

## BAB IV

### HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN

#### 4.1 KARAKTERISTIK PADUAN Al-9Si-2Cu (AC4B) DALAM KONDISI AS CAST

Hasil pengujian komposisi pada sampel *cylinder head* dengan maupun tanpa penghalus butir dapat dilihat pada Tabel 4.1. Data mentah dari uji komposisi dapat dilihat pada Lampiran 1. Kemudian, hasil tersebut dibandingkan dengan standar kandungan pada PT. X<sup>[1]</sup>.

Tabel 4.1 Komposisi sampel uji

Unsur	Komposisi as cast tanpa ditambah penghalus butir (wt. %)			Komposisi as cast dengan penambahan penghalus butir Ti (wt. %)			Komposisi AC4B standar (wt. %)
	Hasil 1	Hasil 2	Rata-rata	Hasil 1	Hasil 2	Rata-rata	
Si	8,957	9,412	<b>9,185</b>	9,127	9,574	<b>9,350</b>	7 – 10
Cu	2,509	2,837	<b>2,673</b>	2,536	2,767	<b>2,652</b>	2 – 4
Mg	0,173	0,222	<b>0,198</b>	0,188	0,181	<b>0,185</b>	0,5 max
Zn	0,547	0,712	<b>0,63</b>	0,590	0,736	<b>0,663</b>	1 max
Fe	0,886	0,658	<b>0,772</b>	0,958	0,659	<b>0,809</b>	1 max
Mn	0,280	0,242	<b>0,261</b>	0,331	0,248	<b>0,290</b>	0,5 max
Ni	0,055	0,049	<b>0,052</b>	0,074	0,042	<b>0,058</b>	0,35 max
Ti	0,029	0,029	<b>0,029</b>	0,039	0,073	<b>0,056</b>	0,2 max
Pb	0,066	0,124	<b>0,095</b>	0,071	0,118	<b>0,095</b>	0,2 max
Sn	0,028	0,043	<b>0,36</b>	0,028	0,040	<b>0,034</b>	0,1 max
Cr	0,028	0,021	<b>0,021</b>	0,027	0,021	<b>0,024</b>	0,2 max

Kandungan Si pada paduan Al-9Si-2Cu tanpa penghalus butir adalah 9,185 wt. %, sedikit lebih rendah daripada paduan dengan penambah penghalus butir yaitu 9,350 wt. %. Perbedaan ini tidak memiliki pengaruh yang signifikan pada penelitian ini karena jumlah tersebut masih dalam kisaran komposisi standar yang diperbolehkan. Hal yang sama juga terjadi pada unsur dominan yang lain yaitu Cu dan Mg, yang dapat dilihat pada Tabel 4.1.

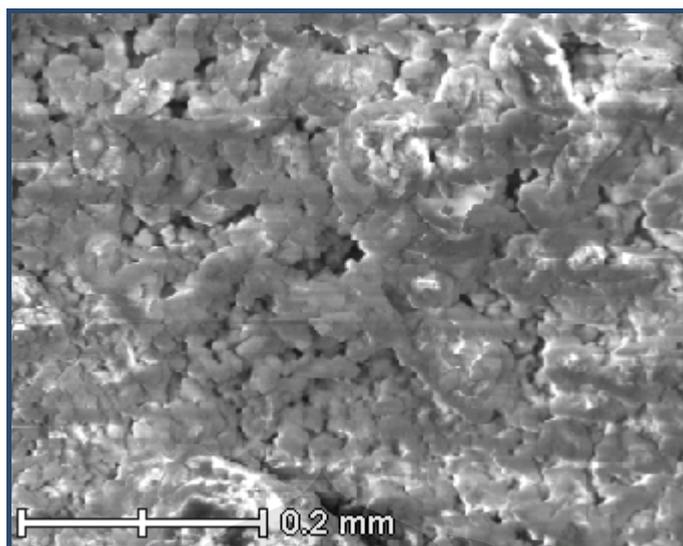
Perhatian perlu difokuskan pada kandungan Ti, yaitu 0,029 dan 0,056 wt. % masing-masing pada paduan tanpa dan dengan penambahan penghalus butir. Dengan kata lain, presentase Ti yang ditambahkan pada penelitian ini adalah sebesar 0,027 wt. %. Padahal, target awal penambahan Ti adalah sebesar 0,036 wt. %. Jadi, penambahan Ti yang terjadi jauh dibawah target yang diharapkan berarti bahwa asumsi kandungan Ti di dalam penghalus butir sebesar 30 % adalah salah.

Menurut Tabel 4.1, perbedaan kandungan titanium pada kondisi *as cast* tanpa dan dengan penghalus butir menunjukkan keberhasilan proses penambahan penghalus butir dengan jumlah penambahan Ti sebesar 0,027 wt.% pada saat pengecoran. Untuk mengkonfirmasi kandungan Ti didalam penghalus butir, dilakukan analisa mikrostruktur dan SEM x-ray *mapping* yang hasilnya dapat dilihat pada gambar 4.1. Kemudian, komposisi hasil x-ray *mapping* pada tersebut dapat dilihat pada Tabel 4.2. Gambar 4.1 memperlihatkan penghalus butir dengan perbesaran sebanyak 800 kali, menunjukkan struktur yang mirip dengan struktur garam. Hal ini sesuai dengan hasil dari analisa kualitatif bahwa penghalus butir ini mengandung unsur-unsur penyusun garam yaitu Na, F, K, dan Cl

Berdasarkan hasil SEM x-ray *mapping* (Tabel 4.2) yang dilakukan pada penghalus butir, kandungan Ti adalah 14,95 wt.%. Dengan melakukan perhitungan *material balance* yang sama seperti pada subbab 3.3.1, kandungan Ti berdasarkan analisa SEM x-ray *mapping* dalam seluruh aluminium adalah sebagai berikut:

$$\text{Berat Ti dalam master alloy} = 14,95 \% \times 600 \text{ g} = 89,64 \text{ g}$$

$$\text{Kandungan Ti dalam aluminium} = (89,64 \text{ g} / 500.000 \text{ g}) \times 100\% = 0,018 \text{ wt. \%}$$



Gambar 4.1. Mikrostruktur dari penghalus butir

Tabel 4.2 Komposisi penghalus butir berdasarkan analisa kuantitatif SEM x-ray mapping

Unsur	Rata 1 (wt. %)	Rata 2 (wt. %)	Rata – rata Komposisi (wt. %)
F	33,12	34,51	34,15
Na	-	0,55	0,55
Cl	1,06	1,62	1,34
K	33,64	32,02	32,84
Ti	15,17	14,72	14,95
Al	sisia	sisia	sisia

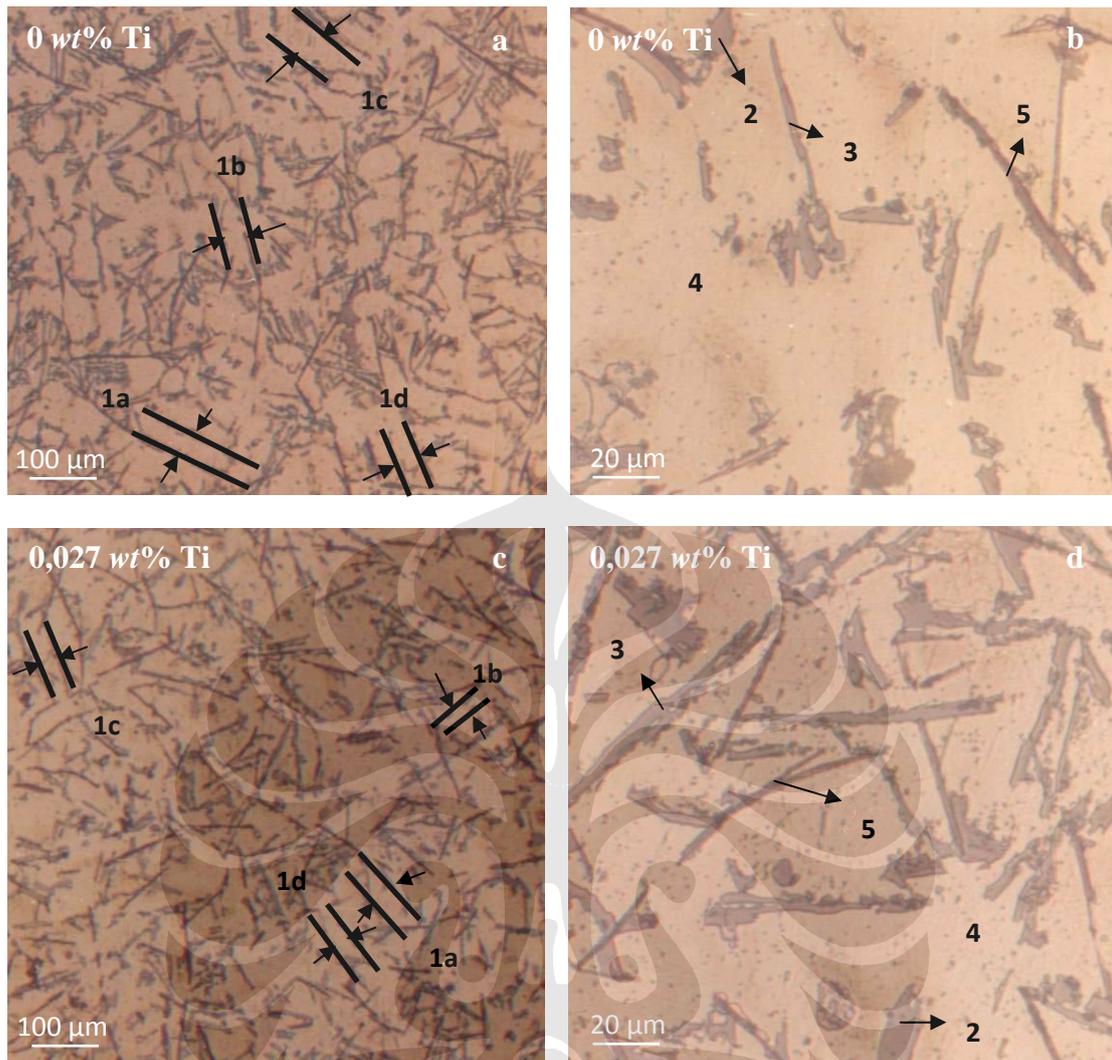
Sampel tanpa dan dengan penambahan Ti (lihat Tabel 4.1), dimana penambahan Ti adalah 0,027 wt. %, dibandingkan dengan pengukuran komposisi Ti yang ditambahkan menurut analisa SEM x-ray mapping, yaitu 0,018 wt. %, terdapat perbedaan hasil sebesar 30 %. Ketidaksesuaian ini dikarenakan kemampuan x-ray mapping yang digunakan kurang memadai dalam menganalisa secara kuantitatif. Oleh karena itu, dalam penelitian ini dikatakan bahwa penambahan penghalus butir yang terjadi adalah 0,027 wt. % Ti.

Adapun kandungan B tidak terdeteksi keberadaannya, menunjukkan bahwa tidak adanya penambahan komposisi B pada penghalus butir. Selain itu juga, keadaan

ini membatasi penelitian tentang adanya proses penghalusan butir oleh boron. Dengan demikian, secara keseluruhan, kandungan pada paduan Al-9Si-2Cu (AC4B) yang dipakai pada penelitian ini masih dalam batas yang sesuai. Hal ini menandakan bahwa *ingot* aluminium terlebur dengan baik tanpa ada inklusi yang berlebih dari luar.

Nilai kekerasan paduan Al-9Si-2Cu pada kondisi *as-cast* adalah 90 BHN dan 92 BHN, masing-masing untuk paduan tanpa dan dengan penambahan Ti. Jadi, pada penelitian ini terlihat bahwa penambahan Ti sebesar 0,027 wt. % meningkatkan kekerasan sebesar 2 BHN. Hal ini sesuai dengan literatur<sup>[3]</sup> bahwa dengan penambahan Ti sebagai penghalus butir akan meningkatkan kekerasan, disebabkan oleh mengecilnya ukuran lengan jarak dendrit. Hal ini di konfirmasikan melalui foto struktur mikro seperti tampak pada Gambar 4.2.

Berdasarkan Tabel 4.3, rata-rata jarak lengan dendrit pada sampel tanpa dan dengan penambahan Ti masing-masing adalah 38,75  $\mu\text{m}$  dan 26,25  $\mu\text{m}$ . Ini menunjukkan bahwa terjadi pengecilan ukuran jarak lengan dendrit sebesar 32,26 %. Selain itu, secara keseluruhan, sampel tanpa penambahan penghalus butir (0 wt. % Ti) pada Gambar 4.2 memiliki jarak lengan *dendrit* yang cenderung lebih renggang daripada sampel dengan penambahan 0,027 wt. % Ti. Perbedaan ini yang menyebabkan kekerasan pada sampel tanpa penambahan penghalus butir lebih rendah dari pada sampel dengan penambahan 0,027 wt. % Ti karena semakin kecil jarak lengan *dendrit*, maka akan semakin tinggi nilai kekerasan. Hal ini disebabkan bahwa dengan semakin pendek jarak antar *dendrit*, maka fasa yang terbentuk akan semakin banyak. Jika semakin banyak fasa yang terbentuk maka kekuatan ikatan fasa dengan matrik akan semakin tinggi. Efek penghalus butir yang memperkecil jarak antar fasa menyebabkan banyak terbentuk jarak antar lengan *dendrit*<sup>[14]</sup>.



