

BAB IV

HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN

4.1 KARAKTERISTIK PRODUK CORAN ALUMINIUM AC4B DENGAN PENAMBAHAN 0,05 wt. % Ti

4.1.1 Analisa Komposisi Kimia Hasil Coran Paduan AC4B

Hasil pengujian komposisi paduan AC4B dengan penambahan 0,036 wt.% Ti pada awal (0 jam) dan akhir pengecoran (4 jam) dapat terlihat pada Tabel 4.1. Dari Tabel 4.1 tersebut terlihat bahwa pada awal pengecoran *cylinder head* dimulai, setiap unsur sudah sesuai standar JIS AC4B dan standar PT. X. Hal ini penting dilakukan oleh PT. X sebagai syarat bahwa proses pengecoran *cylinder head* boleh dilakukan atau tidak boleh dilakukan untuk menghindari terjadinya kerugian PT. X akibat tingkat kegagalan (*reject level*) yang tinggi.

Tabel 4.1. Hasil pengujian komposisi paduan aluminium AC4B pada 0 wt.% Ti (tanpa *grain refiner*), 0,05 wt.% Ti (0 jam) dan 0,05 wt.% Ti (4 jam) pengecoran *cylinder head* dibandingkan dengan komposisi standar AC4B JIS & PT. X

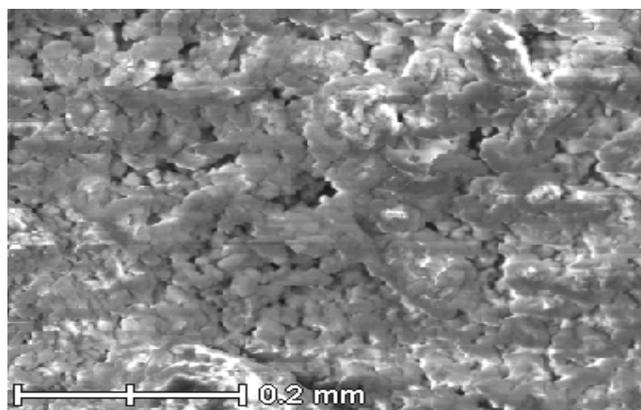
Unsur	Komposisi tanpa <i>grain refiner</i>	Komposisi hasil penambahan 0,05 wt.% Ti (0 jam)	Komposisi hasil penambahan 0,05 wt.% Ti (4 jam)	Komposisi standar AC4B JIS	Komposisi AC4B berdasarkan standar PT. X
Si	9,412	9,400	9,420	7 – 10	7 – 10
Cu	2,837	2,800	2,760	1 maks.	2 – 4
Mg	0,222	0,172	0,183	2 – 4	0.5 maks
Zn	0,712	0,319	0,310	0,5 maks.	1 maks
Fe	0,658	0,786	0,876	0,5 maks.	1 maks
Mn	0,242	0,308	0,309	0,35 maks.	0.5 maks
Ni	0,049	0,055	0,078	1 maks.	0.35 maks
Ti	0,029	0,079	0,047	0,2 maks.	0.2 maks
Pb	0,124	0,083	0,063	0,5 maks.	0.2 maks
Sn	0,043	0,040	0,027	-	0.1 maks
Cr	0,021	0,021	0,017	-	0.1 maks
Al	Sisa	Sisa	Sisa	Sisa	Sisa

Terlihat pada Tabel 4.1 bahwa selain unsur Ti, unsur – unsur lain mengalami perubahan yang tidak terlalu signifikan saat awal dan akhir pengecoran. Perubahan tersebut juga masih dalam standar PT. X. Hal tersebut menandakan ingot yang digunakan pada proses pengecoran *cylinder head* merupakan ingot yang bebas dari inklusi atau kotoran dari luar.

Penambahan 0,036 wt.% Ti yang dilakukan sesuai perhitungan *material balance* dan ditambahkan 0,029 wt.% Ti dari komposisi aluminium AC4B tanpa *grain refiner* menghasilkan nilai persentase unsur titanium awal pengecoran yang lebih rendah, yaitu 0,065 wt.% Ti. Hal ini tidak sesuai dengan hasil uji komposisi aktual pada Tabel 4.1 dimana unsur titaniumnya adalah 0,079 wt.% Ti. Hal itu disebabkan masih adanya partikel – partikel $TiAl_3$ yang mengendap di *furnace* hasil dari pengecoran sebelumnya sehingga ketika ada penambahan aluminium cair ke dalam *furnace* pada awal pengecoran, terjadi agitasi yang mengakibatkan partikel – partikel $TiAl_3$ menyebar atau terdistribusi secara merata^[5]. Sehingga jumlah persentase titaniumnya menjadi bertambah dan hal ini dikonfirmasi pada hasil uji komposisi yang menunjukkan jumlah titanium yang lebih besar daripada dengan menggunakan perhitungan *material balance*. Untuk pembahasan selanjutnya, penambahan *grain refiner* ini mengacu pada penambahan kandungan titanium aktual pada pengujian komposisi kimia yaitu penambahan 0,05 wt.% Ti.

