

Proses Penuaan (*Aging*) pada Paduan Aluminium AA 333 Hasil Proses *Sand Casting*

Anne Zulfia¹, Ratna Juwita¹, Ari Uliana¹, I Nyoman Jujur² dan Jarot Raharjo²

¹Departemen Metalurgi dan Material, Fakultas Teknik Universitas Indonesia, Jakarta

²Pusat Pengembangan Penelitian Teknologi Material (P3TM) BPPT, Jakarta

E-mail: anne@metal.ui.ac.id

ABSTRAK

Penggunaan paduan aluminium AA 333 sebagai komponen otomotif semakin berkembang bersamaan dengan semakin berkembangnya keinginan untuk mengurangi berat dari komponen yang digunakan. Namun paduan aluminium AA 333 *as-cast* masih memiliki sifat mekanis yang rendah sehingga diperlukan proses lain untuk meningkatkan kekerasannya, salah satunya melalui proses perlakuan panas. Proses perlakuan panas yang dipilih dalam penelitian ini adalah proses perlakuan panas T6 (*artificial aging*), yang meliputi tahapan: *solution treatment* pada temperatur 525°C selama 8 jam, *quenching* dan proses *aging*. Variabel yang digunakan dalam penelitian ini adalah variasi waktu *aging* (temperatur 180°C), yaitu 25 menit, 1 jam, 5 jam, 8 jam dan 16 jam dan variasi temperatur *aging* (waktu *aging* 5 jam), yaitu 110°C, 150°C, 180°C, 200°C, 250°C. Dari penelitian ini diharapkan dapat diketahui pengaruh dari variasi tersebut terhadap perubahan struktur mikro dan nilai kekerasan paduan aluminium AA 333. Hasil penelitian menunjukkan bahwa *aging* temperatur 180°C menyebabkan peningkatan kekerasan dari tiap fase: matrik α -Al, silikon primer, eutektik Al-Al₂Cu dan Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ dan menyebabkan peningkatan kekerasan paduan aluminium AA 333, dari kondisi *as-cast*, *as-quench*, dan waktu *aging* 25 menit, 1 jam, 5 jam, 8 jam dan 16 jam. Hasil penelitian lainnya juga menunjukkan bahwa proses *aging* selama 5 jam juga menyebabkan peningkatan kekerasan dari tiap fase. Waktu *aging* (pada temperatur 180°C) selama 8 jam dan temperatur *aging* (selama 5 jam) pada 180°C merupakan waktu yang paling optimum untuk memperoleh kombinasi yang terbaik dari distribusi fase, yang tersebar merata dalam matrik kaya Al, dan ukuran dari masing-masing fase sehingga menghasilkan nilai kekerasan yang tertinggi.

Kata kunci: Aluminium AA333, penuaan buatan (T6), kekerasan, struktur mikro.

ABSTRACT

The use of aluminum alloys AA 333 as automotive component is progressively expand with the expanding desire to lose weight from the used component. However, the as-cast product from aluminum alloys AA 333 is still having low mechanical properties, so it needs the other process to increase the hardness value; one of the processes is through heat treatment process. The heat treatment process for this materials is T6 process (artificial aging), including: solution treatment at temperature 525 °C for 8 hour, quenching and various time of aging process. Aging was conducted at 180 °C for 25 minutes, 1 hours, 5 hours, 8 hours and 16 hours respectively. For aging 5 hours, the aging temperature was applied various from 110 °C, 150 °C, 180 °C, 200 °C to 250 °C, so the expected result from this research is to know the influence of the variation to morphological change of microstructure and hardness value of aluminum alloys AA 333. The results had indicated that the aging process at 180 °C caused the increased of the hardness value of each phases: α -Al matrix, primary silicon, eutectic Al-Al₂Cu and Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ and also caused the increased of the hardness value of aluminum alloys AA 333, from the condition of as-cast, as-quench, aging process for 25 minutes, 1 hours, 5 hours, 8 hours and 16 hours. And others results had indicated that the aging process for 5 hours also caused increasing of hardness value of each phases. The aging process (at 180 °C) for 8 hours and 5 hours) represented the most optimum time to obtained the best combination from phase distribution, that spread over in the rich matrix of aluminum and the size measured from each phase, therefore giving the highest hardness value.

Keywords: Aluminium AA333, articial aging (T6), hardness, microstructure.

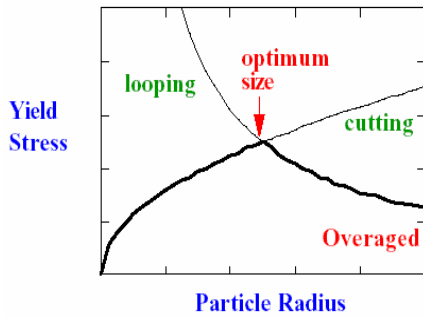
PENDAHULUAN

Aluminium dan paduannya merupakan jenis material yang cukup penting dikarenakan nilai teknologinya yang tinggi dan aplikasinya yang luas. Dalam industri otomotif, permasalahan seputar pemakaian bahan bakar dan pengurangan berat dari komponen yang digunakan, telah membuat penggunaan paduan aluminium dalam industri ini semakin berkembang. Dengan mengurangi berat dari komponen yang digunakan maka konsumsi energi dalam hal penggunaan bahan bakar dan emisi gas buangnya juga dapat dikurangi [1]. Paduan aluminium memiliki densitas yang rendah yaitu $2,7 \text{ g/cm}^3$. Dengan densitas yang rendah, penggunaan aluminium sebagai komponen otomotif dapat mereduksi berat keseluruhan kendaraan lebih dari 300 kg untuk kendaraan berukuran medium (1400 kg). Dimana setiap pengurangan berat sebesar 100 kg, akan mengurangi konsumsi bahan bakar yang diperlukan sebesar 0.3-0.6 liter per 100 km sehingga dapat menurunkan emisi gas buangan sebanyak 20% [1]. Dari berbagai jenis paduan aluminium, paduan aluminium Al-Si-Cu merupakan paduan yang paling umum digunakan dalam industri otomotif. Dalam beberapa tahun belakangan ini, penggunaan paduan aluminium tersebut meningkat, terutama di industri otomotif yang menggunakan *secondary aluminum* hasil *recycling* dalam bentuk berbagai komponen seperti *piston*, *cylinder head*, *wheel*, *load floor suspension* [2], *crank case* dan *manifold* [3]. Namun paduan Al-Si-Cu hasil pengecoran masih memiliki sifat mekanis yang rendah [4] sehingga diperlukan proses lain untuk meningkatkan kekuatannya. Salah satu caranya yaitu melalui proses perlakuan panas.