Gambar 4.2. Mikrostruktur paduan aluminium Al-9Si-2Cu kondisi *as cast*; dengan penambahan penghalus butir (a-b) 0 wt. % Ti; (c-d) 0,027 wt. % Ti

Tabel 4.3 Besar jarak lengan *dendrit*

Nomor jarak lengan <i>dendrit</i>	Sampel tanpa penghalus butir ( $\mu\text{m}$ )	Sampel dengan penghalus butir 0,027 wt. % Ti ( $\mu\text{m}$ )
1a	30	30
1b	40	20
1c	50	25
1d	35	30
Rata-rata	38,75	26.25

Besar kecilnya lengan jarak dendrit ditunjukkan oleh tanda 1a sampai 1d. Untuk nilai besar kecilnya jarak lengan dendrit terdapat pada Tabel 4.3. Nomor 2 merupakan kristal AlSi berbentuk serpihan, nomor 3 menunjukkan struktur jarum AlSi, nomor 4 menunjukan matriks Al, sedangkan nomor 5 menunjukkan struktur jarum AlFeSi<sup>[16]</sup>. Nomor 3 dan 5 merupakan sama-sama struktur jarum, tapi yang membedakan adalah pada nomor 5 bentuk jarumnya lebih kecil dibandingkan dengan nomor 3. Hal ini disebabkan adanya unsur Fe yang bersenyawa membentuk AlFeSi<sup>[16]</sup>.

Umumnya, mikrostruktur yang terbentuk memiliki bentuk yang sama pada kedua gambar, yaitu berupa struktur jarum dan serpihan yang tersebar pada matriks aluminium. Struktur jarum diidentifikasi sebagai kristal AlSi dan AlFeSi (dijelaskan selanjutnya pada subbab 4.5) sedangkan struktur serpihan diidentifikasi sebagai AlSi kristal. Walaupun sebagai fasa AlSi kristal yang sama, pengaruh bentuk jarum menimbulkan kekuatan dan kekerasan yang lebih besar dari pada bentuk serpihan<sup>[16]</sup>. Struktur jarum AlFeSi memberikan sifat yang merusak sifat mekanis karena sangat brittle dan mengurangi ketahanan korosi<sup>[17]</sup>. Untuk mengetahui pengaruh penambahan Ti pada mikrostruktur yang terbentuk, dilakukan analisa SEM/EDS yang akan dijelaskan pada subbab 4.5.

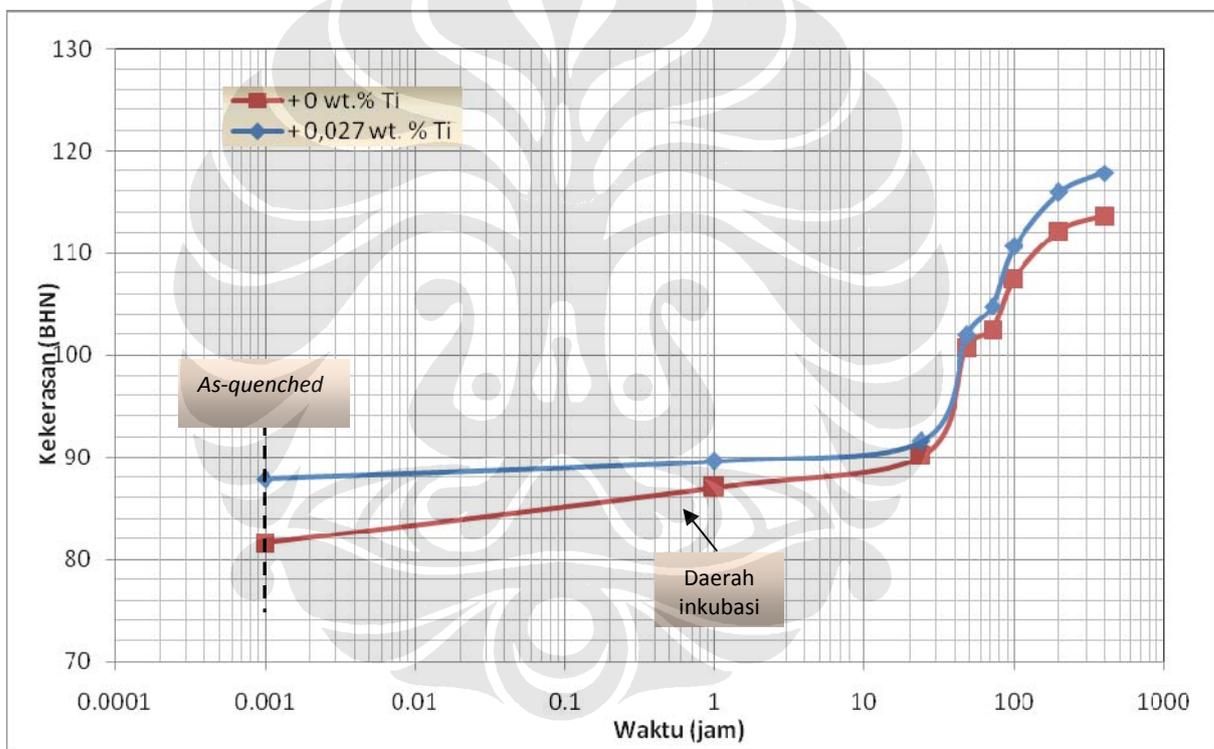
Tabel 4.4 Kisaran nilai kekerasan standar pada PT X<sup>[1]</sup>

Rockwell B (HRB)	Brinell (BHN)
40 – 65	80 – 111

Nilai kekerasan standar produksi sebuah *cylinder head* pada PT. X disajikan pada Tabel 4.4, dengan konversinya terhadap standar brinell (BHN). Berdasarkan kekerasan pada kondisi *as-cast* yang terjadi, yaitu 90 dan 92 BHN pada sampel tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti, memperlihatkan bahwa nilai kekerasan lebih tinggi dari nilai kekerasan minimum menurut standar, yaitu 80 BHN. Hal ini menandakan bahwa proses pengecoran berjalan dengan baik.

#### 4.2 PENGARUH PENUAAN ALAMI ( $28 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ ) PADA PADUAN Al-9Si-2Cu TANPA DAN DENGAN PENAMBAHAN 0,027 wt. % Ti

Setelah dilakukan *solution treatment* dan *quenching*, paduan Al-9Si-2Cu dibiarkan pada temperatur ruang yaitu  $28 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$  selama 400 jam waktu penuaan agar dapat dibandingkan dengan penuaan buatan. Respon paduan penuaan alami tanpa dan dengan penambah penghalus butir 0,027 wt. % Ti tersebut dapat dilihat pada Gambar 4.3. Kedua kurva tersebut belum memunculkan puncak kurva. Hal ini menunjukkan bahwa belum terjadinya nilai kekerasan maksimal pada proses penuaan alami yang terjadi. Selain itu, pada Gambar 4.3, terlihat adanya daerah inkubasi selama kurang lebih 24 jam.



Gambar 4.3. Respon pengerasan penuaan paduan Al-9Si-2Cu pada temperatur  $28 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$

Pada Gambar 4.3, nilai kekerasan kondisi *as-quenched* masing-masing pada paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti yaitu 81,5 dan 87,8 BHN, lebih rendah dari kondisi *as-cast*, yaitu 90 dan 92 BHN. Perbedaan selisih nilai kekerasan sebanyak 8,5 dan 4,8 BHN menandakan proses *quenching* setelah *solution treatment* membuat nilai kekerasan menurun terhadap kekerasan kondisi

*as-cast*. Hal ini disebabkan proses *quenching* membuat paduan menjadi *supersaturated solid solution* dimana memiliki banyak *vacancy* yang memberikan imbas kepada penurunan nilai kekerasan dibandingkan pada kondisi *as-cast*.

Gambar 4.3 menunjukkan bahwa penambahan penghalus butir 0,027 wt. % Ti menyebabkan peningkatan nilai kekerasan *as-quenched* dari 81,5 BHN menjadi 87,8 BHN. Selain itu, pada nilai kekerasan tertinggi yang berhasil dicapai saat 400 jam, nilai kekerasan paduan tanpa penghalus butir sebesar 113,7 BHN lebih kecil dari paduan dengan penghalus butir 0,027 wt. % Ti sebesar 117,9 BHN. Kenaikan 7,73 % pada kondisi *as-quenched* dan 3,7 % pada kondisi jam ke-400 setelah adanya penambahan penghalus butir 0,027 wt. % Ti menunjukkan bahwa adanya penghalus butir 0,027 wt. % Ti dapat meningkatkan kekerasan.

Selisih nilai kekerasan pada kondisi *as-quenched* antara tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti adalah 6,3 BHN. Selisih kekerasan tersebut lebih besar dari selisih pada kondisi *as-cast* yaitu 2 BHN. Hal ini menandakan peningkatan kekerasan akibat pengaruh *quenching* pada penambahan Ti. Sesuai literatur<sup>[18]</sup>, bahwa jari-jari atom Ti yang lebih besar dari Al ( $r_{Ti} = 140 \text{ pm}$ ;  $r_{Al} = 125 \text{ pm}$ ) akan mempengaruhi *vacancy* yang terbentuk, dimana pada paduan dengan kandungan Ti yang lebih banyak, *vacancy* akan lebih banyak terbentuk dan berpengaruh untuk memicu perubahan nilai kekerasan. Hal ini menyebabkan selisih nilai kekerasan pada *as-quenched* lebih besar dibandingkan pada *as-cast*.

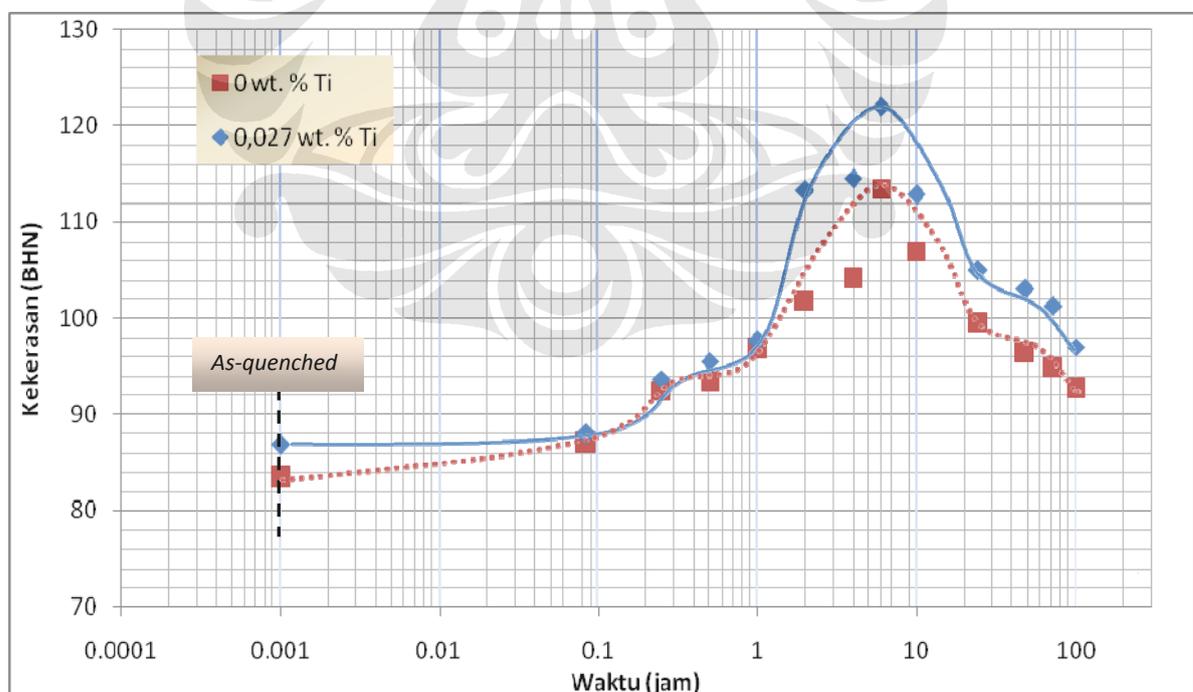
Seperti pada kondisi *as-quenched*, selisih nilai kekerasan kondisi 400 jam setelah penuaan antara tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti adalah 4,2 BHN. Nilai selisih yang lebih besar dari pada saat kondisi *as-cast* ini disebabkan jari-jari atom Ti yang lebih besar dari Al, dimana keberadaan Ti meningkatkan jumlah *vacancy* yang kemudian memicu terjadinya pengendapan presipitat, dimana akan memicu nilai kekerasan menjadi lebih tinggi pada saat penuaan.