Pada akhir pengecoran, persentase titanium mengalami penurunan yaitu 0,047 wt. % Ti. Hal ini disebabkan terbentuknya pengendapan senyawa intermetalik $TiAl_3$ pada dasar *furnace*. Sehingga sampel uji komposisi yang diambil pada permukaan aluminium cair saja tidak dapat mempresentasi kandungan titanium secara keseluruhan. Seharusnya dilakukan pengadukan pada aluminium cair yang berada pada *furnace* agar partikel $TiAl_3$ yang mengendap dapat kembali menyebar secara merata pada aluminium cair. Sehingga ketika dilakukan pengambilan aluminium cair untuk pengujian komposisi titanium, sampel tersebut dapat diambil dari permukaan aluminium cair.

Pada Gambar 4.1 dilihat struktur mikro dari *grain refiner* yang berbentuk serbuk menunjukkan struktur yang mirip dengan struktur garam. Pada gambar mikrostruktur tersebut, tidak terlihat adanya partikel titanium tapi dapat diketahui kandungannya dengan melakukan SEM X ray –mapping.



Gambar 4.1. Mikrostruktur dari *grain refiner* (perbesaran 800x)

Pada analisa SEM *X ray – mapping* pada Tabel 4.2 menunjukkan bahwa terdapat kandungan unsur penyusun garam, yaitu K, Na, F, dan Cl. Adapun kandungan boron yang tidak terdeteksi keberadaannya menunjukkan tidak adanya unsur boron pada *grain refiner*. Hal ini dapat mengurangi efektifitas dari *grain refiner* di mana unsur boron berperan sebagai penstabil partikel $TiAl_3$ ^[15]

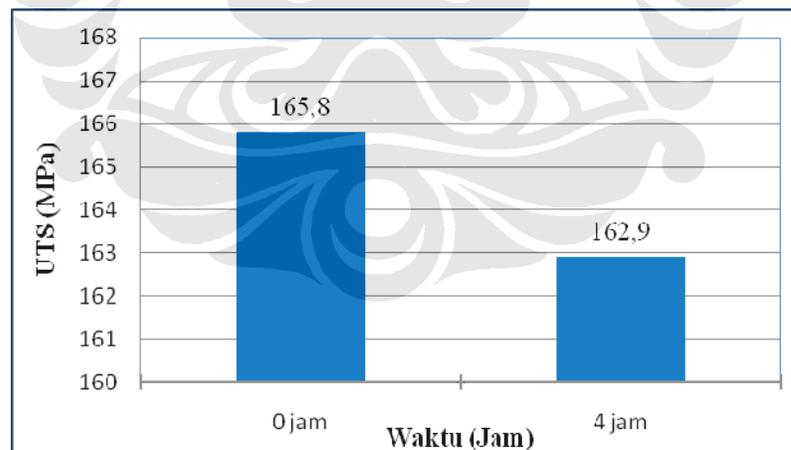
Tabel 4.2. Komposisi kimia *grain refiner* berdasarkan analisa SEM *X – Ray mapping*

Unsur	Komposisi kimia (wt. %)
F	34,15
Na	0,55
Cl	1,34
K	32,84
Ti	14,95

Dari analisa SEM *X – Ray mapping* menunjukkan jumlah titanium sebesar 14,95 wt. % tidak sesuai dengan asumsi perhitungan *material balance* sebesar 30 wt. % Ti. Hal ini disebabkan kandungan titanium yang dideteksi oleh SEM *X – ray mapping* tidak dapat mempresentasikan kandungan titanium secara keseluruhan dari *grain refiner*. Oleh karena *grain refiner* berbentuk serbuk sehingga kemungkinan kandungan titanium tidak tersebar secara merata pada serbuk *grain refiner*.

4.1.2 Fading Sifat Mekanis Paduan AC4B dengan Penambahan 0,05 wt.% Ti

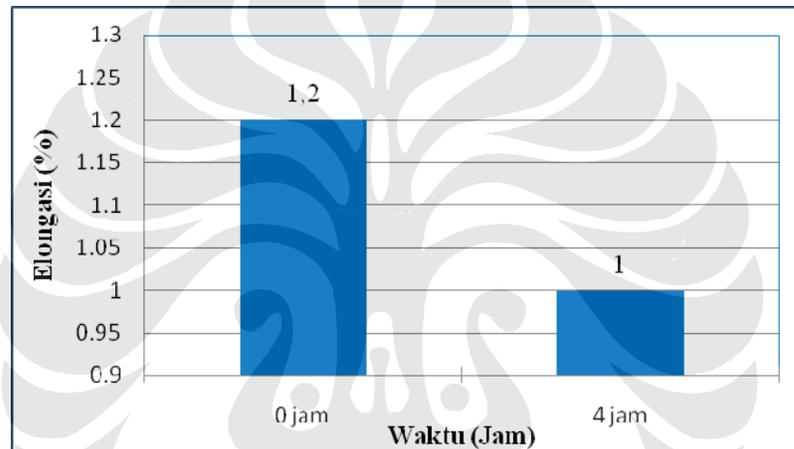
Dari data pengujian tarik diperoleh nilai elongasi dan nilai UTS (*Ultimate Tensile Stress*). Seperti tampak pada Gambar 4.2 terlihat bahwa penambahan 0,05 wt.% Ti menyebabkan nilai UTS sebesar 165,8 MPa akan tetapi setelah empat jam, nilai UTS mengalami penurunan menjadi 162,9 MPa. Penurunan tersebut sebesar 1,75 %. Hal ini sesuai literatur dimana penggunaan *grain refiner* dalam waktu yang lama dapat menyebabkan efek pemudaran (*fading*)^[1]. Menurut Limmaneevichitr^[5], efek *fading* disebabkan pengendapan $AlTi_3$ pada dasar permukaan *furnace* karena perbedaan densitas antara partikel $TiAl_3$ ($3,35 \text{ g/cm}^3$) dengan densitas aluminium cair ($2,3 \text{ g/cm}^3$). Akan tetapi penurunan nilai UTS dari 0 jam dan 4 jam pengecoran tersebut tidak terlalu signifikan, hanya sebesar 1,75 %. Hal ini dikarenakan adanya efek pengadukan (*agitation*) pada mesin LPDC yaitu saat terjadi pengecoran *cylinder head*, aluminium cair pada *furnace* diberi tekanan sehingga aluminium cair tersebut menuju ke *dies* yang berada di atas *furnace*. Adanya tekanan tersebut menyebabkan sedikit efek pengadukan. Sehingga ketika partikel $AlTi_3$ mulai mengendap (turun ke dasar *furnace*) karena waktu yang relatif lama akan kembali terdistribusi dengan baik dan dapat berperan sebagai nukleat.



