

ESTUDO DA LIGA AISi7Mg APÓS FUNDIÇÃO E TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO ¹

Iberê Roberto Duarte ²
Carlos Augusto Silva de Oliveira ³

Resumo

Este trabalho teve como objetivo estudar experimentalmente o efeito de alguns parâmetros do tratamento térmico de envelhecimento em corpos de prova da liga 356.0. O estudo foi realizado em corpos de prova obtidos em molde de areia a verde. O teor de ferro na liga foi de 0,98% e o teor de manganês em 0,64%. O tratamento térmico de solubilização foi feito na temperatura de 520°C durante 5 h e o envelhecimento foi a 180°C e nos tempos de 6 h, 10 h, 14 h, 16 h, 20 h e 28 h. A formação de partículas intermetálicas devido à presença do ferro e ausência do tratamento de modificação favoreceu a obtenção de baixos resultados de alongamento. Houve aumento do limite de resistência e dureza e redução no alongamento nas amostras envelhecidas em relação às amostras no estado bruto de fundição e solubilizadas.

Palavras-chave: Ligas alumínio-silício; Tratamento térmico; Propriedades mecânicas; Microestrutura.

A STUDY OF AISi7Mg ALLOY AFTER FOUNDRY AND SOLUBILIZATION AND AGEING HEAT TREATMENT

Abstract

The effect of different artificial ageing parameters in alloy 356.0 were studied in sand casting specimens produced. The content of Fe was 0.98 % and Mn 0.64 %. The temperature of the solution heat treatment was 520 °C at 5 h, and the temperature of artificial ageing was 180 °C whose aging ranging at 6, 10, 14, 16, 20 and 28 h. The elongation in the specimens produced was very low. This behavior is attributed to intermetallic phases caused by Fe content and absence eutectic modification. The ageing heat treatment increased ultimate tensile strength and hardness whereas decreased elongation when compared to as cast and solution heat treatment specimens.

Key words: Aluminum-silicon alloys; Heat treatment; Mechanical property; Microstructure.

¹ *Contribuição técnica ao 63° Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1° de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *ME, Professor - Instituto Superior Tupy e Escola Técnica Tupy - Sociedade Educacional de Santa Catarina, ibere@sociesc.org.br.*

³ *DSc, Professor Associado – Departamento de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de Santa Catarina – carlosa@emc.ufsc.br.*

1 INTRODUÇÃO

Neste estudo, foi utilizada uma liga a base de Al-Si-Mg, especificamente a liga 356.0, conforme classificação da Aluminum Association (AA),⁽¹⁾ devido à grande variedade de componentes em que são utilizadas e que necessitam de uma alta relação resistência/peso. A resistência e a dureza dos componentes fabricados com ligas Al-Si-Mg podem ser melhoradas através de tratamentos de solubilização e envelhecimento. Estes tratamentos proporcionam uma distribuição uniforme de precipitados à base de Mg-Si na matriz de alumínio.⁽²⁾

As propriedades mecânicas destas ligas ainda podem ser afetadas, principalmente, pelos tratamentos aplicados ao metal fundido e pelo processo de fundição. Desta forma, o objetivo principal deste trabalho foi o de investigar o efeito dos tratamentos de solubilização e envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e microestruturais da liga de alumínio 356.0. Os corpos de provas foram produzidos em molde de areia a verde. Posteriormente foram submetidos ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, dessa maneira foi verificado o efeito do tratamento térmico de solubilização e da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e microestruturais.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os corpos de prova de tração foram obtidos a partir da fusão de 179 kg de alumínio em forno a gás natural com cadinho à base de ferro (aço). Após a fusão, o alumínio foi desgaseificado com nitrogênio industrial, aplicado com ponta porosa, durante 8 minutos, seguida pela retirada da escória e vazados em molde de areia a verde. A temperatura do metal líquido no forno foi mantida entre 690°C e 710°C. Os corpos de prova obtidos em moldes de areia a verde atendem às especificações das normas ASTM B26 – 82b⁽³⁾ e NBR7549.⁽⁴⁾

A análise da composição química foi realizada em seis amostras, sendo três em amostras obtidas durante a etapa de fundição e três nos corpos de prova. A análise química foi realizada em um espectrômetro de emissão ótica, marca Spectro, modelo Spectrolab, série 1485/87.

O tratamento térmico de solubilização foi feito na temperatura de 520°C ± 10°C, durante 5 h, seguido de resfriamento em água morna na temperatura de 65°C ± 5°C. O envelhecimento foi realizado na temperatura de 180°C, durante os tempos de 6 h, 10 h, 14 h, 16 h, 20 h e 28 h. Para cada tempo de envelhecimento, foram usados 4 corpos de prova.

O ensaio de tração foi realizado na máquina universal de ensaios da marca Otto Wolpert, modelo U20, com carga de até 4000 kgf e velocidade de 10 mm/minuto. As amostras para o ensaio de dureza Brinell (HB) foram retiradas da extremidade do corpo de prova após o ensaio de tração. Este ensaio foi feito em um durômetro da marca Otto Wolpert, modelo BK 300a, com um penetrador do tipo esfera de aço, com diâmetro de 10 mm e carga de 500 kgf.

A metalografia foi realizada na extremidade dos corpos de prova após o ensaio de tração. Foi utilizada uma solução de água destilada contendo 0,5% de ácido fluorídrico (HF) para revelar os microconstituintes. A superfície da fratura dos corpos de prova foi observada em um MEV da marca Jeol, modelo JSM T300.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Análise da Composição Química

As Tabelas 1 e 2 mostram a composição química média obtida e a especificação da Aluminum Association⁽¹⁾ para a liga 356.0, respectivamente.