Mekanisme pengendapan presipitat pada kedua penuaan alami ini tidak dapat diketahui dari grafik kekerasan-(log) waktu pada Gambar 4.3, karena tidak terlihat adanya daerah plateau. Sedangkan pada Gambar 4.3 terlihat adanya daerah

inkubasi, dimana pada daerah ini terjadi peningkatan kekerasan yang dibarengi dengan pengurangan *residual stress*.

#### 4.3 PENGARUH PENUAAN BUATAN ( $200 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ ) PADA PADUAN Al-9Si-2Cu TANPA DAN DENGAN PENAMBAHAN 0,027 wt. % Ti

Respon paduan Al-9Si-2Cu tanpa dan dengan penambahan penghalus butir terhadap penuaan buatan dapat dilihat pada Gambar 4.4, menunjukkan nilai kekerasan kondisi *as-quenched* masing-masing pada paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti yaitu 83,4 dan 86,9 BHN, yang lebih rendah dari kondisi *as-cast*, yaitu 90 dan 92 BHN. Perbedaan selisih nilai kekerasan sebanyak 6,6 dan 5,1 BHN menandakan proses *quenching* setelah *solution treatment* membuat nilai kekerasan menurun terhadap kekerasan kondisi *as-cast*. Hal ini disebabkan proses *quenching* membuat paduan menjadi *supersaturated solid solution* dimana memiliki banyak *vacancy* yang terperangkap dan belum terjadi pengerasan presipitasi. Banyaknya *vacancy* memberikan imbas kepada penurunan nilai kekerasan dibandingkan pada kondisi *as-cast*.



Gambar 4.4. Respon pengerasan penuaan paduan Al-9Si-2Cu pada temperatur  $200 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$

Pada awal proses penuaan, panas yang diberikan membuat atom-atom bergetar dan memulai pergerakan membentuk presipitat. Kenaikan suhu dari saat *quenched* hingga 200 °C dan kenaikan waktu yang berkesinambungan menyebabkan atom-atom bergetar lebih intensif, sehingga terus bergerak, melompat dari tempatnya. Pergerakan atom-atom menyebabkan *vacancy* menjadi bertambah. Banyaknya *vacancy* yang muncul menimbulkan banyaknya presipitat, sehingga laju kekerasan akan meningkat<sup>[19]</sup>.

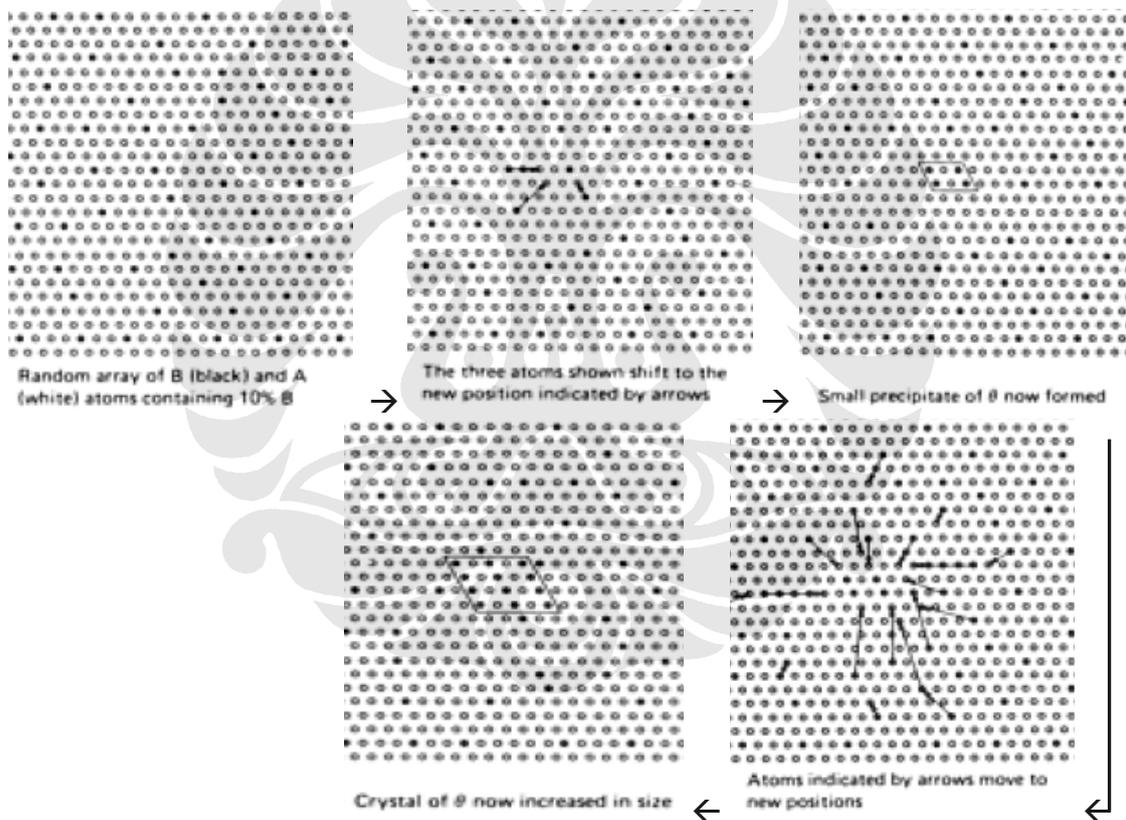
Berdasarkan Gambar 4.4, nilai kekerasan pada kondisi *peakaged* pada paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti adalah 113,5 BHN dan 122,1 BHN yang terjadi sekitar jam ke-6 setelah penuaan. Hal ini menunjukkan bahwa kekerasan maksimal terjadi pada jam ke-6. Nilai kekerasan maksimal terjadi pada keadaan dimana pengendapan presipitasi paling banyak terjadi tanpa diiringi dengan pengerasan pada presipitasi tersebut<sup>[19]</sup>. Adanya penambahan 0,027 wt. % Ti akan meningkatkan nilai kekerasan pada paduan. Namun, terjadinya kondisi *peakaged* pada jam yang sama menandakan bahwa adanya penghalus butir tidak mempengaruhi laju pengerasan.

Perolehan nilai kekerasan maksimal yaitu 113,5 dan 122,1 BHN pada paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti, memperlihatkan nilai kekerasan yang lebih tinggi dari kekerasan maksimal standar PT. X (lihat Tabel 4.4), yaitu 111 BHN. Terjadinya peningkatan 2 BHN dan 11 BHN pada paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti dibandingkan dengan nilai kekerasan maksimal standar, menunjukkan bahwa proses penambahan penghalus butir yang dilanjutkan dengan penuaan selama 6 jam pada temperatur 200 °C dapat dikatakan efektif.

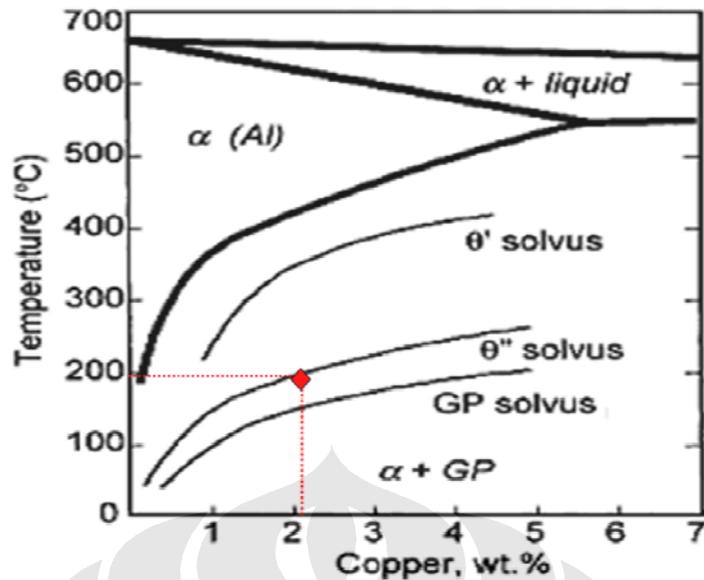
Keadaan dari *as-quenched* hingga *peakaged* (jam ke-6) merupakan keadaan dimana terjadi pertumbuhan presipitat-presipitat pada matriks yang menyebabkan pengerasan. Proses pengerasan ini berdasarkan adanya interaksi atom-atom seperti pada Gambar 4.5 dimana pada awalnya atom-atom bergerak dan berkumpul menjadi presipitat kecil dari  $\theta$ , kemudian secara berkelanjutan, atom-atom terus bergerak dan berkumpul membentuk kristal  $\theta$  yang lebih besar. Pada awalnya, terjadi pembentukan  $\theta'$  dipicu oleh temperatur penuaan 200 °C, sesuai pada

gambar 4.6. Kemudian, terjadi perubahan presipitat  $\theta''$  menjadi presipitat  $\theta'$  yang merupakan bentuk setengah fasa dengan struktur pelat (pipih) dimana koherensi sudah mulai hilang<sup>[15]</sup>. Dari  $\theta'$  akan terbentuk presipitat  $\theta$  dimana koherensi sudah hilang. Perubahan presipitasi ini hanya dapat dilihat dengan mikroskop yang dengan perbesaran yang lebih tinggi (contoh: TEM)<sup>[2]</sup>

Setelah terjadi kekerasan maksimal, seiring dengan bertambahnya waktu, kekerasan akan menurun seperti pada nilai kekerasan setelah penuaan selama 100 jam, yaitu sebesar 92,7 BHN dan 97 BHN pada paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti. Penurunan nilai kekerasan disebabkan karena kedua paduan mengalami pengkasaran fasa (akan dibahas pada subbab 4.5.1 dan 4.5.2).



Gambar 4.5. Skema pembentukan presipitat pada matrik larut jenuh<sup>[19]</sup>



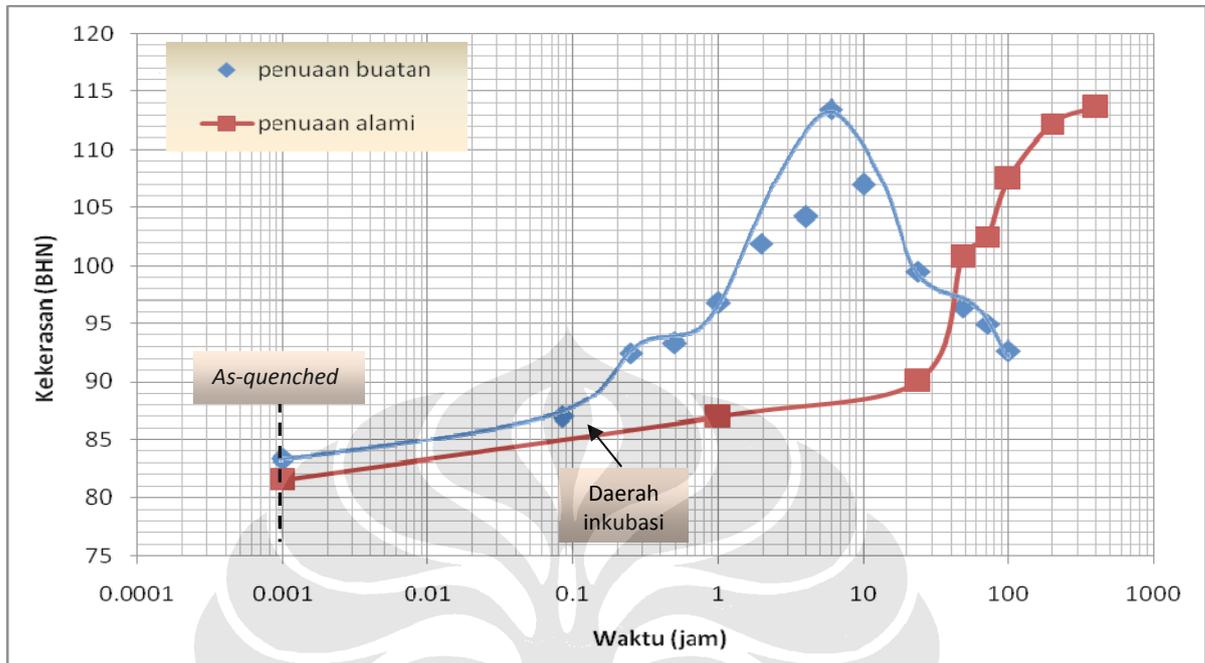
Gambar 4.6. Pembentukan presipitat pada temperatur 200 °C