Proses perlakuan panas tersebut bertujuan untuk mengubah struktur mikro paduan sehingga sifat mekaniknya dapat berubah. Dalam penelitian ini proses perlakuan panas yang dipilih adalah proses perlakuan panas T6 yang meliputi proses *solution heat treating*, *quenching* dan proses *artificial aging*. Proses *artificial aging* umumnya dilakukan pada temperatur rendah dan dalam waktu yang cukup lama, bervariasi antara 5-48 jam [5]. Pemilihan dalam jangka waktu berapa proses tersebut seharusnya dilakukan haruslah diperhitungkan secara cermat. Hal itu disebabkan karena waktu dilakukannya proses *aging* dapat menyebabkan perbedaan pada jenis, fraksi volume, ukuran dan distribusi partikel endapan, yang pada akhirnya dapat mempengaruhi struktur akhir dan menghasilkan sifat mekanik yang berbeda [5]. Zhang dkk[6] mendemonstrasikan bahwa Al-Si-Mg dengan *solution treatment* pada suhu 540°C selama 10 menit dan setelah beberapa jam maka dicapai kekuatan tarik puncak 90%. Kenaikan waktu tahan *solution treatment* sampai 30 menit maka cukup waktu untuk mikrostruktur berubah mencapai nilai elongasi 90%. Paduan yang sama Shykumar dkk [7]

mengatakan bahwa kenaikan temperatur *solution treatment* akan mengurangi waktu tahan menurunnya untuk mencapai puncak kekuatannya tarik maka dengan *solution treatment* pada suhu 550°C hanya perlu waktu tahan 50 menit. *Solution heat treatment* terdiri dari tiga langkah: *solution*, *quenching*, dan *aging*. Perubahan mikrostruktur terjadi karena tahapan *solution treatment* meliputi proses *quenching* dan *aging*. Penguatan endapan dari paduan Al-Si-Mg adalah adanya fase Mg_2Si yang terjadi pada saat peleburan Al kemudian dengan kecepatan pendinginan yang lama pada saat solidifikasi terbentuklah endapan Mg_2Si . Bila dilakukan proses saat *solution treatment* maka tumbuh endapan inkoheren didalam matrik Al menjadi endapan yang lebih halus sehingga kekuatan meningkat. Endapan Mg_2Si yang halus terdispersi di dalam matrik Al pada saat *solution treatment*. *Solution treatment* pada temperatur 540°C , Mg_2Si larut kembali kedalam matrik Al dan juga fase Si berubah dari bentuk berupa pelat ke bentuk bulat yang meningkatkan keuletan dari paduan.

Pada proses *aging*, unsur-unsur paduan dalam *solid solution* secara bertahap keluar dan membentuk presipitat yang dapat meningkatkan kekuatan paduan. Mekanisme penguatan terjadi melalui *precipitate shearing* dan *dislocation bypass (orowan looping)*. Dalam *precipitate shearing*, dislokasi bergerak melewati presipitat dengan memotong presipitat tersebut. Mekanisme ini umumnya terjadi pada partikel yang mudah terdeformasi yaitu pada presipitat yang berukuran kecil. Sedangkan pada *dislocation bypass*, dislokasi dapat melewati partikel dengan cara melengkung pada ruang di antara presipitat dan meninggalkan *dislocation loop* disekitar presipitat tersebut. Mekanisme ini umumnya terjadi pada presipitat yang sulit dideformasi dan berukuran besar sedangkan mekanisme penguatan yang dihasilkan oleh presipitat tergantung pada dua faktor yaitu ukuran partikel dan jarak antar partikel [8]. Partikel-partikel kecil yang terdispersi merata pada awal proses pengerasan presipitat, tidak memberikan efek penguatan yang efektif bagi paduan karena partikel tersebut bukan merupakan penghalang yang kuat bagi pergerakan dislokasi. Partikel-partikel besar yang terdispersi secara acak pada waktu pengerasan presipitat yang lama juga tidak memberikan efek penguatan yang efektif. Hal ini disebabkan karena pada partikel besar, jarak antar partikelnya juga besar, sehingga dislokasi dapat dengan mudah bergerak melalui mekanisme *orowan looping* [8]. Umumnya kekuatan paduan akan meningkat dengan peningkatan ukuran partikel selama dislokasi dapat memotong partikel. Jika dislokasi dapat melewati partikel melalui *orowan looping*, peningkatan ukuran partikel akan menurunkan kekuatan paduan, seperti yang diilustrasikan pada Gambar 1.



Gambar 1. Pengaruh Ukuran Partikel pada Peningkatan Kekuatan Paduan [9]

Tabel 1. Komposisi Kimia Paduan Aluminium AA 333 dalam % Berat

Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ti	Pb	Ni	Cr	Sn
8,00	2,35	-	0,79	0,26	0,71	0,03	0,05	0,13	0,02	0,02

METODE PENELITIAN

Bahan dan Proses Perlakuan Panas

Bahan yang dipergunakan dalam penelitian ini adalah paduan aluminium AA 333 hasil proses *sand casting*. Adapun komposisi paduan aluminium AA 333 yang digunakan adalah seperti yang terlihat pada Tabel 1.