Gambar 4.2. Perbandingan nilai UTS setelah penambahan 0,05 wt.% Ti pada 0 jam dan 4 jam pengecoran

Pada Gambar 4.3 terlihat bahwa penambahan 0,05 wt.% Ti menyebabkan penurunan nilai elongasi dari 1,2 % menjadi 1 % yaitu penurunan sebesar 16,67 %. Hal ini sesuai literatur pembahasan nilai UTS, bahwa penambahan *grain*

refiner dalam waktu yang lama dapat menyebabkan efek *fading* sehingga menyebabkan ukuran DAS menjadi besar sehingga menyebabkan kegetasan^[20]. Kegetasan tersebut tampak jelas pada bagian perpatahan sampel uji tarik yang memperlihatkan tidak terjadinya *necking* dan permukaannya yang bercahaya karena pemantulan cahaya pada permukaannya. Kegetasan tersebut diakibatkan adanya fasa intermetalik β -Al(Fe,Mn)Si yang berbentuk jarum (*flake*) dan tersebar pada aluminium (dijelaskan pada bagian berikutnya). Bentuk jarum tersebut memiliki tegangan yang tinggi pada ujung jarum sehingga adanya tekanan dari luar dapat menginisiasikan awal *crack* dan akhirnya terjadi patah getas.

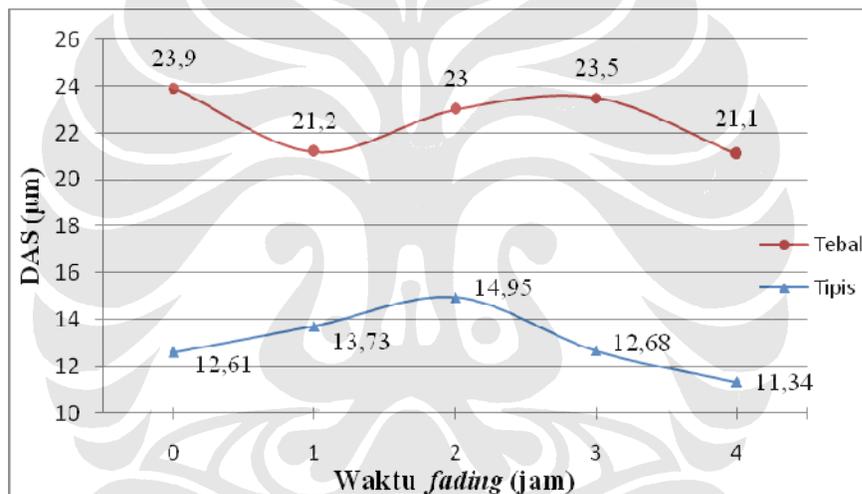


Gambar 4.3. Perbandingan nilai elongasi setelah penambahan 0,05 wt.% Ti pada 0 jam dan 4 jam pengecoran

4.1.3 Pengaruh Waktu *Fading* terhadap Jarak DAS dan Kekerasan Paduan AC4B dengan Penambahan 0,05 wt.% Ti

Pada Gambar 4.4 terlihat adanya perubahan jarak DAS terhadap waktu *fading* baik pada bagian tipis (*stud bolt*) maupun bagian tebal (*daging*) *cylinder head* akibat penambahan *grain refiener* sebesar 0,05 wt.% Ti. Pada bagian tebal menghasilkan jarak DAS yang lebih besar dari pada pada bagian tipis. Hal ini sesuai literatur karena pada bagian tebal terjadi pembekuan yang lebih lambat sehingga ada waktu memperbesar jarak DAS sedangkan bila dibandingkan pada bagian tipis mengalami pembekuan yang lebih cepat akan menghasilkan jarak DAS yang lebih kecil dan mengurangi ukuran partikel fasa sekunder^[9].