#### 4.4 PERBANDINGAN RESPON PADUAN Al-9Si-2Cu TERHADAP PENUAAN ALAMI ( $28 \pm 5$ °C) DAN BUATAN ( $200 \pm 5$ °C)

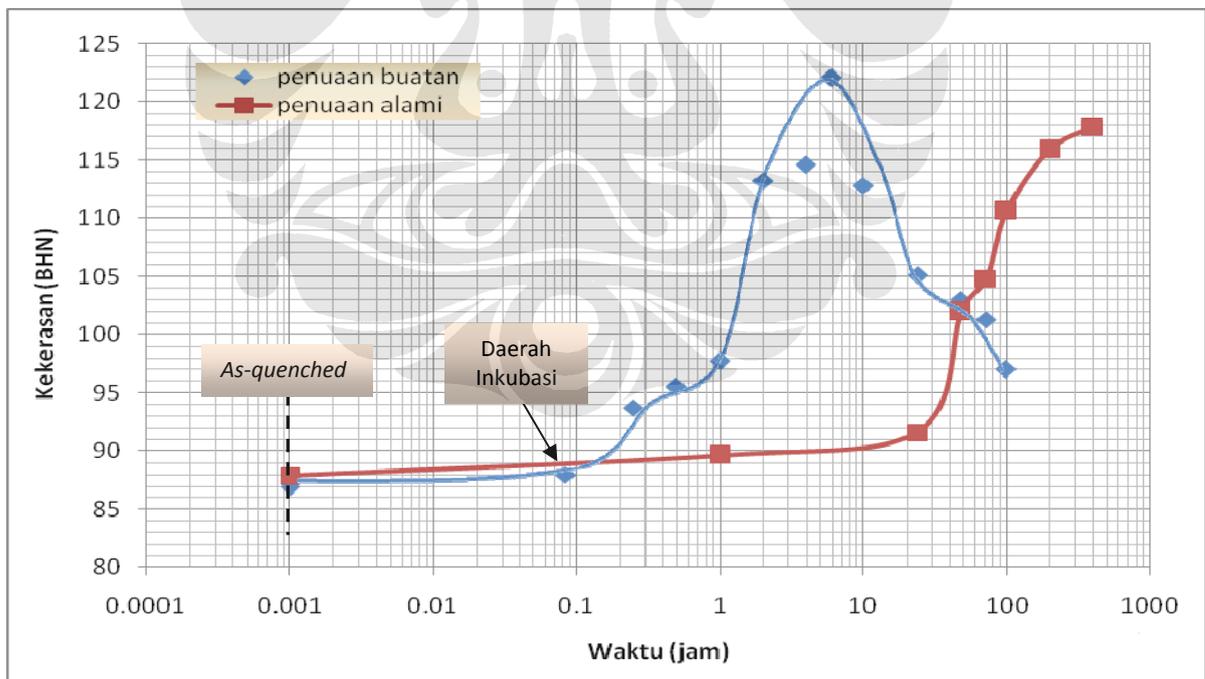
Gambar 4.7 dan 4.8 memperlihatkan respon paduan Al-9Si-2Cu tanpa dan dengan 0,027 wt. % Ti terhadap penuaan alami dan buatan. Berdasarkan Gambar 4.7, nilai kekerasan *as-quenched* paduan Al-9Si-2Cu tanpa penambahan Ti yaitu 81,5 BHN pada penuaan alami dan 83,4 BHN pada penuaan buatan. Sedangkan, pada Gambar 4.8 pada paduan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti didapat nilai kekerasan masing-masing 87,8 BHN dan 86,9 BHN pada penuaan alami dan buatan. Perbedaan kekerasan tersebut masih dianggap perbedaan yang wajar dan tidak signifikan. Dengan kata lain, proses *quenching* pada kedua proses penuaan berjalan dengan baik.

Pada Gambar 4.7, nilai kekerasan maksimal yang berhasil dicapai paduan Al-9Si-2Cu tanpa penambahan Ti yaitu 113,7 BHN pada 400 jam penuaan alami dan 113,5 BHN pada 6 jam penuaan buatan. Hal yang serupa juga terjadi pada paduan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti seperti terlihat pada Gambar 4.8, dimana nilai kekerasan maksimal terjadi pada kondisi yang sama, yaitu pada 400 jam penuaan alami sebesar 117,9 BHN dan 6 jam penuaan buatan sebesar 122,1 BHN. Hal ini

menandakan penambahan penghalus butir tidak mempercepat atau memperlambat laju pengerasan pada proses penuaan alami maupun buatan<sup>[19]</sup>.

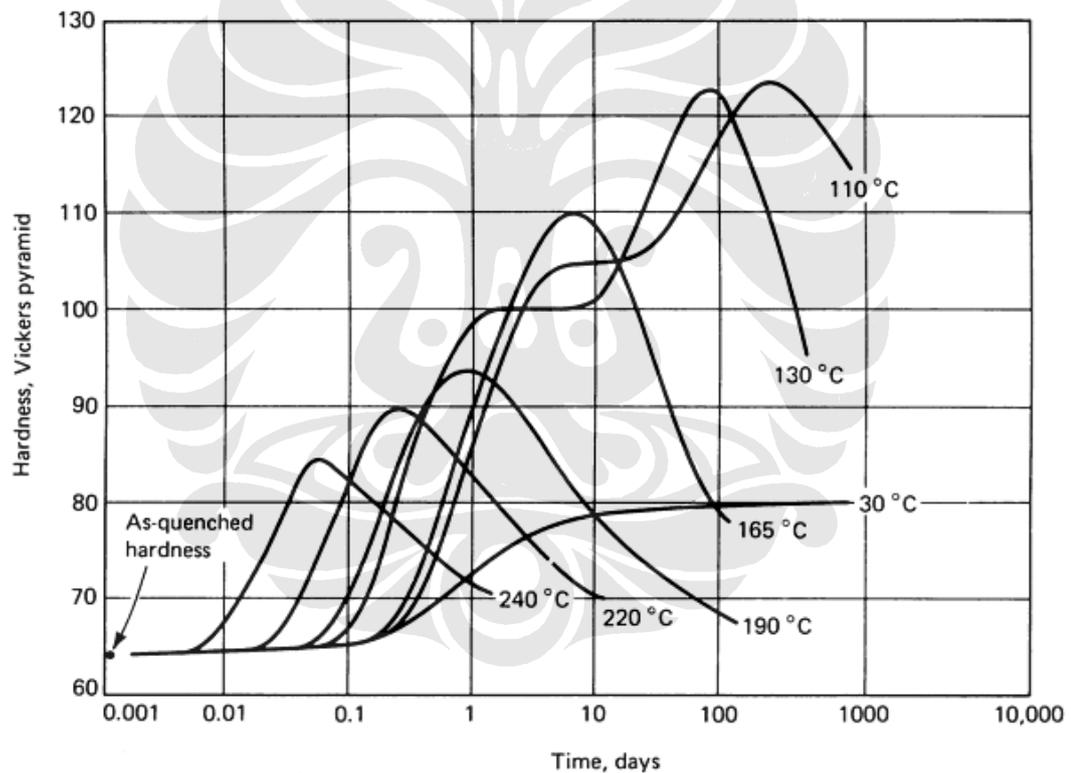


Gambar 4.7. Respon pengerasan penuaan paduan Al-9Si-2Cu



Gambar 4.8. Respon pengerasan penuaan paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti

Sebenarnya, yang mempengaruhi laju pengerasan pada proses penuaan adalah variabel temperatur, dimana pada temperatur penuaan yang tinggi laju pertumbuhan presipitat akan lebih cepat terjadi, sehingga nilai kekerasan maksimal (*peakaged*) lebih cepat tercapai. Namun, penuaan dengan temperatur tinggi menyebabkan laju nukleasi presipitat menjadi lebih rendah, dimana akan menyebabkan kurang meratanya presipitat yang berdampak nilai kekerasan yang dicapai akan menjadi lebih rendah daripada penuaan dengan temperatur yang lebih rendah, seperti terlihat pada Gambar 4.9<sup>[19]</sup>. Sebaliknya, dibandingkan dengan penuaan alami, laju pertumbuhan presipitat akan lebih rendah tetapi laju nukleasi presipitat lebih tinggi. Hal ini menyebabkan nilai kekerasan maksimum akan lebih tinggi dari penuaan buatan tetapi dalam waktu yang lebih lama.



Gambar 4.9. Literatur respon paduan aluminium berbagai penuaan berdasarkan variabel temperatur terhadap nilai kekerasan-waktu<sup>[19]</sup>

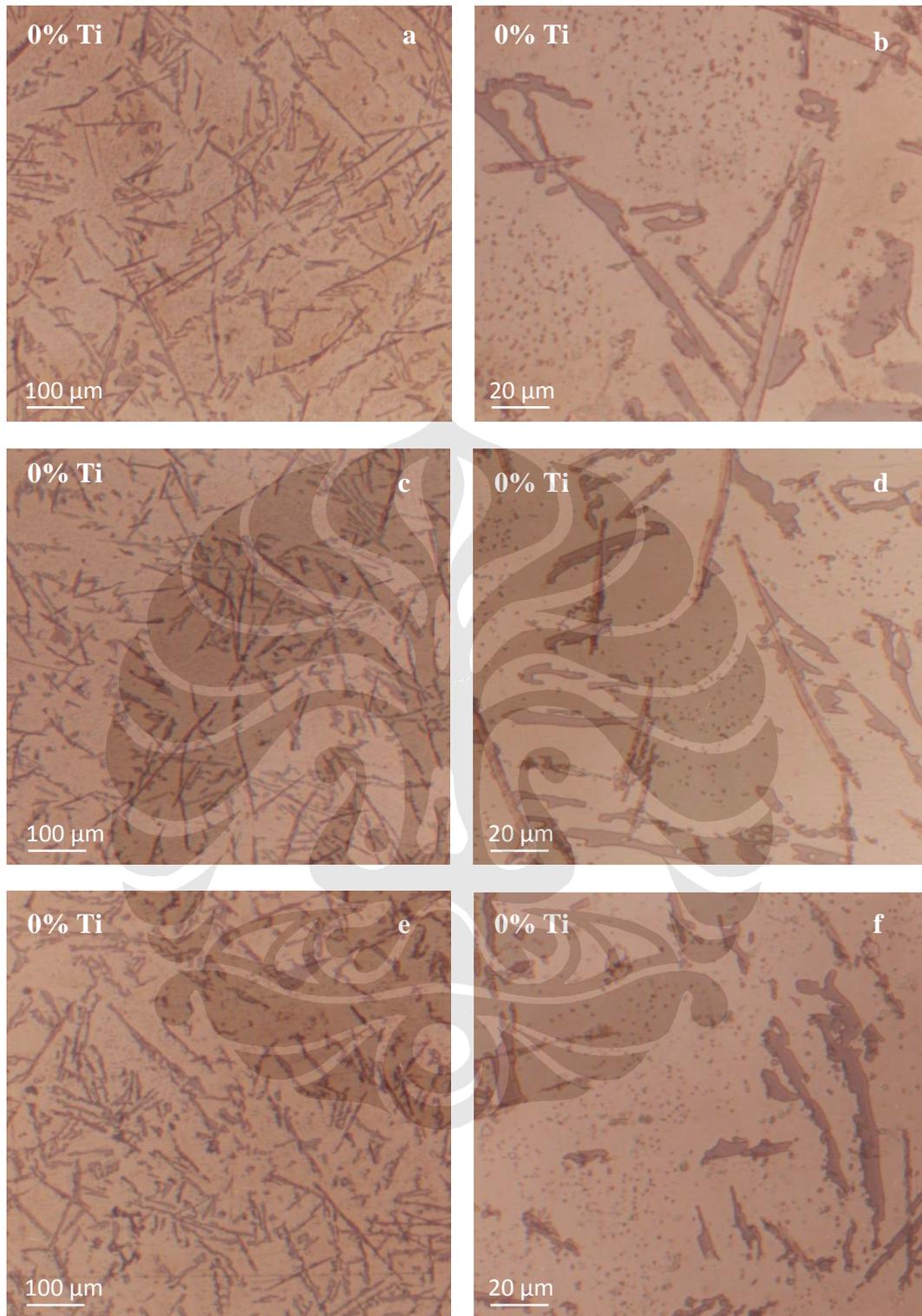
## 4.5. ANALISA MIKROSKOPI ANTARA PADUAN TANPA DAN DENGAN PENAMBAHAN PENGHALUS BUTIR 0,027 wt. % Ti PADA KONDISI OVERAGED PADA TEMPERATUR 200 °C

### 4.5.1 Evolusi Mikrostruktur pada Paduan Al-9Si-2Cu

Gambar 4.10 a, c, dan e merupakan mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu masing-masing pada kondisi *as-quenched*, *underaged* (1 jam), dan *overaged* (10 jam) dengan perbesaran gambar 100 kali. Pengamatan pada ketiga gambar tersebut menunjukkan tidak adanya perbedaan bentuk fasa dan jarak lengan *dendrit* yang signifikan. Hal ini membuktikan bahwa penuaan buatan tidak mempengaruhi jarak lengan *dendrit*.

Mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu kondisi *as-quenched*, *underaged* (1 jam), dan *overaged* (10 jam) dengan perbesaran yang lebih besar (500 kali) disajikan pada Gambar 4.10 b, d, dan f, dengan tujuan untuk melihat lebih jelas perubahan pada bentuk fasanya akibat penuaan buatan.

Struktur yang teridentifikasi pada Gambar 4.10 b, d, dan f sama seperti kondisi *as-cast* pada subbab 4.1 (Gambar 4.2 b dan d), yaitu struktur jarum AlSi, serpihan AlSi, jarum AlFeSi, dan matriks Al. Jika diamati dengan seksama pada Gambar 4.9 b, d, dan f, fasa jarum AlSi dan AlFeSi tidak mengalami perubahan yang signifikan. Sedangkan, struktur serpihan AlSi tidak dapat diamati perubahannya karena tidak representatif pada ketiga gambar, tetapi hanya dapat diamati pada kondisi *as-quenched* (Gambar 4.9 b). Sebenarnya, berdasarkan literatur<sup>[19]</sup>, fasa yang terbentuk akan cenderung lebih halus daripada kondisi *as-quenched* yang terlihat pada antar muka antara fasa pada struktur jarum dan matriks. Penghalusan menyebabkan kekerasan pada *underaged* lebih tinggi daripada *as-quenched*. Menurut Sari<sup>[21]</sup>, perubahan fasa ini akan terlihat jelas pada ukuran mikrostruktur dengan perbesaran yang lebih besar, karena penghalusan ini terjadi dalam skala nano.



Gambar 4.10. Mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu tanpa penambahan Ti pada penuaan buatan dengan temperatur 200 °C selama: (a-b) 0 menit (*as-quenched*); (c-d) 1 jam (*underaged*), dan (e-f) 10 jam (*overaged*)

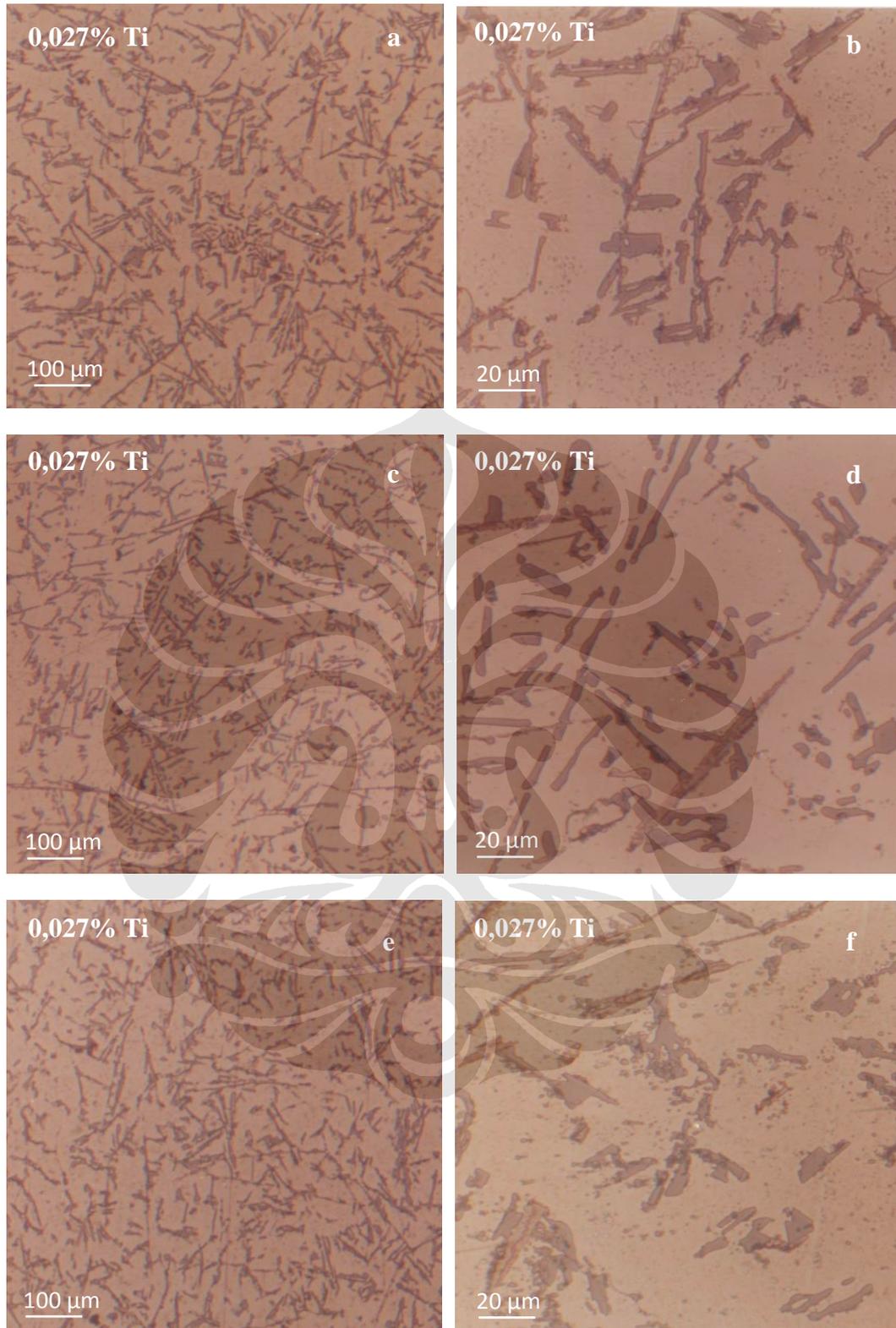
Kondisi *overaged* (Gambar 4.10 f) mempunyai fasa-fasa berukuran hampir sama dengan kondisi *underaged* (Gambar 4.10 d), tetapi memiliki bentuk fasa yang lebih kasar akibat pengkasaran fasa. Pengkasaran fasa merupakan ciri-ciri telah terjadinya *overaged*. Bentuk yang membesar dan kasar ini akan memberikan efek pelunakan pada matrik<sup>[19]</sup>. Seperti halnya proses penghalusan, perubahan mikrostruktur akibat pengkasaran butir akan terlihat lebih jelas pada perbesaran yang lebih besar.

Pada Gambar 4.10 b, d, dan f, terlihat fasa-fasa yang kecil yang merupakan hasil dari presipitat akibat pengerasan presipitasi yang merupakan imbas dari temperatur penuaan yang tinggi (200 °C) yang memicu tingginya pertumbuhan presipitat. Pertumbuhan presipitat pada batas fasa menyebabkan pengkasaran fasa. Semakin banyak presipitat hingga *peakaged*, maka kekerasan akan semakin tinggi. Namun, setelah terjadi *peakaged*, pertumbuhan presipitat menyebabkan pengkasaran fasa sehingga kekerasan akan menurun. Terjadinya presipitat mengakibatkan pengerasan sedangkan pengkasaran butir mengakibatkan kekerasan menurun<sup>[19]</sup>.

#### **4.5.2 Evolusi Mikrostruktur pada Paduan Al-9Si-2Cu dengan Penambahan 0,027 wt. % Ti**

Gambar 4.11 a, c, dan e memperlihatkan mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti pada perbesaran 100 kali, yaitu pada kondisi *as-quenched*, *underaged* (1 jam), dan *overaged* (10 jam). Yang dapat diamati dari ketiga gambar tersebut adalah kemiripan ukuran jarak lengan *dendrit*, dimana tidak terlihat perbedaan ukuran jarak lengan *dendrit* yang signifikan. Hal ini menandakan bahwa ukuran jarak lengan *dendrit* tidak dipengaruhi oleh penuaan melainkan penambahan 0,027 wt. % Ti (dapat dibandingkan dengan mikrostruktur paduan tanpa penambahan Ti pada Gambar 4.10 a, c, dan e)

Mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti perbesaran 500 kali diperlihatkan pada Gambar 4.11 b, d, dan f) masing-masing untuk kondisi *as-quenched*, *underaged* (1 jam), dan *overaged* (10 jam). Seperti pada subbab 4.5.1, penghalusan fasa terjadi pada kondisi *underaged* (Gambar 4.11 d),



Gambar 4.11. Mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti pada penuaan buatan dengan temperatur 200 °C selama: (a-b) 0 menit (*as-quenched*); (c-d) 1 jam (*underaged*), dan (e-f) 10 jam (*overaged*)

dimana fasanya terlihat lebih halus daripada kondisi *as-quenched* (Gambar 4.11 b). Penghalusan pada fasa akan meningkatkan kekerasan<sup>[19]</sup>. Sedangkan, pengkasaran fasa terjadi pada kondisi *overaged*, yaitu Gambar 4.10 f, dimana bentuk fasa terlihat kasar dibandingkan dengan kondisi *as-quenched* dan *underaged*. Pengkasaran fasa ini disebabkan adanya pertumbuhan presipitat pada batas fasa yang dipicu oleh lamanya penuaan<sup>[19]</sup>.

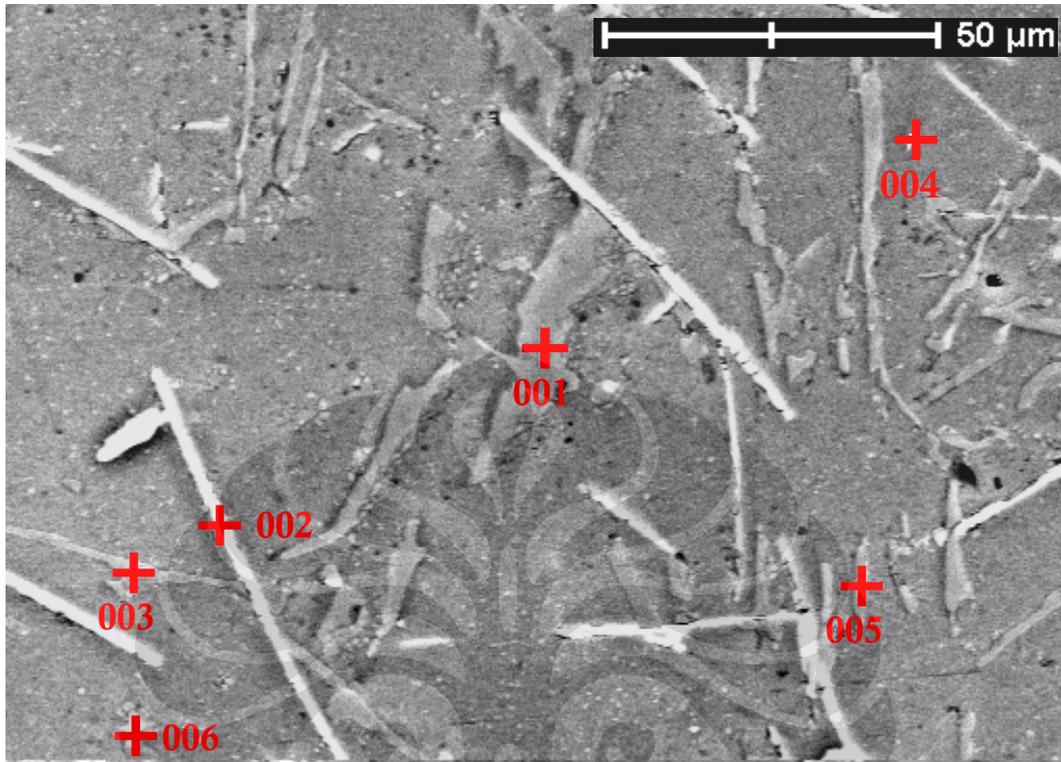
Perbandingan mikrostruktur pada kondisi *as-quenched*, *underaged*, dan *overaged* paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti (Gambar 4.11 a, c, dan e) terhadap paduan tanpa penambahan Ti (Gambar 4.10 a, c, dan e) memperlihatkan fasa fasa yang lebih rapat. Adanya penambahan 0,027 wt. % Ti merupakan faktor yang memicu pembentukan fasa pada saat pengecoran akibat dari fasa-fasa yang banyak terbentuk pada celah-celah lengan dendrit yang lebih pendek sehingga fasa-fasa terlihat terlihat lebih rapat pada gambar mikrostruktur<sup>[10]</sup>. Hal ini dikonfirmasi pada pengamatan mikrostruktur dengan perbesaran 500 kali, dimana pada mikrostruktur paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. Ti (Gambar 4.11 b, d, dan f) terlihat jelas bahwa fasa-fasa yang terbentuk lebih rapat dibandingkan paduan tanpa penambahan Ti (Gambar 4.10 b, d, dan f).