Sebelum proses pengamatan metalografi dan pengujian kekerasan dilakukan, benda uji terlebih dahulu mengalami proses perlakuan panas T6 yang meliputi tahapan: solution treatment pada temperatur 525°C selama 8 jam, quenching dan proses *aging* yang dilakukan dua bagian, bagian pertama pada temperatur 180°C dengan variabel waktu *aging* yaitu 25 menit, 1 jam, 5 jam, 8 jam dan 16 jam dan bagian kedua selama 5 jam dengan variabel temperatur yaitu 110°C, 150°C, 180°C, 200°C, 250°C. Proses *solution treatment* dilakukan di dapur pemanas tipe *Carbolite* pada temperatur 525°C selama 8 jam. Kemudian sampel di-*quench* di media air dan selanjutnya dilakukan proses *aging* di dapur pemanas tipe *Nabetherm* pada temperatur 180°C selama 25 menit, 1 jam, 5 jam, 8 jam dan 16 jam. Sampel yang digunakan untuk pengamatan metalografi dan pengujian kekerasan terlebih dulu di-*mounting* dengan menggunakan resin yang dikeraskan dengan *hardener*. Selanjutnya dilakukan proses pengamplasan dan pemolesan dan diakhiri dengan proses etsa dengan menggunakan zat etsa berupa larutan HF 0.5%.

Karakterisasi

Karakterisasi benda uji yang dilakukan meliputi pengujian kekerasan dengan menggunakan dua metode pengujian yaitu pengujian kekerasan *Brinell* dan pengujian *Microhardness*. Keduanya memiliki

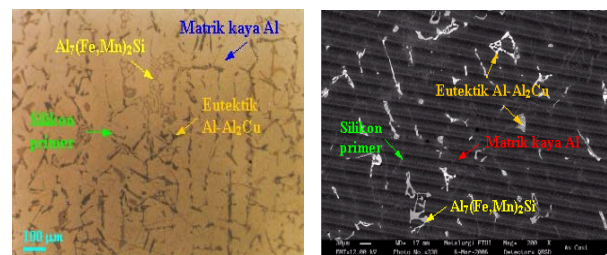
prinsip yang sama yaitu pemberian beban kepada permukaan sampel dengan menggunakan indenter sehingga dihasilkan jejak. Jejak yang terbentuk kemudian diukur. Sedangkan untuk mengamati karakteristik fase-fase yang terbentuk, dilakukanlah proses pengamatan mikrostruktur dengan menggunakan mikroskop optik *Olympus* yang dilengkapi kamera digital dan dengan SEM (*Scanning Electron Microscope*) LEO 420 yang dilengkapi dengan EDS (*Energy-Dispersive Spectroscopy*). EDS sendiri digunakan untuk pengamatan komposisi dari fase-fase yang terdapat pada paduan aluminium AA 333, sehingga data yang dihasilkan dapat digunakan untuk mendukung data pengamatan mikrostruktur yang dilakukan dengan mikroskop optik dan SEM.

HASIL DAN PEMBAHASAN

Karakteristik Paduan Aluminium pada Kondisi *as-cast*

Struktur mikro dari paduan aluminium AA 333 *as-cast*, ditunjukkan pada Gambar 2 di bawah ini, menunjukkan struktur mikro dari paduan aluminium AA 333 *as-cast*, yang terdiri dari matrik yang merupakan fase yang dominan dan struktur interdenditik yang merupakan ciri khas paduan aluminium hasil pengecoran.

Fase-fase yang terbentuk yang dimati dengan SEM yang dikaitkan dengan EDS hasilnya ditunjukkan dalam Tabel 2. Hasil analisa EDS untuk paduan aluminium AA 333 *as-cast* mengindikasikan terbentuknya fase-fase: matriks kaya akan Al, eutektik Al-Al₂Cu, Al₃(Fe,Mn)₂Si₂ dan kristal silikon.



(a) Foto Mikro, Pembesaran 100x (b) Foto Hasil Pengujian SEM, Pembesaran 200x

Gambar 2. Foto Struktur Mikro dan SEM Paduan Aluminium AA 333 *as-cast*

Tabel 2. Hasil Analisa Komposisi Paduan Aluminium AA 333 *As-cast* Menggunakan EDS

Komposisi (% berat)						Morfologi	Indikasi Fasa yang Terbentuk
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Cr		
96,28	2,16	-	-	-	1,55	-	α -Al
67,92	6,22	-	11,03	-	14,84	Chinese script	Al-Al ₂ Cu Eutektik
52,85	9,86	27,47	0,92	3,90	5,00	Chinese script	Al ₃ (Fe,Mn) ₂ Si ₂
5,93	94,07	-	-	-	-	Needle	Kristal silikon

Tabel 3 dan 4 memperlihatkan nilai kekerasan pada paduan aluminium AA 333 *as-cast* hasil pengujian dengan metode *Vickers* dan *Brinell*. Perbedaan nilai kekerasan antara paduan aluminium AA 333 hasil pengujian dengan standar pada Tabel 3 disebabkan karena perbedaan laju pendinginan dan porositas yang dikandung oleh paduan aluminium AA 333 *as cast*. Persentase porositas pada paduan yang menggunakan cetakan pasir cenderung lebih tinggi daripada *permanent mold*. Tingkat porositas yang lebih tinggi dan ukuran porositas yang lebih besar ini terbentuk akibat koagulasi dari porositas mikro dan tingginya tingkat penyerapan hidrogen dan air oleh leburan saat didalam cetakan pasir [10]. Oleh karena itu nilai kekerasan paduan aluminium AA 333 yang menggunakan cetakan pasir lebih rendah dari paduan aluminium AA standar yang menggunakan *permanent mould*.

