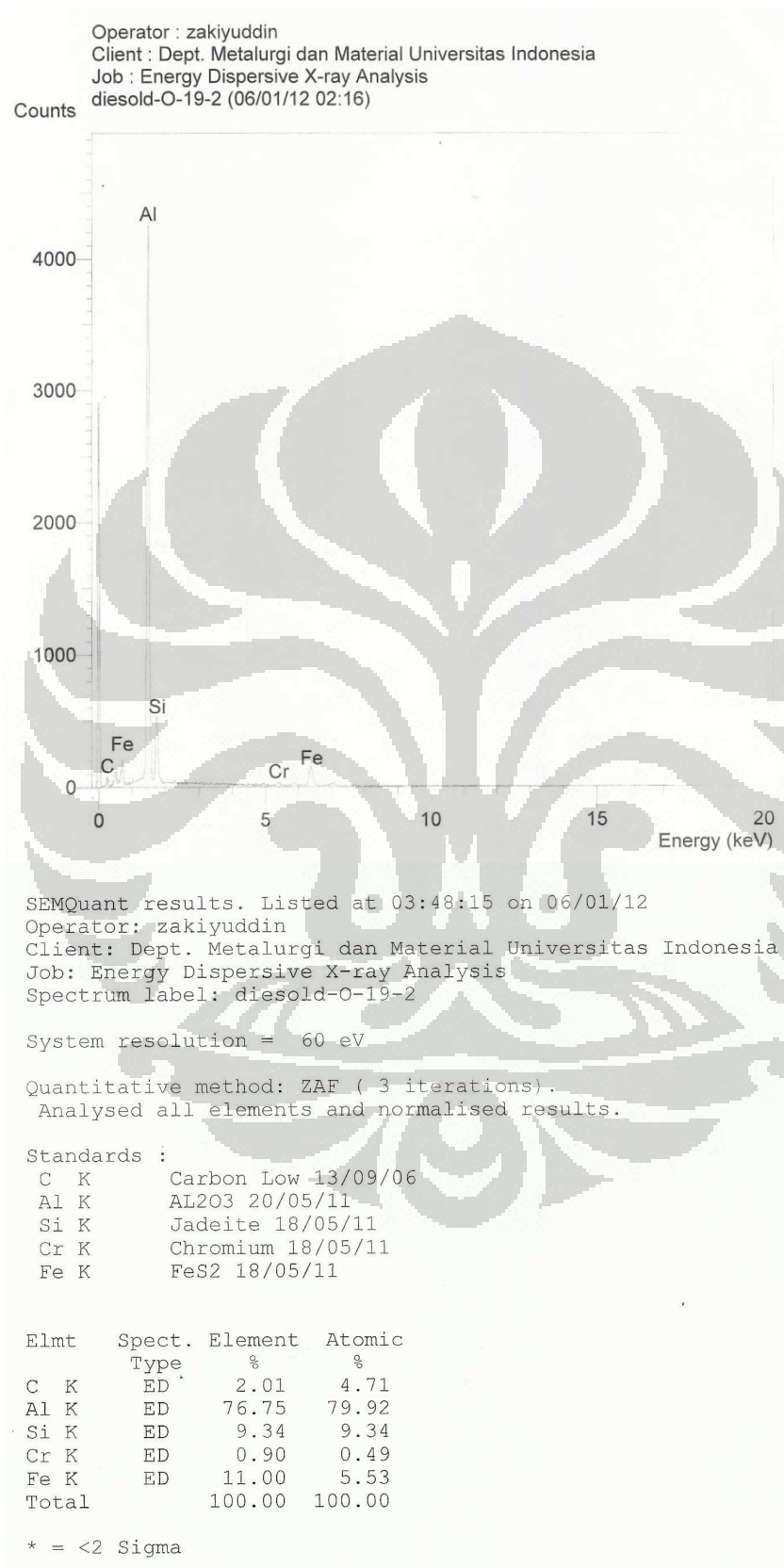
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