Jarak DAS pada bagian tebal maupun tipis mengalami nilai yang tidak sesuai dengan literatur dimana seharusnya jarak DAS semakin meningkat seiring bertambahnya waktu karena efek *fading*. Akan tetapi pada bagian tebal dan tipis mengalami perubahan jarak DAS yaitu peningkatan dan penurunan yang nilainya tidak terlalu signifikan. Pada bagian tebal terjadi perubahan antara 21,1 sampai 23,9 μm yaitu perubahan sebesar 13,3 %. Sedangkan pada bagian tipis perubahan jarak DAS antara 11,43 sampai 14,95 μm yaitu perubahan sebesar 30,8 %. Hal ini disebabkan adanya agitasi pada mesin LPDC yang tidak terkontrol dengan baik sehingga apabila agitasinya cukup besar maka partikel TiAl_3 dapat menyebar dengan baik sehingga dapat berperan sebagai nukleat dengan baik sedangkan bila agitasinya kurang besar maka partikel TiAl_3 tidak dapat menyebar dengan baik^[5].

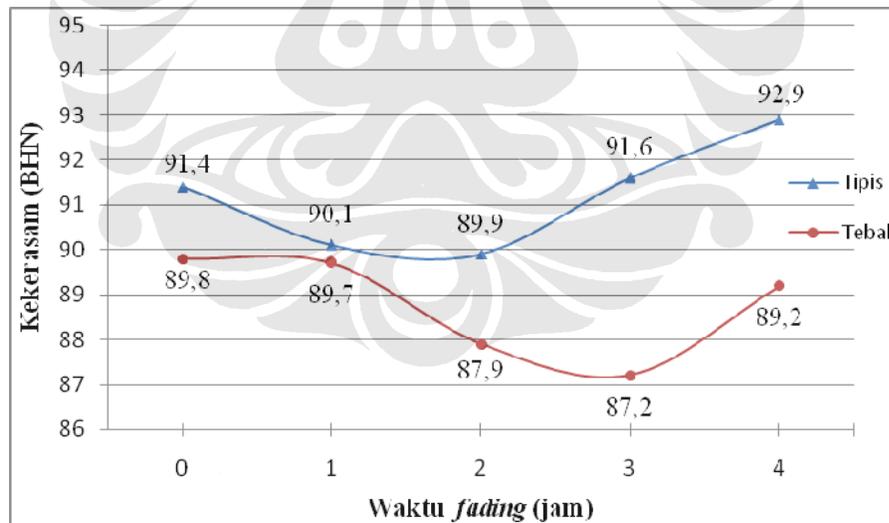


Gambar 4.4. Perbandingan jarak DAS antara sampel bagian tipis (warna biru) dan tebal (warna merah) dengan variabel waktu *fading*

Pada Gambar 4.5 menunjukkan nilai kekerasan pada bagian tipis dan tebal terhadap waktu *fading*. Pada bagian tipis terjadi perubahan nilai kekerasan antara 89,9 sampai 92,9 BHN ($\pm 56-58$ HRB)^[26] yaitu perubahan sebesar 3,3 %. Sedangkan pada bagian tebal perubahan nilai kekerasannya 87,2 sampai 89,8 BHN ($\pm 54-56$ HRB)^[26] yaitu perubahan sebesar 3,0 %. Terlihat bahwa nilai kekerasan pada bagian tipis berada di atas nilai kekerasan pada bagian tebal. Hal ini sesuai dengan literatur karena pada pembekuan cepat yaitu pada bagian tipis memiliki jarak DAS yang lebih kecil daripada jarak DAS pada bagian tebal sehingga nilai kekerasan pada bagian tipis pasti berada di atas nilai kekerasan pada bagian tebal.

Pada bagian tipis terlihat tidak terjadinya efek *fading*. Hal ini disebabkan pada bagian tipis terjadi pembekuan yang cepat sehingga tidak membutuhkan partikel $TiAl_3$ sebagai nukleat karena dengan pembekuan yang cepat menghasilkan jarak DAS yang lebih kecil dari pada bagian tebal. Begitu pula pada bagian tebal tidak terjadi efek *fading*. Hal ini terlihat mulai dari jam pertama, kekerasannya mulai menurun dan akhirnya pada jam ke empat kekerasannya hampir kembali seperti jam pertama. Akan tetapi perubahan kekerasan yang terjadi tidak terlalu signifikan. Hal ini dikarenakan adanya efek pengadukan pada mesin LPDC sehingga partikel $TiAl_3$ yang mengendap dapat kembali menyebar pada aluminium cair dan bertindak sebagai nukleat sehingga kekerasan pada tiap – tiap jam cenderung tidak terlalu signifikan.

Menurut standar JIS, nilai kekerasan paduan AC4B adalah kira-kira 80 BHN^[13]. Sedangkan pada Gambar 4.5 terlihat nilai kekerasan pada bagian tebal maupun tipis berada di atas 80 BHN. Hal ini menunjukkan adanya pengaruh *grain refiner* terhadap *cylinder head*. Hal ini akan terlihat pada struktur mikro yang ada pada bagian tipis dan tebal *cylinder head* (akan dibahas selanjutnya).