Karakteristik Paduan Aluminium pada Kondisi Setelah Proses *Aging* Pengaruh Waktu *Aging*

Struktur mikro paduan aluminium AA 333 selama proses perlakuan panas T6 (*artificial aging*) pada temperatur 180°C ditunjukkan pada Gambar 3 hingga Gambar 8 yang menunjukkan perubahan ukuran dan bentuk dari fase-fase yang terdapat pada paduan aluminium AA 333 setelah perlakuan panas T6.

Tabel 3. Nilai Kekerasan Tiap-tiap Fase Paduan Aluminium AA 333 *As-cast*

Fase	Kekerasan (VHN)*
α -Al	39
Silikon primer	46
$\text{Al}_7(\text{Fe,Mn})_2\text{Si}$	159
Al_2Cu	88

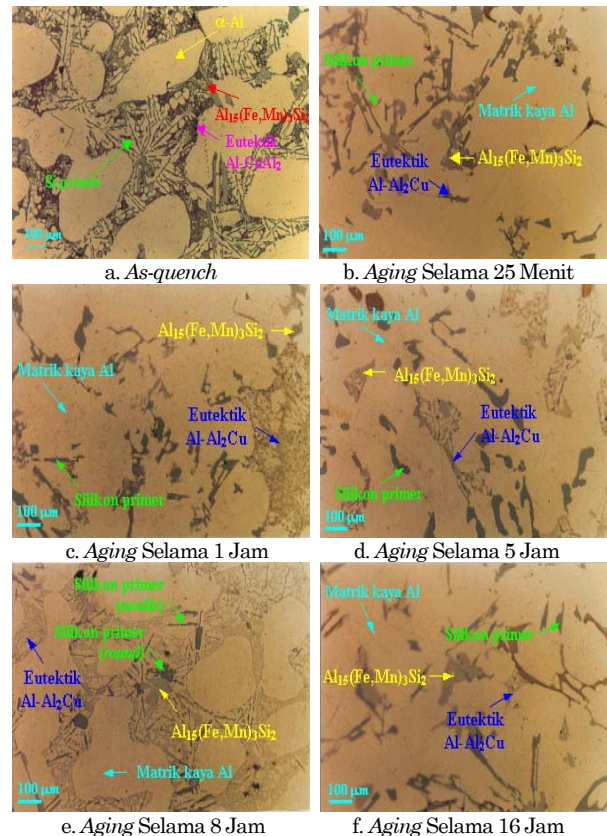
* Merupakan nilai kekerasan mikro *Vickers* yang didapat dengan pembebanan sebesar 25 kgf (245,15 N)

Tabel 4. Nilai Kekerasan *Brinell* Paduan Aluminium AA 333 *As-cast* Dibandingkan dengan Standar Paduan Aluminium AA 333 *As-cast*

Material	Kekerasan	
	Brinell (BHN)	Vickers (VHN) ^(c)
Paduan AA 333 <i>As-cast</i>	53 ^(a)	75
Paduan AA 333 <i>As-cast</i> standar ^[9]	90 ^(b)	102

Catatan:

- (a) Merupakan nilai kekerasan *Brinell* yang didapat dengan menggunakan bola baja berdiameter 2,5 mm dan pembebanan sebesar 31,25 kgf (306,5 N) selama 30 detik
- (b) Merupakan nilai kekerasan *Brinell* yang didapat dengan menggunakan bola baja berdiameter 10 mm dan pembebanan sebesar 500 kgf (4903 N)
- (c) Merupakan hasil konversi dari nilai kekerasan *Brinell*



Gambar 3. Mikrostruktur dari Paduan Aluminium A333 pada Perbesaran 100X

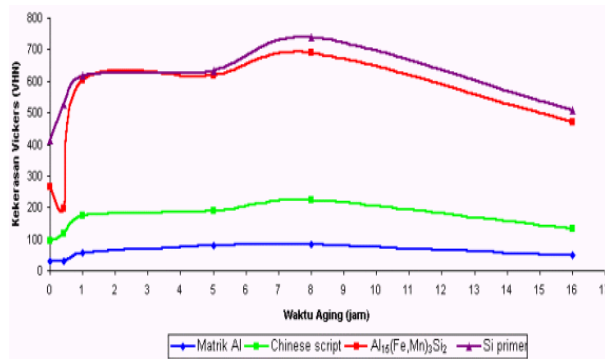
Gambar 3 menunjukkan perubahan morfologi dendritik seiring dengan peningkatan waktu *aging* yaitu terjadinya perubahan morfologi dalam bentuk pengkasaran fase, yang merupakan fenomena yang umum terjadi pada tahap akhir dari evolusi struktur mikro^[11]. Dengan meningkatnya waktu *aging* pada temperatur tertentu, dalam hal ini 180°C, akan menyebabkan fase yang berukuran lebih kecil, akan larut dan berdifusi kedalam matrik α -Al^[12]. Partikel dari fase kedua yang lebih besar, cenderung untuk terus tumbuh saat proses pengkasaran fase dengan cara atom-atom terlarut pada matrik disekelilingnya (lihat Tabel 5 dan 6). Semakin lama, suatu difusi yang disebut “*competitive diffusion*” terjadi dan menghasilkan peningkatan ukuran rata-rata dari partikel fase kedua tersebut, namun diiringi dengan penurunan jumlah partikel^[11].