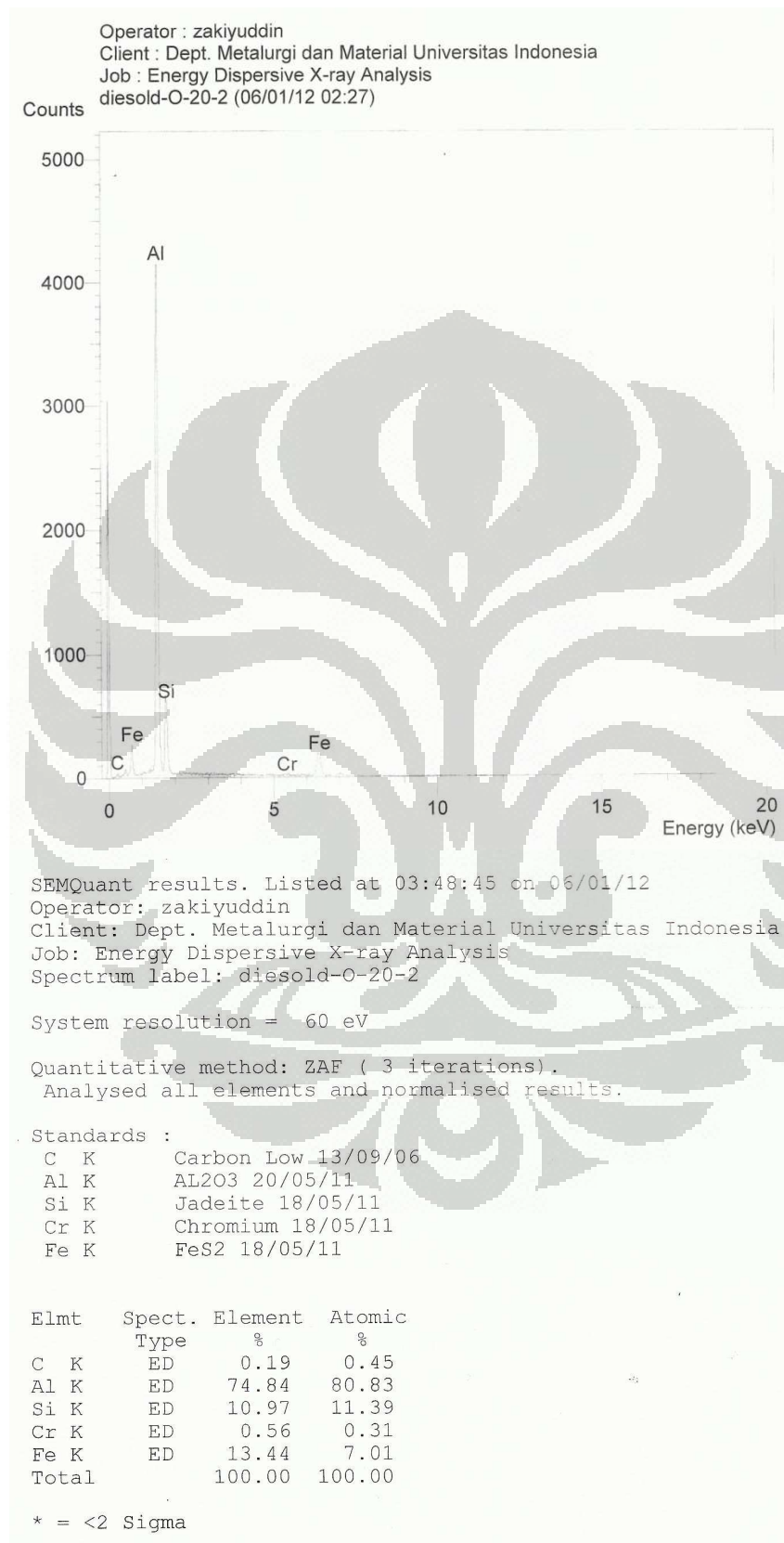
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



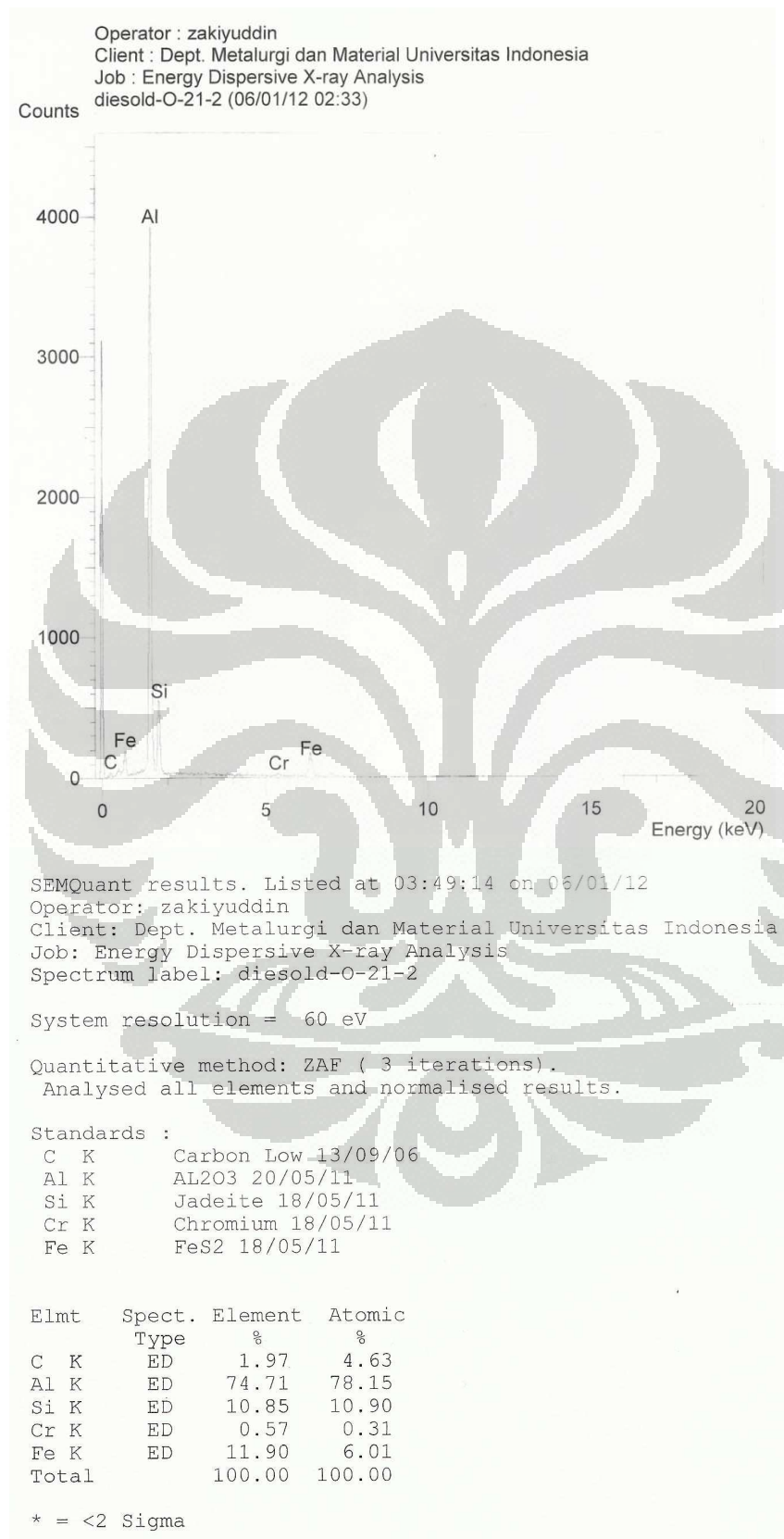