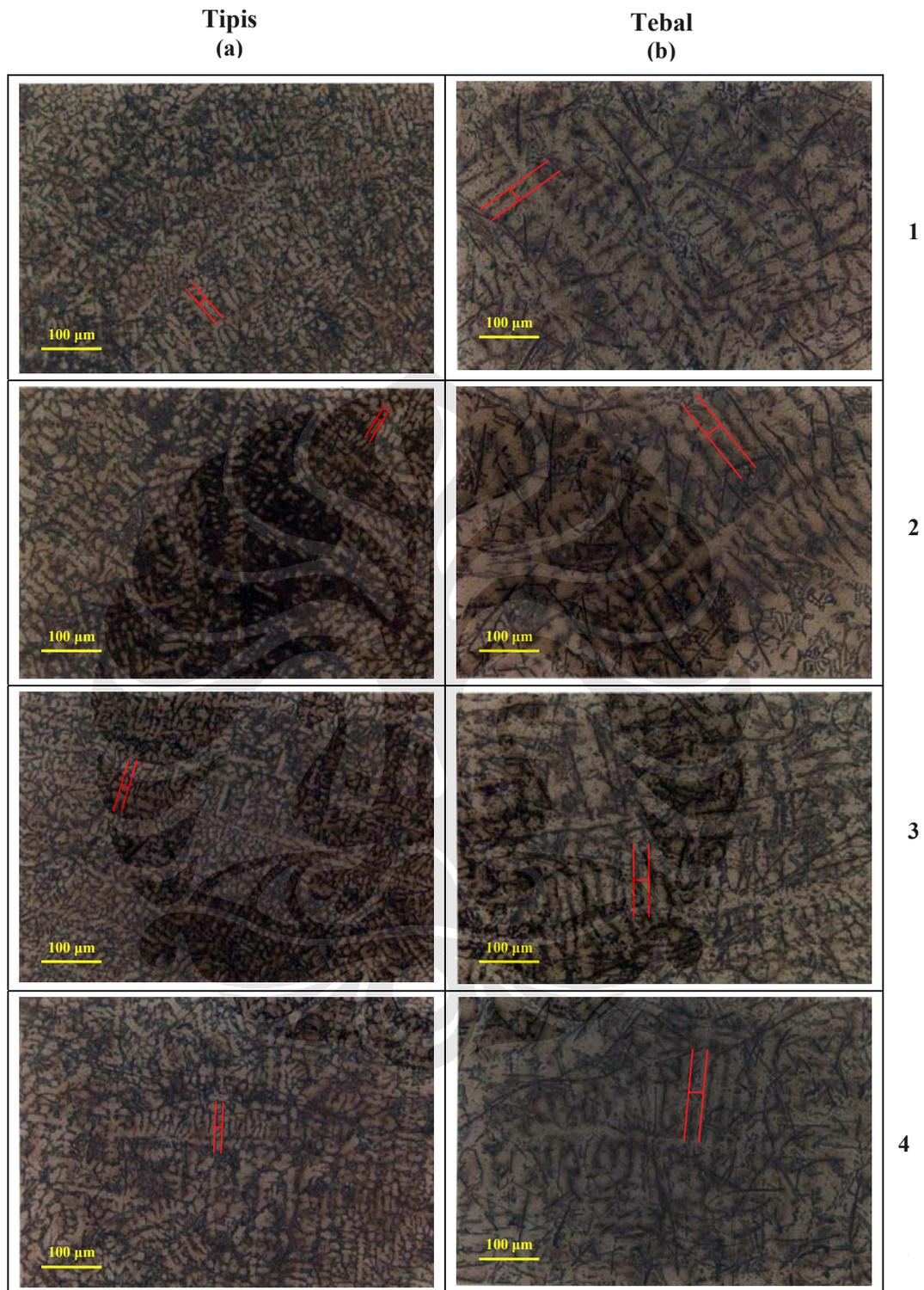
Gambar 4.5. Perbandingan nilai kekerasan antara sampel bagian tipis (warna biru) dan tebal (warna merah) dengan variabel waktu *fading*

4.2 PENGARUH WAKTU *FADING* TERHADAP STRUKTUR MIKRO PADUAN AC4B DENGAN PENAMBAHAN 0,05 wt. % Ti

4.2.1 Pengamatan Mikroskop Optik

Semua paduan logam memiliki beberapa partikel fasa sekunder. Struktur mikro dari paduan aluminium dipengaruhi oleh komposisi, kecepatan pembekuan serta perlakuan panas (HT). Pada reaksi solidifikasi paduan Al-Si hipoeutektik terjadi urutan mekanisme pengendapan fasa yang diawali dengan pembentukan jaringan dendritik α -aluminium, diikuti oleh reaksi eutektik Al-Si dan diakhiri dengan pengendapan fasa kedua eutektik seperti Mg_2Si dan Al_2Cu . Sebagai tambahan dari reaksi utama di atas terjadi juga pengendapan fasa yang mengandung Mn dan Fe. Fasa yang paling sering muncul pada paduan Al-Si adalah fasa Al_3FeSi (terbentuk pada pembekuan lambat) dan $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ (terbentuk pada pembekuan cepat). Dengan demikian komposisi Al-Si hipoeutektik (kadar Si dibawah 11,7 %) memiliki struktur utama berupa fasa primer dendritik α -aluminium, kristal silikon yang tidak larut dalam fasa α -aluminium dan juga fasa intermetalik berupa $Al(Fe,Mn)Si$ dan $CuAl_2$. Fasa intermetalik di sini merupakan fasa kedua yang mengendap pada paduan aluminium, yang terbentuk sebagai akibat dari komposisi kimia yang melebihi batas kelarutannya. Tanda kurung pada penulisan fasa $Al(Fe,Mn)Si$ disebabkan karena Fe dan Mn dapat saling tersubstitusi di mana ukuran atom Fe dan Mn yang tidak berbeda jauh.