Tabel 5. Hasil Analisa Komposisi Paduan Aluminium AA 333 *As-quench* Dengan Menggunakan EDS

Komposisi (% berat)						Morfologi	Indikasi Fasa yang Terbentuk
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Cr		
97,67	2,33	-	-	-	-	-	α -Al
84,42	8,05	-	7,53	-	-	Chinese script	Al-Al ₂ Cu Eutektik
51,79	8,94	17,12	0,92	21,07	1,10	Blocky	$\text{Al}_7(\text{Fe,Mn})_2\text{Si}_2$
1,90	98,10	-	-	-	-	Needle	Si primer
0,25	99,75	-	-	-	-	blocky	Si primer

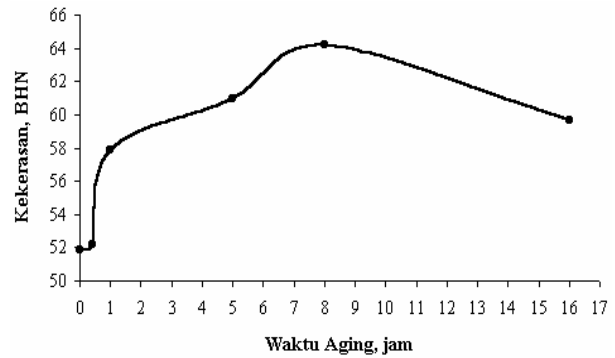
Tabel 6. Hasil Analisa Komposisi Paduan Aluminium AA 333 Setelah Proses Aging Selama 8 Jam Menggunakan EDS

Komposisi (% berat)						Morfologi	Indikasi Fasa yang Terbentuk
Al	Si	Fe	Cu	Mn	Cr		
97,67	2,33	-	-	-	-	-	-
84,42	8,05	-	7,53	-	-	Chinese script	Al-Al ₂ Cu Eutektik
51,79	8,94	17,12	0,92	21,07	1,10	Blocky	Al ₃ (Fe,Mn) ₂ Si ₂
1,90	98,10	-	-	-	-	Needle	Si primer
0,25	99,75	-	-	-	-	blocky	Si primer

**Gambar 4. Kekerasan Tiap Fase Setelah Pengerasan Presipitat Pada Temperatur 180°C**

Melalui perbandingan struktur mikro paduan aluminium AA 333 setelah proses perlakuan panas seperti pada Gambar 3 diketahui bahwa proses *aging* pada temperatur 180°C telah merubah struktur mikro dari paduan aluminium AA 333 *as-cast*. Partikel silikon primer yang berbentuk jarum menunjukkan perubahan bentuk *spheroidizing*, dimulai dari kondisi *aging* 1 jam, 5 jam dan yang paling optimum terjadi pada kondisi *aging* 8 jam. Perubahan morfologi inilah yang menyebabkan kekerasan Brinell dan kekerasan partikel silikon meningkat seiring dengan semakin lama waktu *aging* sampai pada titik optimal yaitu pada kondisi *aging* 8 jam. Pengujian mengenai proses modifikasi dari bentuk partikel silikon melalui perlakuan panas yang dapat meningkatkan sifat mekanis yang meliputi nilai kekerasannya, sehingga memperbaiki kualitas operasional dari paduan tersebut [13].

Selain disebabkan oleh partikel silikon primer, peningkatan nilai kekerasan *Brinell* juga disebabkan oleh fase-fase lainnya, diantaranya adalah fase Al₂Cu. Dimulai dari kondisi *aging* 1 jam sampai pada kondisi *aging* 8 jam, terjadi peningkatan kekerasan. Hal ini juga disebabkan karena terjadinya perubahan bentuk dari fase Al₂Cu dari struktur *chinese script* berukuran kecil menjadi ukuran besar dan saling terkait antara satu fase dengan fase lainnya. Perubahan ini dapat meningkatkan sifat mekanis seperti nilai kekerasannya [12]. Oleh karena itu, pada kondisi *aging* 1 jam, 5 jam dan 8 jam, nilai kekerasan *Brinell* dan kekerasan fasenya meningkat. Namun pada kondisi *aging* 25 menit, nilai kekerasan fase eutektik Al-Al₂Cu justru meningkat.

**Gambar 5. Pengerasan Presipitat Paduan Aluminium AA 333 pada Temperatur 180°C**

Hal berlawanan dengan apa yang dijelaskan di atas, bahwa peningkatan nilai kekerasan disebabkan karena peningkatan ukuran dari fase eutektik Al-Al₂Cu tersebut. Peningkatan kekerasan pada waktu *aging* 25 menit ini kemungkinan dipengaruhi oleh kandungan fase eutektik Al-Al₂Cu. Melalui pengamatan dengan menggunakan EDS, diketahui bahwa fase eutektik Al-Al₂Cu pada kondisi 25 menit mengandung unsur Fe, Si, Ni dan Cu. Unsur pengkotor inilah yang memberikan kontribusi terhadap peningkatan kekerasan dari fase eutektik Al-Al₂Cu dan juga peningkatan kekerasan *Brinell* pada kondisi *aging* 25 menit (Gambar 4).

Fase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ juga turut memberikan kontribusi terhadap peningkatan nilai kekerasan paduan aluminium AA 333. Pada Gambar 3 hingga 8, diketahui perbandingan struktur mikro setelah proses perlakuan panas. Pada kondisi *aging* 25 menit, fase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ berbentuk polihedral dengan ukuran yang kecil dan dalam jumlah yang tidak terlalu banyak. Hal ini menyebabkan nilai kekerasan fase ini menurun pada kondisi *aging* 25 menit. Dengan semakin lama proses *aging*, yaitu dari kondisi *aging* 1 jam, 5 jam dan 8 jam, ukuran fase Al₇(Fe,Mn)₂Si semakin membesar dan bentuknya pun berubah menjadi lebih bulat tanpa adanya sudut yang tajam. Peningkatan nilai kekerasan dari fase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ selama proses perlakuan panas memberikan kontribusi terhadap peningkatan kekerasan fase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, sampai pada kondisi optimum yaitu proses *aging* selama 8 jam (Gambar 3).