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



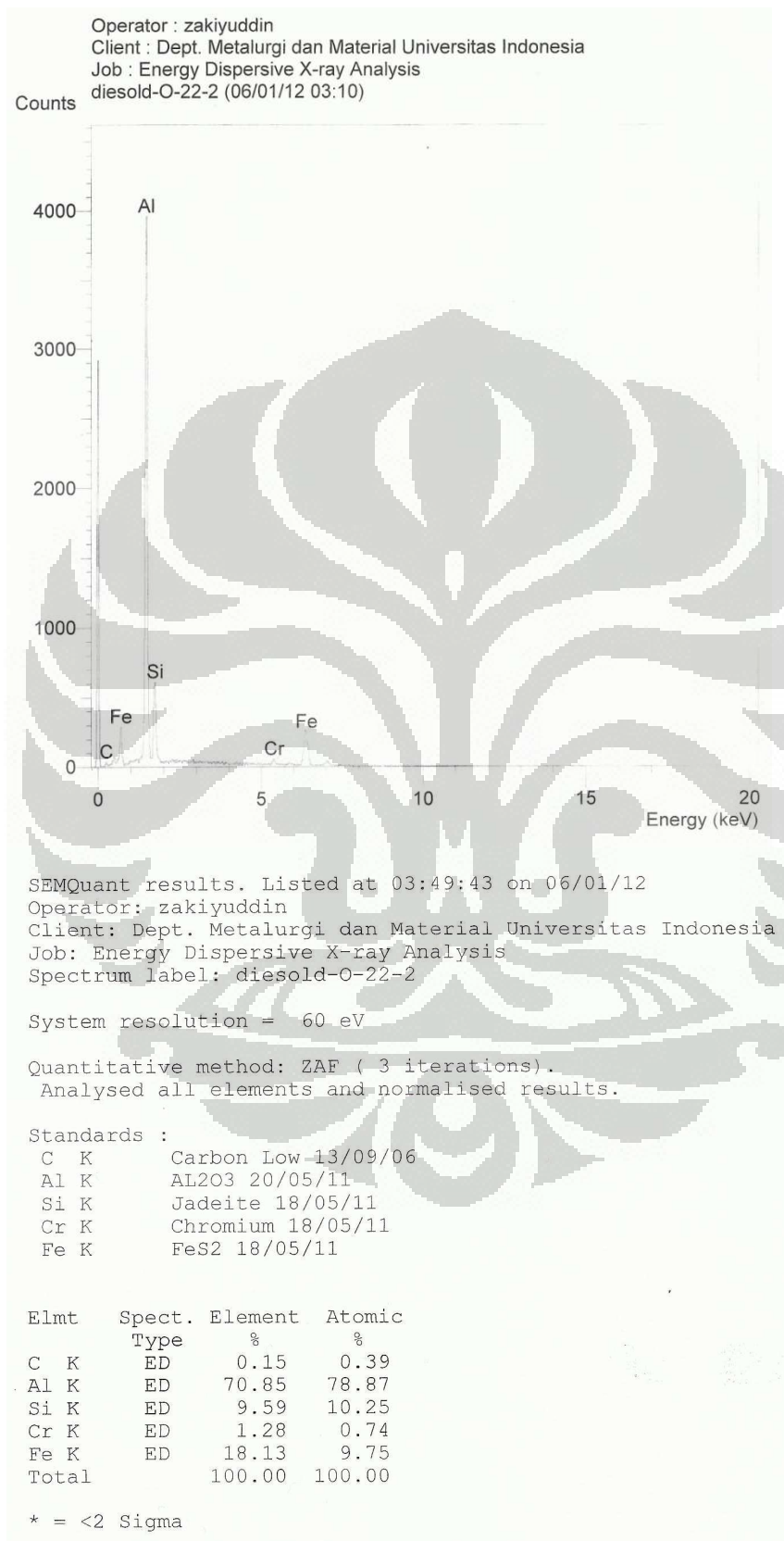