#### **4.5.3 Pengamatan berdasarkan *Scanning Electron Microscopy* dan *Energy Dispersion Spectroscopy***

Pada pengamatan ini, dilengkapi dengan metode EDS agar lebih diketahui kandungan dari fasa-fasa yang terbentuk. Pengamatan dilakukan berdasarkan mikrostruktur pada Gambar 4.12 dan 4.13. Sedangkan, hasil dari EDS disajikan pada Tabel 4.5 dan 4.5, masing-masing untuk paduan tanpa dan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti. Fasa-fasa yang terbentuk pada kondisi *overaged* diamati karena pada keadaan ini memiliki kemungkinan adanya fasa yang telah mengalami *peakaged*, dimana telah terjadi presipitasi dan pelarutan presipitasinya.

Pada pengamatan terhadap Gambar 4.12, terlihat banyak fasa, namun jenis fasa yang sangat dominan yang didukung dengan info dari mode EDS yaitu struktur jarum, struktur *chinese-script*, AlSi, matriks Al, dan Cu<sup>[16]</sup>. Menurut Sari<sup>[18]</sup>, presipitasi yang mungkin terbentuk adalah  $\theta$  CuAl<sub>2</sub>,  $\beta$  Mg<sub>2</sub>Si, dan S Al<sub>2</sub>CuMg.

Namun, dari hasil EDS dan X-Ray *mapping* (sub bab 4.5.4) kemungkinan presipitasi yang teridentifikasi adalah  $\text{CuAl}_2$  dan  $\text{Mg}_2\text{Si}$ .



Gambar 4.12. Mikrostruktur dengan menggunakan SEM/EDS pada paduan Al-9Si-2Cu tanpa penambahan Ti

Tabel 4.5. Komposisi mikro hasil analisa SEM/EDS titik-titik di Gambar 4.11 pada paduan Al-9Si-2Cu tanpa penambahan Ti (wt. %)

No	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Al	Fasa yang mungkin terbentuk
1	69,37	2,309	2,27	0,22	0	0	Sisa	AlSi Kristal
2	15,13	3,103	5,14	25,99	4,79	0,103	Sisa	$\text{Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}_2$
3	54,73	4,19	3,61	0,14	0,25	0,017	Sisa	AlSi Kristal
4	1,315	8,48	9,26	0,63	0,27	0	Sisa	$\beta \text{MgCu}_2\text{Al}$
5	53,79	3,51	3,81	0,20	0,12	0,052	Sisa	AlSi Kristal
6	33,35	8,88	5,33	7,34	2,63	0	Sisa	$\beta \text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$

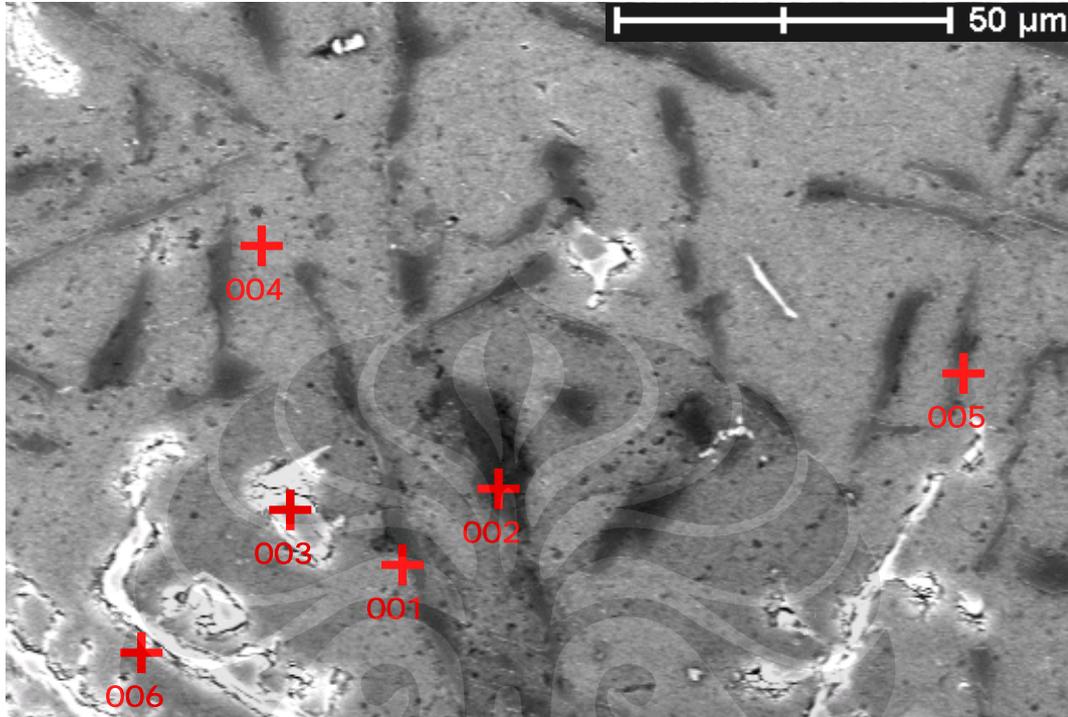
Analisa terhadap jenis fasa yang terbentuk, didasarkan pada komposisi pada tiap titik pada hasil SEM/Eds yang kemudian dilakukan perbandingan dengan

literatur yang ada. Pada Gambar 4.12, diketahui bahwa titik nomor 1 merupakan fasa AlSi Kristal karena memiliki komposisi Si yang dominan. Fasa AlSi kristal ini berbentuk serpihan, seperti yang terlihat pada mikrostruktur berdasarkan pengamatan mikroskop optik. Titik nomor 2 kemungkinan adalah  $\text{Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}_2$ <sup>[20]</sup>, yang memiliki bentuk jarum dan menyebabkan sifat yang getas<sup>[17]</sup>. Titik nomor 3 merupakan kristal AlSi dengan bentuk jarum dengan kandungan Mg dan Cu yang terlarut. Namun, fasa  $\text{MgSi}_2$  dan  $\text{CuAl}_2$  yang tidak terbentuk pada titik nomor 3, kemungkinan disebabkan pada biasanya fasa-fasa ini memiliki bentuk partikel kasar yang bulat<sup>[20]</sup>. Titik nomor 4 kemungkinan adalah  $\beta$  Al yaitu fasa  $\beta$   $\text{Mg}_2\text{Si}$  dan  $\text{CuAl}_2$  yang memiliki Mg dan Cu yang lebih tinggi daripada AlSi yang dapat menyebabkan peningkatan kekuatan pada matrik. Titik nomor 5 merupakan fasa AlSi kristal, tapi memiliki kandungan Mg yang lebih tinggi yang menandakan bahwa Mg akan terdifusi pada fasa AlSi kristal yang lebih kecil. Titik nomor 6 kemungkinan adalah  $\beta$   $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$  yang teridentifikasi dari bentuknya yang berupa partikel kasar<sup>[20]</sup>.

Berdasarkan Gambar 4.13 dan disesuaikan dengan hasil pada Tabel 4.6, didapat bahwa titik nomor 1 dan 2 merupakan fasa AlSi Kristal karena memiliki komposisi Si yang dominan. Titik nomor 3 kemungkinan adalah  $\alpha$ -Fe  $\text{Al}_{12}(\text{MnCuFe})_3\text{Si}_2$  intermetalik<sup>[21]</sup>. Sedangkan titik nomor 4 kemungkinan adalah  $\beta$  Al presipitat yaitu fasa  $\beta$   $\text{MgAl}$  dan  $\text{CuAl}_2$ , memiliki Mg dan Cu yang lebih tinggi daripada Si sehingga meningkatkan kekuatan pada matriks dan memiliki bentuk yang bulat kecil. Titik nomor 5 merupakan fasa AlSi kristal, tapi dengan kandungan Mg, Si yang lebih tinggi, ini menandakan bahwa Mg terdifusi pada fasa Si kristal yang lebih kecil. Sedangkan, titik nomor 6 kemungkinan adalah  $\alpha$ -Fe  $\text{Al}_{12}(\text{MnCuFe})_3\text{Si}_2$ , teridentifikasi dari bentuk intermetalik yang terjadi<sup>[19]</sup>.

Berdasarkan penelitian Hany Ammar<sup>[21]</sup>, fasa yang terbentuk pada proses pengecoran Al-Si setelah dilakukan penuaan adalah fasa intermetalik yaitu kandungan fasa  $\alpha$ -Fe  $\text{Al}_{12}(\text{MnCuFe})_3\text{Si}_2$ ,  $\beta$ -Fe  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ,  $\text{Al}_8\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ , dan  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Kandungan  $\alpha$ -Fe biasanya terlihat pada struktur *chinese script* (titik nomor 6 pada Gambar 4.13) yang berfungsi sebagai peningkat kekuatan matriks dan ketahanan terhadap propagasi retak. Kandungan Mn yang mencolok pada titik nomor 3 dan

nomor 6 pada Gambar 4.13 menimbulkan efek pengontrolan kepada  $\alpha$ -Fe. Adanya fasa  $Mg_2Si$  dan  $CuAl_2$  walaupun tidak signifikan dapat menyebabkan sebagai fasa penguat.



Gambar 4.13 Mikrostruktur dengan menggunakan SEM/EDS pada paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti

Tabel 4.6 Komposisi mikro hasil analisa SEM/EDS titik-titik di Gambar 4.12 pada paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti (wt. %)

No	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ti	Al	Fasa yang mungkin terbentuk
1	61,41	1,42	2,77	0,12	-	0,069	Sisa	AlSi Kristal
2	72,01	1,39	1,81	-	-	0,051	Sisa	AlSi Kristal
3	7,87	12,63	4,029	30,88	9,18	0,103	Sisa	$Al_{12}(MnCuFe)_3Si_2$
4	0,081	5,63	8,08	-	0,119	0,069	Sisa	MgAl
5	70,96	1,99	2,023	-	0,079	0,051	Sisa	AlSi Kristal
6	5,99	7,17	1,72	28,51	11,18	0,067	Sisa	$\alpha$ -Fe $Al_{12}(MnCuFe)_3Si_2$

Pada Gambar 4.12 dan 4.13, terlihat perbedaan pada fasa intermetalik dari kandungan pembentuknya. Pada Gambar 4.12, terdapat kemungkinan fasa

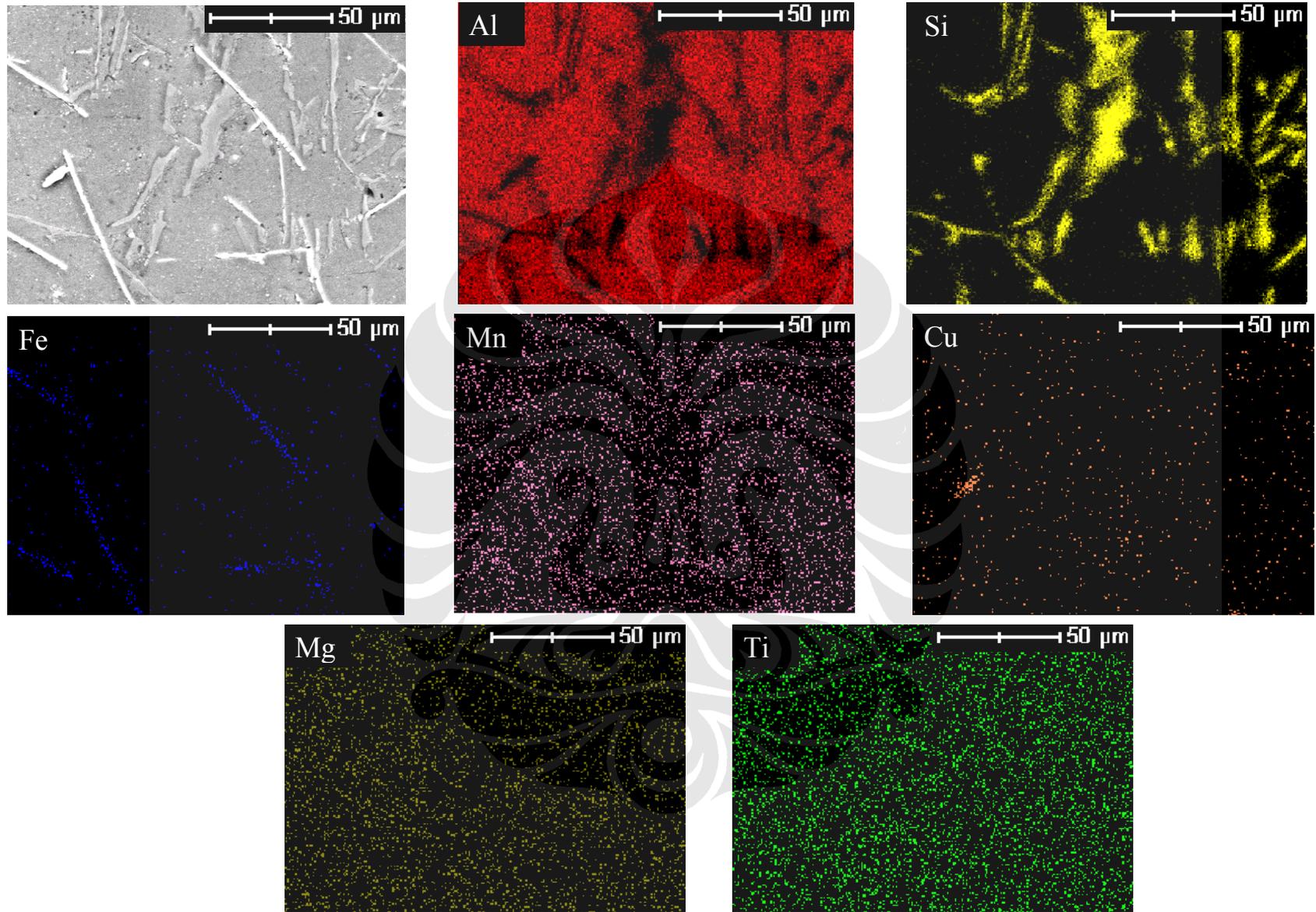
$\text{Al}_3(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ , dan  $\beta \text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$  yaitu pada titik nomor 2 dan 6. Sedangkan pada Gambar 4.13, terdapat kemungkinan fasa  $\alpha\text{-Fe Al}_{12}(\text{MnCuFe})_3\text{Si}_2$ . Dengan bantuan EDS, diketahui pula adanya fasa-fasa  $\beta\text{-Al}$  presipitat yang merupakan hasil pengendapan fasa sekunder  $\text{Al}^{[14]}$ .