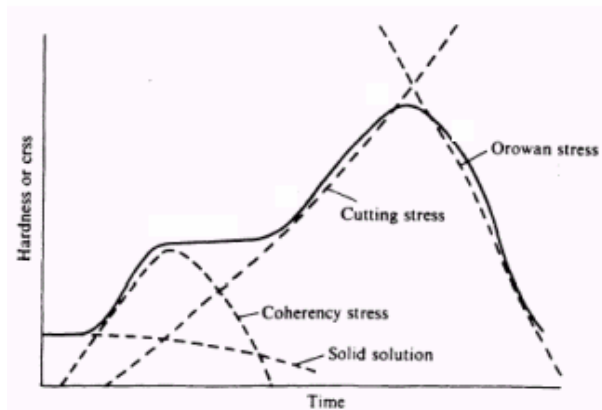
Dengan peningkatan kekerasan dari hampir semua fase penyusun paduan aluminium AA 333 maka hal tersebut memberikan kontribusi terhadap peningkatan kekerasan *Brinell*, seperti ditunjukkan pada kurva pengerasan presipitat pada Gambar 5. Peningkatan kekerasan disebabkan karena terjadinya mekanisme penguatan akibat terhambatnya pergerakan dislokasi oleh partikel fase. Mekanisme pengerasan yang dihasilkan oleh proses pengkasaran fase kedua tergantung pada dua faktor yaitu ukuran partikel dan jarak antar partikel [13].

Partikel-partikel kecil yang terdispersi merata pada awal proses pengerasan presipitat, pada kondisi *aging* 25 menit, tidak memberikan efek penguatan yang efektif bagi paduan karena partikel tersebut bukan merupakan penghalang yang kuat bagi pergerakan dislokasi. Partikel-partikel besar yang terdispersi secara acak pada waktu pengerasan presipitat yang lama, pada kondisi *aging* 16 jam, juga tidak memberikan efek penguatan yang efektif juga. Hal ini disebabkan karena pada partikel besar, jarak antar partikelnya juga besar. sehingga dislokasi dapat dengan mudah bergerak melalui mekanisme *orowan looping*.

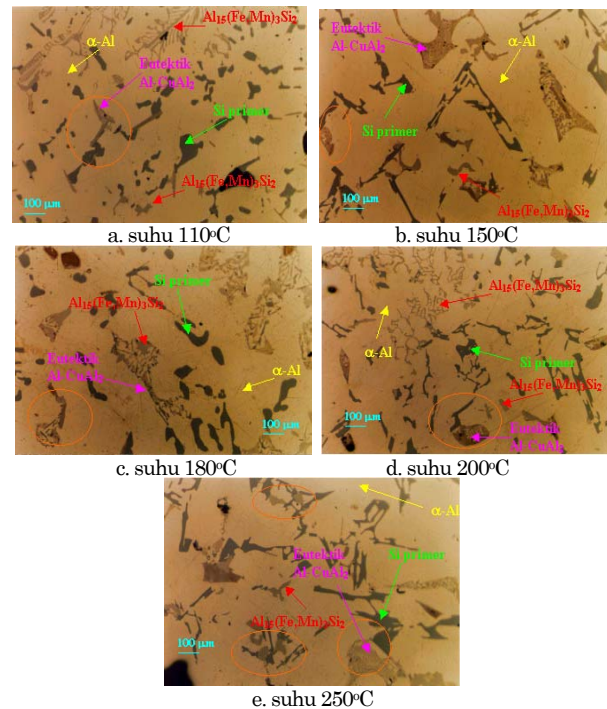
Umumnya nilai kekerasan akan meningkat dengan peningkatan ukuran partikel, selama dislokasi dapat memotong partikel. Jika dislokasi dapat melewati partikel melalui *orowan looping*, peningkatan ukuran partikel akan menurunkan kekuatan paduan, seperti yang diilustrasikan pada Gambar 6. Hal ini menunjukkan bahwa kondisi penguatan yang optimum tercapai bila presipitat yang terbentuk memiliki ukuran yang cukup besar namun jarak antar partikel yang rapat (terdispersi secara merata) sehingga dapat memberikan hambatan yang maksimum terhadap pergerakan dislokasi. Hal inilah yang terjadi pada kondisi *aging* 8 jam (Gambar 3), yang merupakan kondisi *aging* paling optimum dimana fase-fase yang terbentuk memiliki ukuran yang optimum dan tersebar merata dalam matrik kaya Al sehingga menghasilkan nilai kekerasan paduan aluminium AA 333 yang paling tinggi.

Pengaruh Temperatur *Aging*

Struktur mikro paduan aluminium AA 333 selama proses perlakuan panas T6 (*artificial aging*) selama 5 jam ditunjukkan pada Gambar 7, yang menunjukkan perubahan ukuran dan bentuk dari fase-fase yang terdapat pada paduan aluminium AA 333 setelah perlakuan panas T6.



Gambar 6. Pengaruh dari Penguatan pada Kekerasan dalam Kurva Pengerasan Presipitat [14]

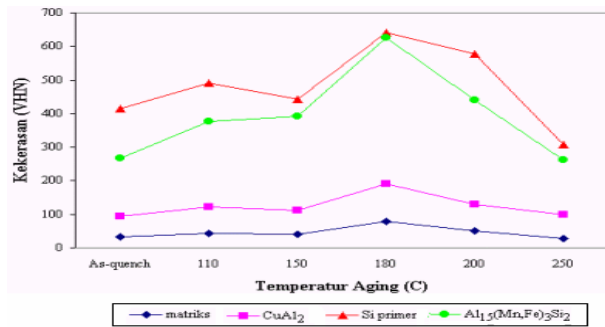


Gambar 7. Mikrostruktur paduan Aluminium AA 333 setelah *aging* selama 5 jam, pada suhu berbeda pada Pembesaran 100X