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



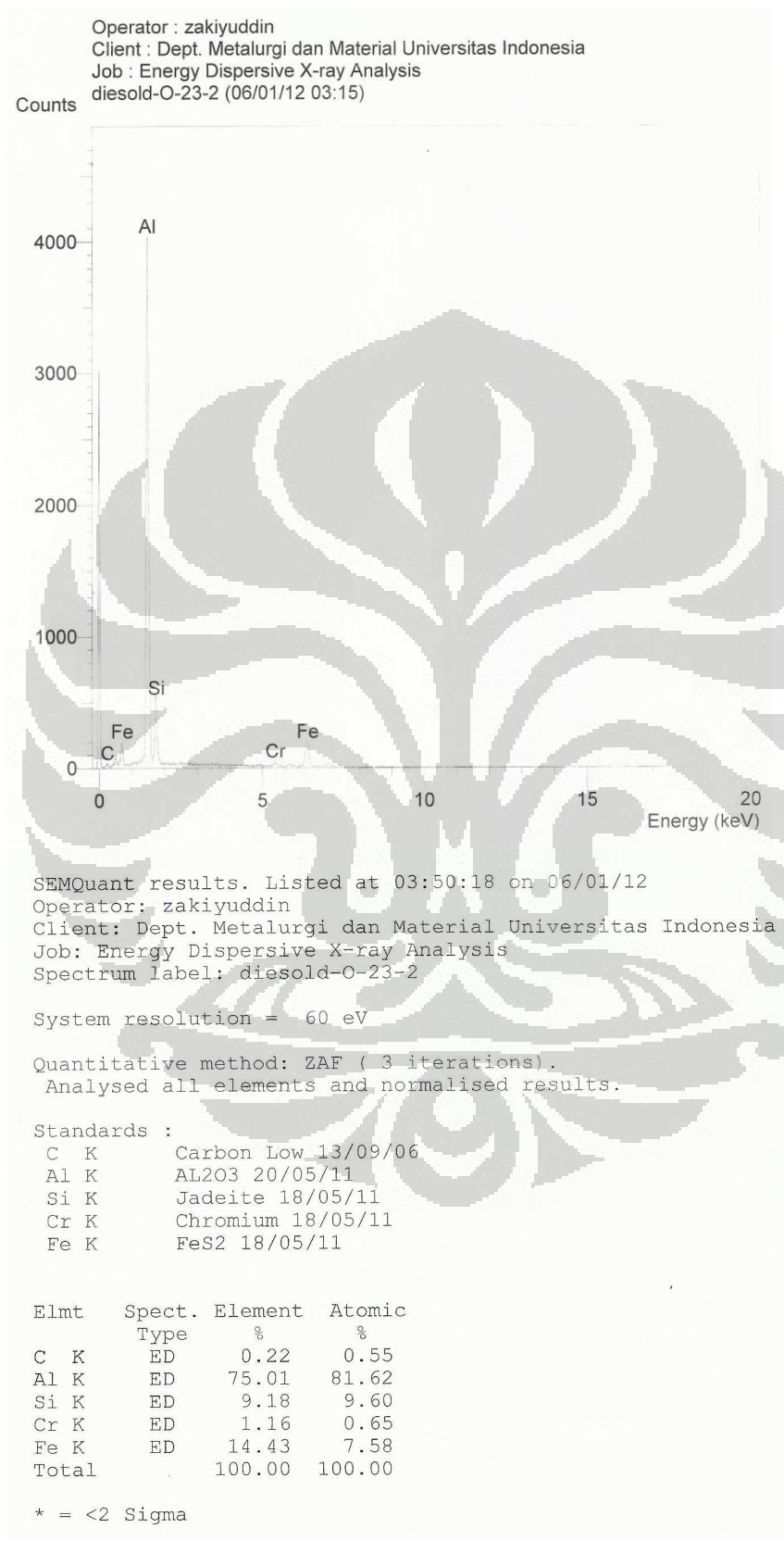
Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik



Lampiran 4: Hasil Pengujian EDS Lapisan Intermetalik