Pada Gambar 4.6 menunjukkan perbandingan mikro struktur paduan AC4B pada bagian tipis dan tebal setelah penambahan 0,05 wt. % Ti selama waktu *fading* (empat jam) pada perbesaran 200x. Secara keseluruhan, terlihat bahwa pada bagian tipis memiliki jarak DAS yang lebih kecil daripada bagian tebal. Hal ini sesuai literatur di mana pada pembekuan cepat akan menghasilkan jarak DAS yang lebih kecil^[9]. Perhitungan untuk menghitung jarak DAS pada tiap sampel adalah dengan mengukurnya pada 10 jarak DAS yang berbeda – beda setelah itu nilai DAS diambil dengan merata-ratakannya. Nilai DAS tersebut terlihat pada Tabel 4.3.



Gambar 4.6. Foto struktur mikro paduan AC4B pada sampel (a) bagian tipis dan (b) tebal *cylinder head* setelah penambahan 0,05 wt.% Ti. Perbesaran 200x

Tabel 4.3. Perbandingan jarak DAS dengan waktu *fading* pada sampel bagian tipis dan tebal

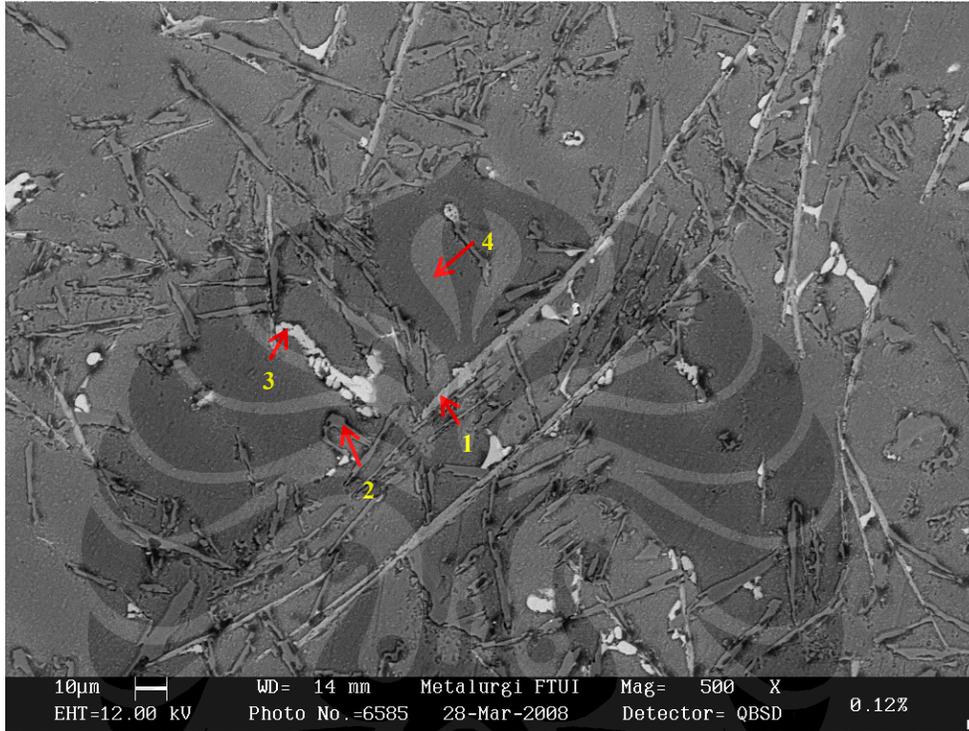
Waktu <i>fading</i> (jam)	Jarak DAS Tipis (μm)	Jarak DAS Tebal (μm)
0	12,61	23,9
1	13,73	21,2
2	14,95	23,0
3	12,68	23,5
4	11,34	21,1

Pada Gambar 4.6a, yaitu sampel pada bagian tipis, tidak terlihat begitu jelas adanya fasa intermetalik, hal ini disebabkan karena pembekuan yang cepat sehingga atom unsur belum sempat berdifusi dengan unsur yang lain membentuk fasa intermetalik. Pada Gambar 4.6b terlihat adanya jarum – jarum yang berbentuk seperti jaringan (*network-like*) dan jarum tersebut menyebar di seluruh fasa, hal ini menunjukkan fasa $\beta\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ (akan dibahas pada pembahasan SEM/EDS). Selain itu, juga terdapat fasa berbentuk *chinese script* yang kemungkinan besar adalah $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ serta fasa AlSi yang berbentuk serpihan. Di antara dendrit terlihat adanya fasa intermetalik. Hal ini menunjukkan adanya pengaruh *grain refiner* sebagai mendistribusikan fasa intermetalik secara merata dengan mengurangi ruang interdendritik sehingga fasa intermetalik yang mengisi ruang interdendritik tersebar secara merata di seluruh material. Akhirnya, dapat meningkatkan kekuatan mekanis serta mengurangi cacat *shrinkage* akibat pembekuan yang tidak seragam. Selain itu, tidak terlihat adanya perubahan morfologi mikrostruktur yang terlalu berlebihan pada waktu *fading*. Hal ini disebabkan pengaruh *grain refiner* yang semakin melemah.