Pemberian penghalus butir yang mengandung 0,027 wt. % Ti membuat fasa intermetalik yang lebih kompleks. Penjelasan ini sesuai dengan penelitian Lozano<sup>[15]</sup>, bahwa pengaruh Ti memicu pembentukan intermetalik karena Ti tersebut menjadi inti dari intermetalik tersebut. Hal ini diakibatkan dari Ti yang menyebar, sesuai dengan Tabel 4.6 dimana unsur Ti terdapat pada semua posisi.

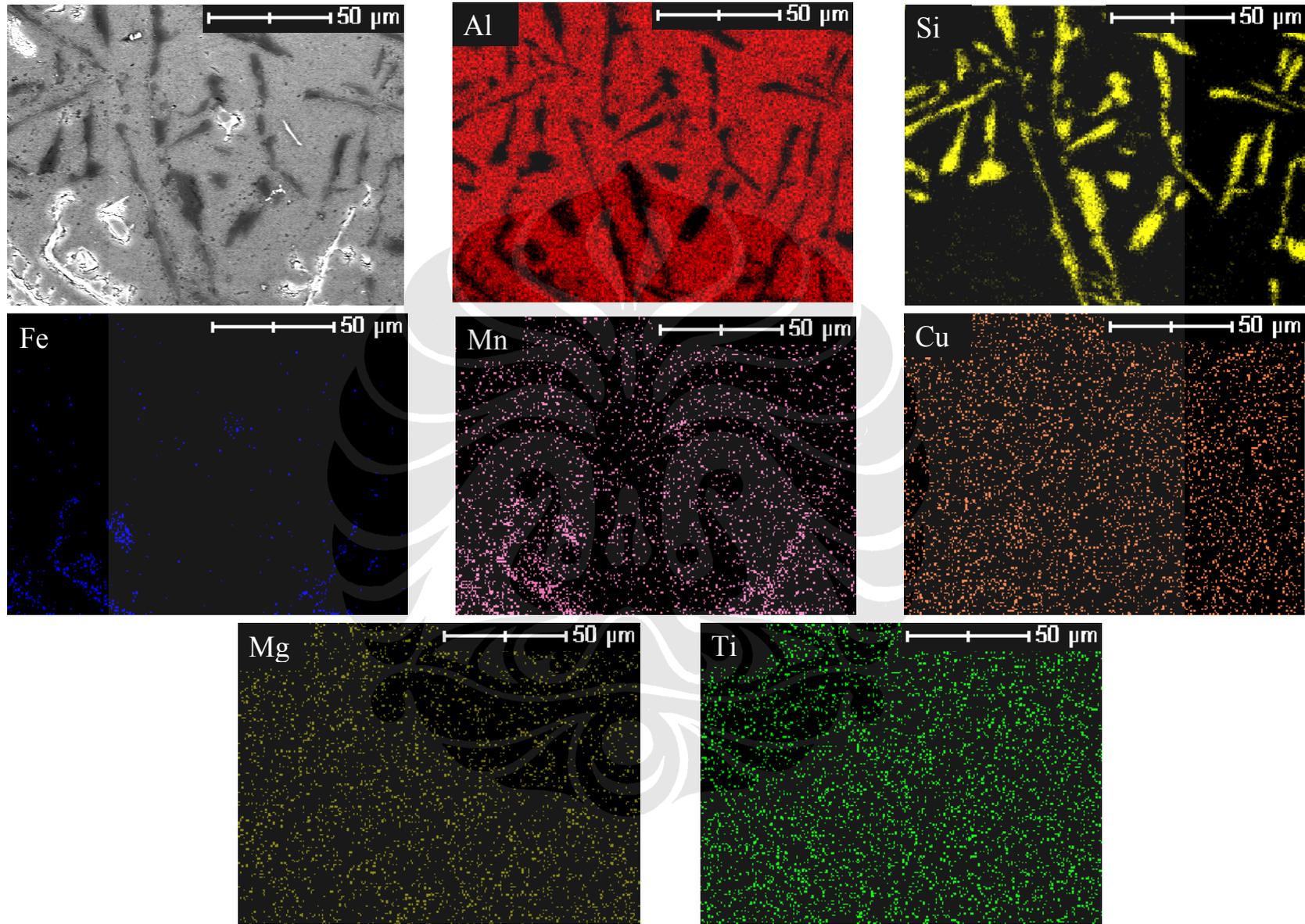
#### **4.5.4 Pengamatan berdasarkan X-ray Mapping**

X-ray *mapping* pada penelitian ini digunakan untuk mengetahui distribusi unsur-unsur pada paduan Al-9Si-2Cu tanpa dan dengan penambahan penghalus butir 0,027 wt. % Ti. Kedua jenis paduan ini telah mengalami penuaan buatan dengan temperatur 200 °C selama 10 jam (*overaged*). Pemetaan pada paduan tanpa penghalus butir ditunjukkan oleh Gambar 4.14, sedangkan paduan dengan penghalus butir 0,027 wt. % ditunjukkan oleh Gambar 4.15. Pada x-ray *mapping* tersebut, matriks aluminium ditunjukkan dengan warna merah, distribusi unsur silikon dengan warna kuning, besi dengan warna biru, mangan dengan warna pink, tembaga dengan warna coklat, magnesium dengan warna hijau pucat, dan titanium dengan warna hijau terang. Selain itu, disajikan gambar SEM sebagai pembandingan letak unsur yang terpetakan.

Perbedaan dari unsur-unsur yang terkandung tersebut diamati dari cara penyebaran dan bentuk strukturnya, dapat menentukan perbedaan sifat mekanis pada daerah yang mengalami pemindaian. Daerah tersebut dianggap sebagai daerah yang merepresentasi sampel. Kedua gambar tersebut digunakan sebagai pembuktian dari kandungan fasa dan struktur mikro pada subbab 4.5.3. Selain itu, hasil pemetaan x-ray *mapping* dapat dihubungkan dengan adanya fasa yang terbentuk dan nilai kekerasan.



Gambar 4.14. Hasil pemetaan unsur-unsur dominan pada paduan Al-9Si-2Cu tanpa penambahan Ti setelah proses penuaan selama 10 jam (*overaged*)



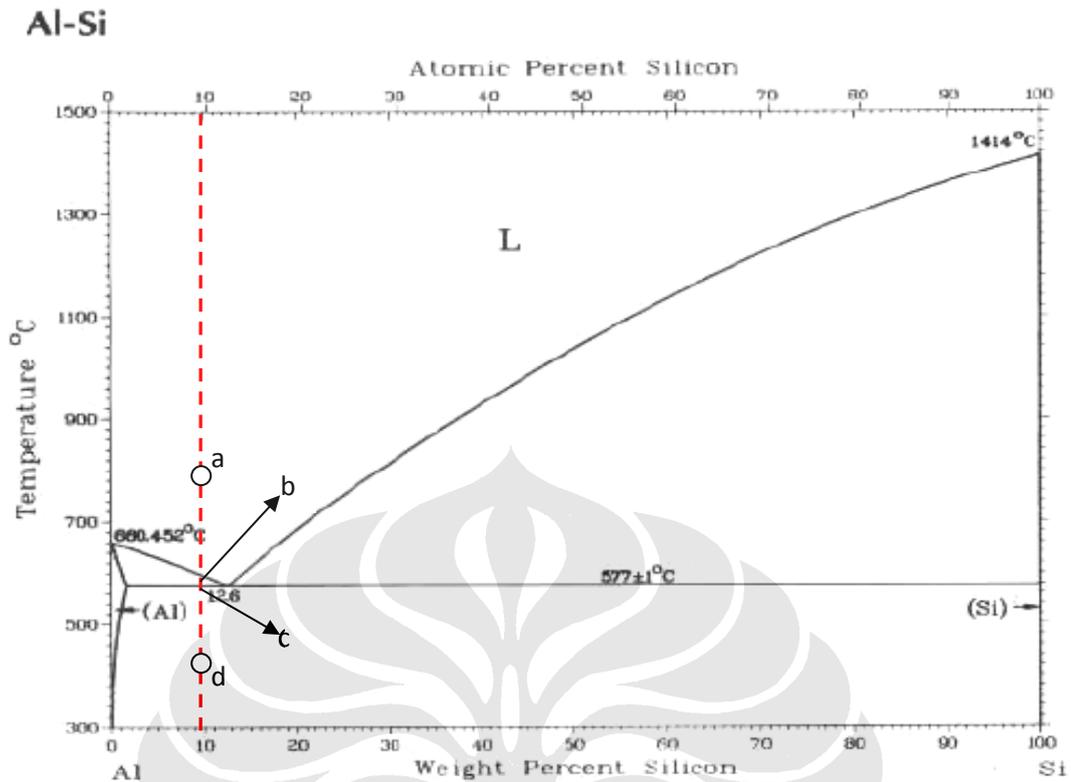
Gambar 4.15. Hasil pemetaan unsur-unsur dominan pada paduan Al-9Si-2Cu dengan penambahan 0,027 wt. % Ti setelah proses penuaan selama 10 jam (*overaged*)

Tabel 4.7 menyajikan hasil dari *X-Ray mapping* pada Gambar 4.14 dan 4.15. Dari Tabel 4.7, terlihat bahwa bentuk yang mengandung Si pada umumnya berbentuk jarum, serpihan, dan agak bulat. Seiring penambahan Ti, terlihat perubahan struktur silikon dari serpihan ke jarum, dimana pada penambahan Ti, pemetaan menampilkan banyak fasa jarum dari pada serpihan. Hal ini sesuai dengan penelitian Lozano<sup>[15]</sup>, bahwa dengan penambahan pengaruh penghalus butir Ti akan merubah  $\alpha$  Si *cuboids* (serpihan) menjadi *lamelar* (jarum).