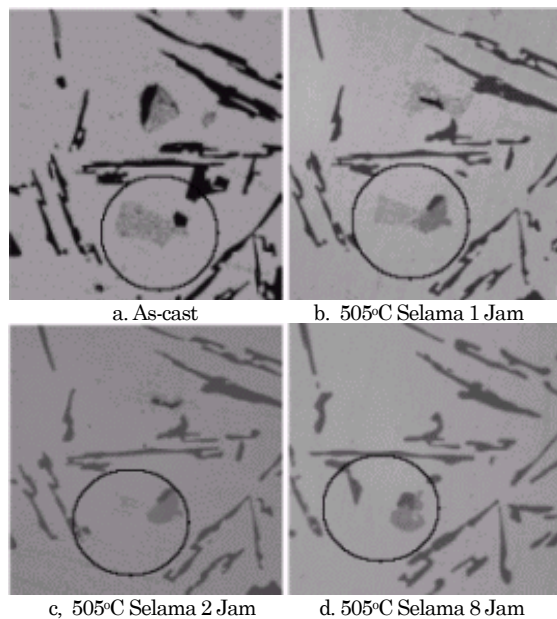
Tabel 7. Hasil analisa komposisi paduan aluminium AA 333 *aging* 180°C selama 5 jam dengan menggunakan EDS

Indikasi Fasa yang terbentuk	Komposisi (% berat)						Morfologi
	Al	Si	Cu	Fe	Mn	Ni	
Silikon primer	0,17	98,83	-	-	-	-	Block
$Al_2(Mn, Fe)_3Si_2$	52,08	9,27	-	16,54	22,10	-	Block
$CuAl_2$ & Cu_2FeAl_7	76,94	8,04	7,87	3,50	-	3,65	Chinese script
α-Al	98,01	1,99	-	-	-	-	-

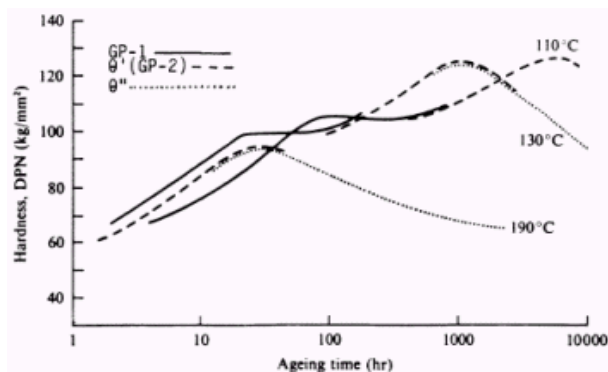
Gambar 7 menunjukkan perubahan morfologi fase-fase yang terdapat pada paduan aluminium AA 333 setelah perlakuan *aging* selama 5 jam dan hasil EDS pada Tabel 7 untuk *aging* 180°C. Morfologi fase silikon berturut-turut berubah dari yang bentuk jarum yang terikat pada interdendritik *as-quench* kemudian selama *aging* 110°C jarum tersebut menebal dan memisahkan diri dari interdendritik. Peningkatan temperatur ke 150°C menghasilkan fase silikon yang berbentuk *flakes* (lebih tebal dari jarum) sehingga kekerasannya menurun, keadaan ini berbeda ketika temperatur meningkat menjadi 180°C, fase silikon berubah menjadi lebih tebal lagi dan cenderung *spheroid* dari sebelum dan sesudahnya sehingga kekerasan fase silikon pada *aging* ini merupakan kekerasan silikon tertinggi. *Aging* 200°C, fase silikon mulai ada yang melarut dan mulai menjadi *flakes* kembali seperti pada *aging* 150°C tetapi masih terdapat bentuk *blocky* sehingga kekerasan fase ini lebih tinggi dari fase silikon pada *aging* 150°C. Temperatur *aging* 250°C cukup tinggi untuk membuat fase-fase silikon banyak yang melarut, ditandai dengan penampakan daerah matriks yang lebih luas dan kekerasan fase ini mencapai titik terendah (Gambar 8).



Gambar 8. Kekerasan Setiap Fase Paduan Aluminium AA 333 Setelah Perlakuan Panas Selama 5 Jam



Gambar 9. Perubahan Morfologi Fase Eutektik Berasal dari Lokasi yang Sama[17]



Gambar 10. Penguatan Presipitasi Al-4Cu: Kekerasan dan Struktur Presipitat terhadap Waktu pada Berbagai Temperatur. (Solution Treated: 540°C untuk 2 hari)[18]

Fase $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ mempunyai morfologi yang berbeda-beda di setiap perlakuan. Morfologi ini dipengaruhi oleh kandungan Mn. Untuk kandungan Mn yang rendah, fase $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ ini akan membentuk *chinese script*[15], sedangkan, ketika

kandungan Mn tinggi fase $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ akan membentuk *blocky* [16] seperti pada Gambar 9. Fase CuAl_2 berpresipitasi dalam dua morfologi: eutektik Al-CuAl_2 dan dalam bentuk *blocky* dengan konsentrasi Cu yang tinggi (~38-40% berat). Selama pembekuan dendritik, fase CuAl_2 tumbuh secara bersama-sama dengan αAl dengan morfologi yang sama seperti paduan biner yang bebas dari keberadaan Si. Morfologi CuAl_2 yang ada di berbagai temperatur *aging* memperlihatkan bentuk *chinese script*, dibuktikan dengan kandungan Cu yang rendah (8,89% berat pada *as-quench* dan 7,87% berat pada temperatur *aging* 180°C) [17].

Temperatur *aging* 180°C mencapai puncak selama 8 jam[18], sedangkan untuk temperatur *aging* 200°C bila dibandingkan dengan Gambar 10 belum mencapai puncak, begitu pula pada *aging* 110°C dan 150°C sesuai dengan literatur pada Gambar 10, dimana untuk temperatur *aging* yang rendah 110°C dan 130°C pencapaian puncak kekerasan memakan waktu yang cukup lama. Jadi pada waktu *aging* 5 jam belum cukup untuk mencapai kekerasan tertinggi. Kekerasan paduan aluminium AA 333 meningkat hingga mencapai puncaknya pada *aging* 180°C kemudian turun hingga kekerasan yang sangat rendah pada *aging* 250°C disebabkan presipitat yang terkandung telah terlarut kembali akibat temperatur yang tinggi.