4.2.2 Pengamatan SEM dan EDS

Dari hasil pengujian SEM menggunakan *Back Scattered Electron* (BSE) yang ditunjukkan pada Gambar 4.7 terlihat bahwa struktur paduan Al-Si-Cu terdiri atas matriks aluminium kristal silikon eutektik serta fasa – fasa intermetalik. Untuk mengetahui fasa – fasa yang ada dengan menggunakan SEM dapat dilihat dengan membedakan warna dan morfologinya serta dapat membandingkan morfologi yang didapat dengan peta mikrostruktur. Selain itu, dengan

menggunakan EDS yang terintegrasi pada alat SEM dapat membantu untuk mengetahui kandungan senyawa suatu fasa intermetalik dengan melihat *peak* yang ada. Setelah itu, akan ada persentase kandungan unsur dalam senyawa tersebut sehingga dapat memperkirakan senyawa fasa intermetalik tersebut.



Gambar 4.7. Hasil pengujian SEM paduan AC4B dengan penambahan 0,05 wt.% Ti

Pada pengamatan SEM terhadap paduan AC4B dengan penambahan 0,05 wt.% Ti (Gambar 4.7) terdapat fasa intermetalik berwarna abu – abu berbentuk jarum yang mengindikasikan fasa tersebut β -Al(Fe,Mn)Si^[15]. Fasa ini yang menyebabkan bentuk perpatahan pada uji tarik adalah getas. Sedangkan apabila fasa intermetalik tersebut berbentuk *chinese script* maka fasa tersebut adalah α -Al(Fe,Mn)Si. Perbedaan kedua fasa tersebut terbentuk akibat pembekuan yang berbeda. Selain itu, terbentuk terjadinya kedua fasa tersebut karena kelarutan unsur Fe dan Mn yang rendah pada aluminium yaitu kelarutan Fe adalah 1.87 wt.% Al dan Mn 1.95 wt.% Al. Ada juga fasa intermetalik yang berwarna terang (putih) yang merupakan fasa Al₂Cu. Morfologi dari fasa ini berbentuk besar

(*blocky*) dan asikular. Morfologi Si-eutektik terlihat seperti batangan dan menyebar pada maktriks Al.

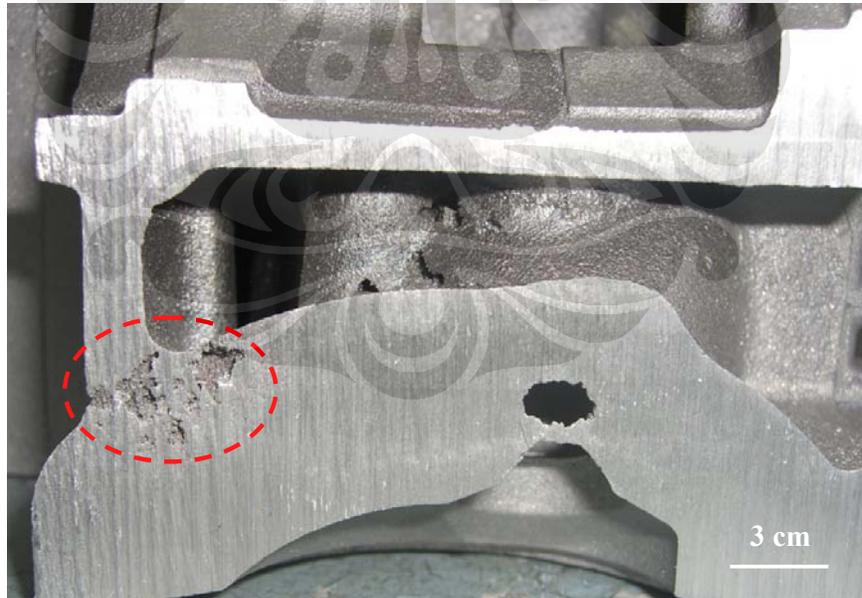
Komposisi dari fasa intermetalik tersebut diperoleh dengan menggunakan *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS) yang terintegrasi pada alat *Scanning Electron Microscope* (SEM). Dengan melihat pada peta mikrostruktur dan membandingkannya dengan komposisi yang didapat dari EDS, maka dapat diperkirakan fasa intermetalik yang ada. Pada Gambar 4.7, ada empat fasa yang ingin diperkirakan fasa apa yang terjadi dengan menggunakan alat EDS. Hasilnya ada pada Tabel 4.4 yang menunjukkan persentase berat unsur dari tiap – tiap fasa. Pada fasa nomor 1, fasa yang berwarna abu abu muda merupakan $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ yang berbentuk jarum. Fasa ini menyebabkan sifat yang getas. Pada fasa nomor 2 yaitu bagian yang gelap (*dark*), merupakan kristal AlSi dengan bentuk jarum (*acicular*). Selain bentuk jarum ada juga terdapat kristal AlSi yang berbentuk serpihan. Fasa nomor 3 yang berwarna putih menunjukkan Al_2Cu . Fasa Al_2Cu umumnya memiliki bentuk (*blocky*) dan *irregular*. Fasa Al_2Cu merupakan fasa yang terbentuk terakhir pada saat pembekuan karena fasa Al_2Cu akan terbentuk di bawah temperatur *solvus* pada 400 °C. Sedangkan pada fasa nomor 4 merupakan bagian dari dendrit yang menunjukkan maktris Al. Hal ini dikonfirmasi dengan banyaknya persentase Al pada fasa ini. Tidak ada atau tidak terdeteksinya partikel $TiAl_3$ hal ini kemungkinan partikel tersebut larut dalam aluminium atau $TiAl_3$ yang terbentuk memiliki ukuran yang sangat kecil sehingga tidak dapat teramati dengan menggunakan alat SEM/EDS ini.