Tabel 4.7 Hasil *X-ray mapping* pada Gambar 4.14 dan 4.15 berdasarkan bentuk dan penyebaran unsur-unsurnya

Unsur	Paduan tanpa penambahan Ti	Paduan dengan penambahan 0,027 wt% Ti
Aluminium (Al)	Sebagai matriks	Sebagai matriks
Silikon (Si)	Serpihan-serpihan besar dan sedikit struktur jarum	Serpihan-serpihan kecil, dominan struktur jarum
Copper (Cu)	Terdispersi sedikit dan terdapat pengendapan fasa	Terdispersi banyak pada matriksnya
Magnesium (Mg)	Terdispersi	Terdispersi
Ferrous (Fe)	Segregasi pada struktur jarum	Segregasi pada struktur intermetalik
Mangan (Mn)	Terdispersi	Terdispersi dan sebagian tersegregasi pada intermetalik
Titanium (Ti)	Terdispersi	Terdispersi

Gambar 4.14 dan 4.15 memperlihatkan bahwa unsur Al merupakan matriks dari struktur mikro secara keseluruhan. Matriks memiliki *vacancy-vacancy* yang diisi oleh fasa-fasa. Menurut Smallman<sup>[14]</sup>, fasa-fasa awal terbentuk pada saat pembekuan. Fasa yang dominan terlihat pada unsur penyusun Si dimana sebagian besar unsur Si ini membuat fasa yang mandiri. Hal ini dapat diamati dari pola yang terbentuk, bahwa fasa silikon tidak terdapat pada fasa yang lain. Fasa AlSi



Gambar 4.16. Diagram Fasa Al-Si<sup>[22]</sup>

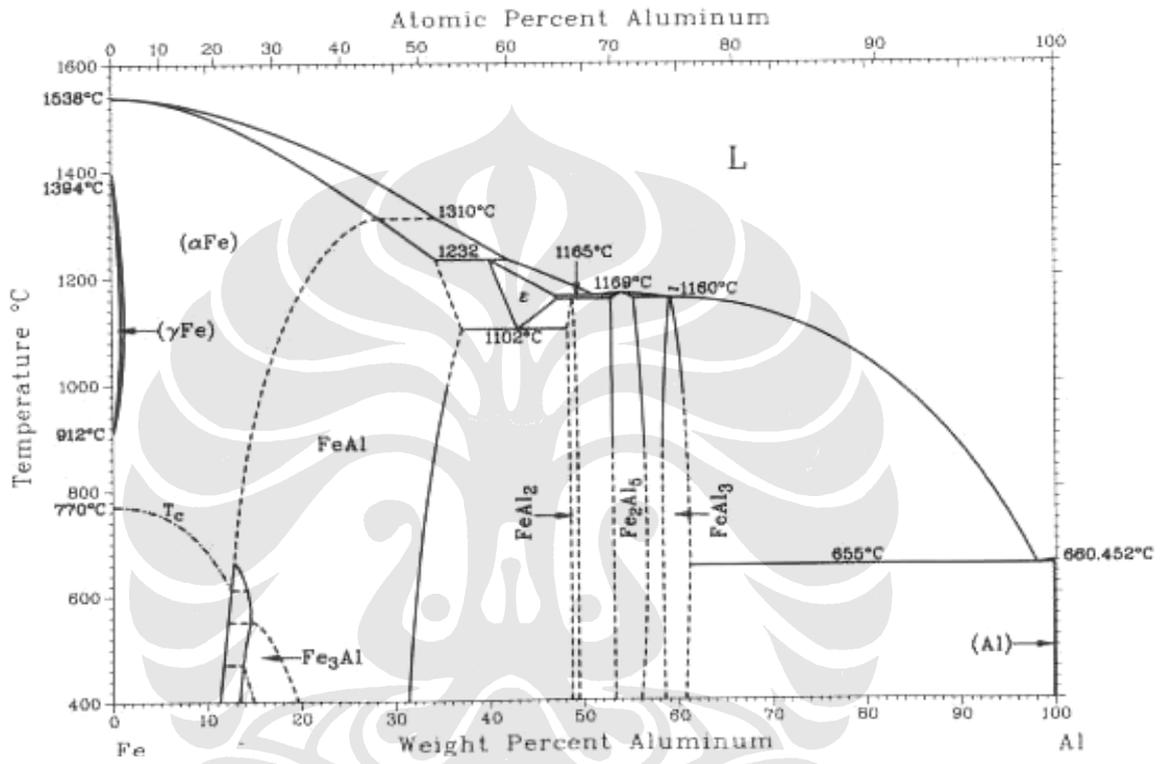
kristal yang terbentuk merupakan hasil dari eutektik aluminium silikon pada proses pembekuan pada pengecoran. Kadar Si pada kedua sampel adalah 9,185 dan 9,350 wt.%. Pada diagram fasa Al-Si (Gambar 4.16) komposisi ini ditandai dengan garis merah. Proses solidifikasi yang terjadi yaitu:

- Titik a menunjukkan terjadinya pelarutan menjadi satu fasa yaitu *liquid* aluminium
- Titik b menunjukkan terjadinya pembenihan padatan  $\alpha$ -aluminium secara kontinu sesuai penurunan temperatur.
- Titik c menunjukkan garis temperatur eutektik dimana sisa *liquid* aluminium menjadi  $\alpha$ -aluminium akan berkomposisi eutektik aluminium-silikon (Al+Si)
- Titik d menunjukkan fasa yang terjadi adalah padatan  $\alpha$ -aluminium dan fasa eutektik silikon.

Pada Gambar 4.14, terlihat bahwa unsur Fe merupakan unsur penyusun dari struktur jarum. Tidak seperti unsur lainnya, unsur Fe tidak terdispersi secara

merata pada matriks. Hal ini disebabkan dari proses pembekuan dimana Fe tidak melebur secara baik. Dengan kata lain, unsur Fe yang menyusun fasa jarum tidak larut secara sempurna. Hal ini sesuai dengan diagram fasa Al-Fe (Gambar 4.17), dimana pada temperatur solvus 525 °C unsur Fe tidak larut dalam matriks Al. Fasa jarum tersebut merupakan fasa intermetalik AlFeMnSi.

## Al-Fe



Gambar 4.17. Diagram Fasa Al-Fe<sup>[22]</sup>

Namun, dengan adanya penambahan Ti, fasa jarum berubah menjadi fasa *chinese script*. Hal ini dapat dikonfirmasi dengan Gambar 4.13 pada subbab 4.5.3. Seperti pada paduan tanpa penghalus butir, fasa *chinese script* tersebut merupakan fasa intermetalik AlFeMnSi. Perubahan dari fasa berbentuk struktur jarum ke fasa berbentuk *chinese script* disebabkan adanya Ti yang menjadi inti pada pembentukan fasa *chinese script*<sup>[15]</sup>.

Berdasarkan Tabel 4.7, fasa-fasa yang terdispersi merata yaitu Mg, dan Ti pada kedua variabel sampel. Hal ini sesuai dengan literatur<sup>[22]</sup>, bahwa unsur Mg dan Ti akan terlarut dalam aluminium pada 17,1 wt. % untuk Mg, dan 1,2 wt. % untuk

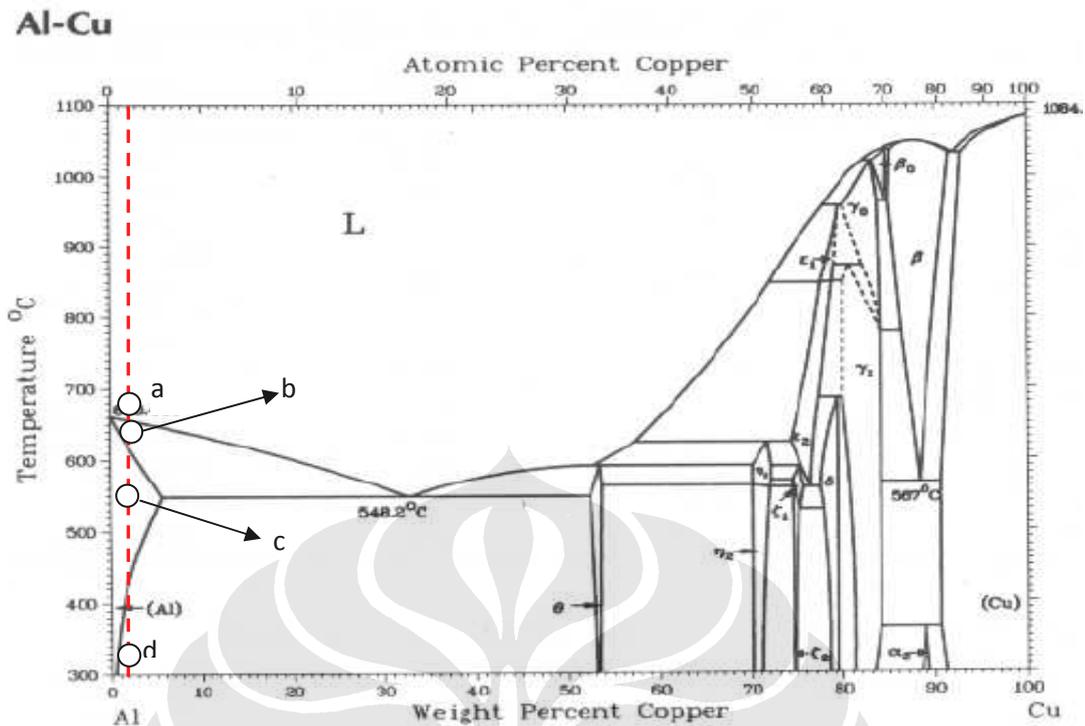
Ti. Sedangkan Cu terdispersi sedikit pada sampel tanpa penambahan Ti dan terdispersi banyak pada sampel dengan penambahan Ti. Unsur-unsur tersebut terdispersi pada matriks dan fasa. Unsur yang terdispersi pada fasa akan memberikan pengaruh pada sifat fasa tersebut, seperti dijelaskan pada sub bab 4.5.3.

Gambar 4.14 memperlihatkan bahwa unsur-unsur Cu terdispersi sebagian dan membentuk suatu fasa kecil yaitu  $\text{CuAl}_2$ . Seharusnya unsur Cu akan terlarut pada saat *solution treatment* pada temperatur  $525\text{ }^\circ\text{C}$ <sup>[22]</sup>. Namun, adanya fasa  $\text{CuAl}_2$  menandakan bahwa adanya unsur Cu yang tidak terlarut secara sempurna pada saat *solution treatment* atau pembekuan yang kurang cepat. Adapun fasa  $\text{CuAl}_2$  yang terbentuk terletak pada fasa jarum  $\text{AlFeMnSi}$ . Hal ini sesuai dengan penelitian Lozano<sup>[20]</sup> bahwa  $\text{CuAl}_2$  sering terletak pada fasa jarum  $\text{AlFeMnSi}$ .

Sedangkan berdasarkan Gambar 4.15 dan Tabel 4.7, pemetaan unsur-unsur Cu pada paduan dengan penambahan 0,027 wt. % Ti terlihat terdispersi merata. Hal ini membuktikan bahwa pada paduan ini unsur Cu terlarut, yang sesuai dengan diagram fasa Al-Cu (Gambar 4.18) bahwa unsur Cu dengan kandungan 2,673 dan 2,652 wt. % akan terlarut dengan baik pada titik diatas temperatur solvus, yaitu sekitar  $400\text{ }^\circ\text{C}$ .

Hal yang mirip dengan pembentukan fasa pada silikon terjadi pada proses solidifikasi tembaga. Kadar tembaga pada kedua sampel adalah 2,673 dan 2,652 wt.%, yang dapat dilihat pada Gambar 4.18, dimana proses pembekuannya ditandai dengan garis merah. Selama proses solidifikasi yang terjadi adalah:

- Titik a menunjukkan terjadinya pelarutan menjadi satu fasa yaitu *liquid* aluminium
- Titik b menunjukkan terjadinya pembenihan padatan  $\alpha$ -aluminium secara kontinu sesuai penurunan temperatur.
- Titik c menunjukkan terjadinya pembenihan fasa  $\theta$  pada padatan  $\alpha$ -aluminium secara keseluruhan.
- Titik d menunjukkan fasa yang terjadi adalah padatan  $\alpha$ -aluminium dan fasa  $\theta$   $\text{CuAl}_2$  yang terbentuk di batas butir. Pembenihan terjadi pada atas butir karena pada batas butir energi yang dibutuhkan untuk proses nukleasi rendah.



Gambar 4.18. Diagram Fasa Al-Cu<sup>[22]</sup>

Unsur Fe dan Mn yang berhasil dipetakan sebenarnya adalah eutektik silikon yang didalamnya terdapat unsur Fe dan Mn. Ini terlihat dari Gambar 4.14 dan 4.15 bahwa Fe dan Mn yang memiliki pola pemetaan yang sama yaitu pada fasa jarum dan *chinese script*. Namun, keberadaan Si tidak begitu dominan karena jumlah kandungan Si sedikit. Pemetaan unsur Mn dan Fe memperlihatkan bahwa Fe dan Mn tersegregasi pada fasa  $\text{Al}_3(\text{Fe,Mn})\text{Si}_2$  (titik nomor 2 Gambar 4.13) (45,744 wt. % Al; 3,103 wt. % Cu; 25,99 wt. % Fe; 4,79 wt. % Mn; dan 15,13 wt. % Si) dan  $\text{Al}_{12}(\text{MnCuFe})_3\text{Si}_2$  (titik nomor 3 Gambar 4.14) (35,307 wt. % Al; 12,63 wt. % Cu; 30,88 wt. % Fe; 9,18 wt. % Mn; 7,87 wt. % Si). Hal ini disebabkan bahwa Mn memiliki kecenderungan berikatan dengan Fe. Mn dan Fe memiliki nomor atom (Fe:26, Mn:25) yang berdekatan dan nilai keelektronegatifan yang tidak berbeda jauh sehingga dapat membentuk ikatan yang kuat. Pada Gambar 4.15, terlihat bentuk yang khas berupa *chinese script* dimiliki pada fasa yang mengandung Fe dan Mn. Adanya Mn dalam bentuk presipitat dapat meningkatkan kekerasan. Sedangkan Mn dalam fasa akan mengimbangi sifat brittle dari pengaruh Fe<sup>[20]</sup>.