KESIMPULAN

Dari hasil penelitian mengenai pengaruh temperatur *aging* pada paduan aluminium AA 333 diperoleh kesimpulan bahwa peningkatan temperatur *aging* hingga 180°C selama 5 jam dapat meningkatkan kekerasan *as-quench* dari 73,538 VHN menjadi 80,925 VHN. Ketika temperatur terus ditingkatkan hingga 250°C dengan waktu *aging* yang tetap, kekerasannya menurun kembali hingga 60,933 VHN, hal ini berkaitan pula dengan fase yang terbentuk pada paduan aluminium AA 333 *as-quench* yang mempunyai morfologi struktur interdendritik terdiri dari: silikon primer, $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, Al-CuAl_2 (eutektik) dan αAl . Fase silikon primer mempunyai morfologi *needle*. Kandungan Mn yang cukup tinggi sebesar 21,07% wt membentuk *blocky* pada fase $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$. Morfologi *chinese script* pada fase eutektik Al-CuAl_2 dibentuk oleh kandungan Cu yang rendah sebesar 8,59% wt. Fase silikon primer mempunyai kekerasan tertinggi sebesar 641,35 VHN pada paduan aluminium AA 333 di semua variasi temperatur *aging* selama 5 jam dan kekerasan presipitasi CuAl_2 pada temperatur *aging* 110°C, 150°C, 180°C, dan 200°C selama 5 jam belum mencapai kekerasan tertinggi. Sedangkan pada temperatur *aging* 250°C selama 5 jam telah melewati kekerasannya.

DAFTAR PUSTAKA

1. *Aluminum Alloys: Aluminum Usage in The Transportation Industry*, (online), <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=1964> diakses 7 Maret 2006.
2. Rios, C. Triveno dan Caram, R., 2003. *Intermetallic Compound in The Al-Si-Cu System*, (online), <http://www.sbm.org.br/actar/trabalhos/14.pdf> diakses 28 Februari 2006.
3. JIS Handbook. *Non-Ferrous Metals and Metallurgy*. Japanese Standards Association. 1978.
4. Altenpohl, D., *Aluminum Viewed from Within*. *Aluminum-Verlag GmbH*. German. 1982.
5. ASM Handbook. *Volume 4. Heat Treating*. ASM International. USA. 1991.
6. D. Zhang, L. Zheng, and D. St. John, Effect of a Short Solution Treatment Time on Microstructure and Mechanical Properties of Modified Al-7wt.% Si- 0.3wt.%Mg Alloy, *Journal of Light Metals*, 2, pp. 27–36, 2002.
7. S. Shivkumar et al., Influence of Solution Treatment on Tensile Properties of Sr Modified Al-Si-Mg Alloys, *Journal of Heat Treating*, 8, pp. 63–70, 1990.
6. *Strengthening Mechanism*, (online), <http://www.tu-darmstadt.de/fb/ms/student/fs/german/lab/w6/mse6-3.htm#Precipitate> diakses 18 Februari 2006.
7. *Obstacles to Dislocation Motion*, (online), http://www.poco.phy.cam.ac.uk/teaching/A_Donald/Crystalline_Solids_2.pdf diakses 18 februari 2006.
8. Warmuzek, M dan Ratuszek, W., 2004, *Chemical Inhomogeneity of Intermetallic Phases Precipitates Formed During Solidification of Al-Si Alloy*, (online), <http://www.elsevier.co.id> diakses 18 Februari 2006.
9. ASM Handbook. *Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International. USA. 1997.
10. Mangonon, Pat L., *The Principles of Materials Selection for Engineering Design*, Prentice-Hall, Inc., USA, 1999.
11. Ringer S P dan K, Hono, *Microstructure Evolution and Age Hardening in Aluminum Alloys: Atom Probe Field-Ion Microscopy and Transmission Electron Microscopy Studies*, (online), <http://www.elsevier.co.id/Journal.pdf> di akses 10 Februari 2006.
12. Wyatt, O.H., dan Hughes, Dew, D., *Metals, Ceramic and Polymer*, Cambridge University Press. 1974.
13. Dinnis, Cameron M. *As-cast Morphology of Iron-Intermetallics in Al-Si Foundry Alloys*. Scripta Materialia. University of Queensland, Australia. 2005. (online), www.scinedirect.com diakses 10 Februari 2006.
14. Dinnis, Cameron M. *As-cast Morphology of Iron-Intermetallics in Al-Si Foundry Alloys*. Scripta Materialia. University of Queensland, Australia. 2005. (online), www.scinedirect.com diakses 10 Februari 2006.
15. Qian, M. dkk. *Solute Redistribution during Solution Treatment of Cast Al-Si-Cu-Mg-Fe Alloys*. Institute of Materials Science, University of Connecticut. (online), <http://www.engr.uconn.edu/~qianmin/Paper/ASM-Soln2.pdf> diakses 15 Maret 2006.
16. Meier, Mike. *Heat Treatments of Aluminum Alloys*. Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of California, September 13, 2004. (online), www.matsci.ucdavis.edu/MatSciLT/Other/Files/HT-Aluminum.pdf diakses 15 Februari 2006.
17. Qian, M. dkk. *Solute Redistribution during Solution Treatment of Cast Al-Si-Cu-Mg-Fe Alloys*. Institute of Materials Science, University of Connecticut. (online), (<http://www.engr.uconn.edu/~qianmin/Paper/ASM-Soln2.pdf> diakses 15 Maret 2006)
18. Meier, Mike. *Heat Treatments of Aluminum Alloys*. Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of California, September 13, 2004. (online), (www.matsci.ucdavis.edu/MatSciLT/Other/Files/HT-Aluminum.pdf diakses 15 Februari 2006).