Tabel 4.4. Hasil pengujian EDS dan perkiraan fasa paduan aluminium AC4B dengan penambahan 0,05 wt.% Ti setelah 2 jam

Fasa	% Berat unsur					Fasa yang mungkin
	Si	Cu	Fe	Mn	Al	
1	13,41	-	23,64	4,45	58,50	β -Al(Fe,Mn)Si
2	92,23	-	-	-	7,77	Si-eutektik
3	-	66,87	-	-	33,13	Al_2Cu
4	1,52	-	-	-	98,48	Matriks Al

4.3 ANALISA PENGARUH PENAMBAHAN 0,05 wt.% Ti TERHADAP CACAT BOCOR PADA *CYLINDER HEAD*

Gambar 4.8 merupakan *cylinder head* yang dibelah menjadi dua bagian dan pada salah satu sisinya terlihat adanya cacat *shrinkage* (garis putus - putus) yang menyebabkan terjadinya kebocoran pada *cylinder head*. Cacat *shrinkage* tersebut terjadi karena ketidakseragaman pembekuan antara bagian luar dan dalam pada *cylinder head*. Pada pembekuan yang cepat akan menyebabkan terdistribusinya pori secara merata dalam batas butir, sedangkan pendinginan yang lambat akan menyebabkan *shrinkage* yang terdistribusi pada daerah interdendritik. Perbedaan kecepatan pembekuan ini akan menghasilkan pori, apabila pori tersebut menembus sampai bagian luar maka akan terjadi kebocoran. Kebocoran tersebut tentunya sangat merugikan mesin kendaraan bermotor karena oli pada *cylinder head* akan keluar dan lama kelamaan akan habis. Hal ini akan mengakibatkan piston akan cepat mengalami keausan. Dengan penambahan *grain refiner* diharapkan dapat menciptakan pembekuan yang seragam sehingga dapat mengurangi cacat *shrinkage* dan porositas.



Gambar 4.8. Cacat *shrinkage* pada bagian *cylinder head* yang menyebabkan kebocoran

Dari total 72 *cylinder head* yang dihasilkan selama 4 jam hanya 24 *parts* saja yang memenuhi standar baik (OK) menurut standar PT. X sedangkan 48

parts yang lain adalah standar tidak baik (NG) karena dimensinya tidak sesuai standar dan banyak cacatnya. Permasalahan ini dikarenakan *dies* yang dipakai untuk membentuk *cylinder head* tidak baik. Setelah itu untuk mengetahui pengaruh *grain refiner* terhadap tingkat kegagalan *cylinder head*, dilakukan pengujian bocor (*leakage test*) terhadap 24 *parts cylinder head* yang baik dan ternyata ada dua buah *cylinder head* yang mengalami kebocoran, yaitu pada jam kedua dan jam ke empat sehingga didapat persentase kegagalannya adalah 8,3 %.

Persentase kegagalan *cylinder head* :

$$\frac{2}{24} \times 100\% = 8,3\%$$

Waktu *fading* tidak memberi pengaruh yang signifikan terhadap kegagalan ini. Hal ini terlihat pada kekerasan pada tiap jam yang cenderung sama sehingga partikel TiAl_3 dianggap terdistribusi dengan baik selama 4 jam dalam memproduksi *cylinder head*. Diperkirakan penambahan *grain refiner* sebesar 0,05 wt. % Ti ini kurang maksimal atau dengan kata lain penambahannya harus lebih banyak dari 0,05 wt. % Ti karena semakin banyak Ti maka akan menghasilkan banyak partikel TiAl_3 yang dapat berperan sebagai nukleat sehingga diharapkan dapat menyeragamkan pembekuan antara bagian tebal dan tipis dalam mengurangi terciptanya *shinkage* akibat ketidakseragaman pembekuan. Selain itu, untuk mencegah terjadinya *shrinkage* dapat diakali dengan pengaturan dimensi *dies* dan pengaturan *gating system* yang baik sehingga *shrinkage* dapat ditentukan keberadaannya dan tidak berada pada *cylinder head*. Akan tetapi, perombakan/pengaturan ulang *dies* dan *gating system* akan memerlukan biaya yang lebih besar bila dibandingkan dengan penggunaan *grain refiner* (Ti).

Banyak peneliti yang mengatakan bahwa untuk pengecoran paduan Al-Si (hipoeutektik) lebih baik menggunakan *grain refiner* yang berbentuk *master alloys* dalam bentuk *rod*, hal ini disebabkan adanya kandungan unsur titanium dan boron sudah jelas sehingga memudahkan perhitungan *material balance* dalam proses pengecoran^{[3][5][23]}.

Selain cacat bocor, ada pula satu buah *cylinder head* yang memiliki cacat *misrun*. Cacat ini terjadi pada jam ke tiga. Cacat *misrun* terjadi karena *dies* tidak menutup dengan rapat sehingga logam aluminium dapat meluap keluar dari *dies* sehingga menghasilkan *cylinder head* yang tidak utuh. Cacat ini dapat dikurangi dengan memakai *dies* yang memiliki dimensi baik dan akurat. Selain itu, kecepatan penuangan dan temperatur harus tinggi.