Tabela 1: Composição química obtida da liga 356.0, 2007.

Al	Si	Mn	Sn	Ti	Zn	Ni	Fe	Mg	Sr	Cu	Sb	Na
90,43	6,98	0,64	0,014	0,086	0,051	0,018	0,98	0,54	0,007	0,131	0,078	0,003

Tabela 2: Composição química da liga 356.0, 2004.⁽¹⁾

Limites máximos e faixas para a composição química (%)

Processos	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros	
								Cada	Total
S, P	6,5-7,5	0,6(a)	0,25	0,35(a)	0,20-0,45	0,35	0,25	0,005	0,15

Notas específicas: (a) = O teor de Mn não deve ser menor que a metade do teor de Fe; S = Fundição em molde de areia; P = Fundição em molde permanente por gravidade.

Yi et al.⁽⁵⁾ e Crepeau⁽⁶⁾ citam que o Fe forma compostos intermetálicos nas ligas Al-Si-Mg, esses por sua vez, reduzem a resistência ao impacto, à fadiga, o alongamento e a usinabilidade. A Aluminum Association,⁽¹⁾ especifica que se o teor de Fe é maior que 0,45 %, o teor de Mn não deve ser menor que a metade do teor de Fe. Tal recomendação também é citada por Bäckerud, Chai e Tammienn⁽⁷⁾ com o propósito de favorecer a formação da fase $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, a qual possui uma morfologia compacta e evita a iniciação de trincas no material. Dessa maneira se evita a formação da fase Al_5FeSi , com a forma de placas, que favorece a formação de trincas e reduz as propriedades mecânicas.

3.2 Análise das Amostras no Estado Bruto de Fundição

3.2.1 Propriedades mecânicas

Os resultados obtidos no limite de resistência e alongamento no estado bruto de fundição e os especificados pela norma ASTM⁽³⁾ são mostrados na Tabela 3. Os resultados obtidos no estado bruto de fundição, não alcançaram os requisitos mínimos do alongamento e dureza desta especificação, entretanto foram superiores quanto ao limite de resistência.

Tabela 3: Propriedades mecânicas obtidas e especificadas pela ASTM B26⁽³⁾ para a liga 356.0 produzida em molde de areia no estado bruto de fundição, 2007.

Propriedades mecânicas	Obtidas	ASTM B26
Limite de resistência (MPa)	143	131
Alongamento (%)	1,8	2
Dureza (HB)	54	55

3.2.2 Microestruturas e aspecto da fratura

A superfície da fratura do corpo de prova após o ensaio de tração (Figura 1) apresenta superfície com fratura do tipo clivagem, típica de material frágil.

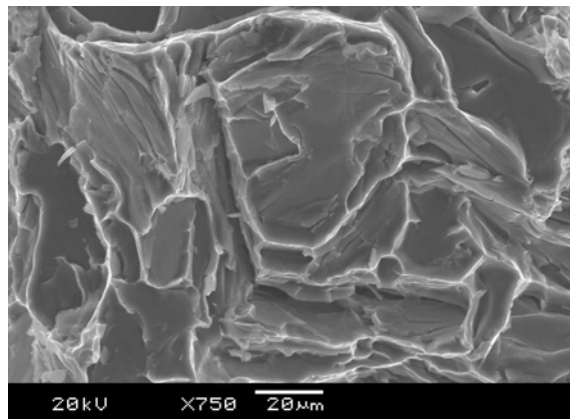


Figura 1: Aspecto da superfície na região da fratura do corpo de prova de tração no estado bruto de fundição.

A microestrutura observada em microscópio ótico mostra a presença das fases Al α , Si eutético e os intermetálicos na forma de escrita chinesa e massiva, Figura 2. Segundo Bäckerud, Chai e Tamminen,⁽⁷⁾ os intermetálicos do tipo escrita chinesa e massiva possuem estrutura com a composição $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$. Não foi constatada a presença da fase Al_5FeSi (na forma de agulhas). A predominância de intermetálicos do tipo escrita chinesa em relação aos massivos e a ausência do intermetálico tipo acicular (agulhas - Al_5FeSi), é devida ao teor de manganês ter sido mantido um pouco acima da metade do teor de ferro. De acordo com Bäckerud, Chai e Tamminen,⁽⁷⁾ a fase $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, em baixas velocidades de resfriamento, como em molde de areia, pode se formar como partículas grandes e massivas.

Tabela 4: Quantidade de intermetálicos ($Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$), 2007.

Escrita Chinesa	12 %
Massivas	8 %

Os corpos de prova obtidos no estado bruto de fundição não alcançaram a especificação mínima quanto ao alongamento estabelecido pela norma ASTM B 26⁽³⁾. Isto ocorreu provavelmente devido ao elevado teor de ferro e manganês, os quais estão acima do teor recomendado pela Aluminum Association⁽¹⁾ e ASTM.⁽³⁾ Os maiores teores de ferro e manganês favoreceram a formação dos intermetálicos $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$, conforme Figura 2. O aumento do teor de ferro, mesmo com neutralização com o uso de manganês, ocasiona uma maior quantidade de fases ricas em ferro (intermetálicos), as quais são duras e frágeis.⁽⁶⁾ A ausência do tratamento de modificação da liga com sódio ou estrôncio também pode ter influenciado para a obtenção dos menores resultados no alongamento.

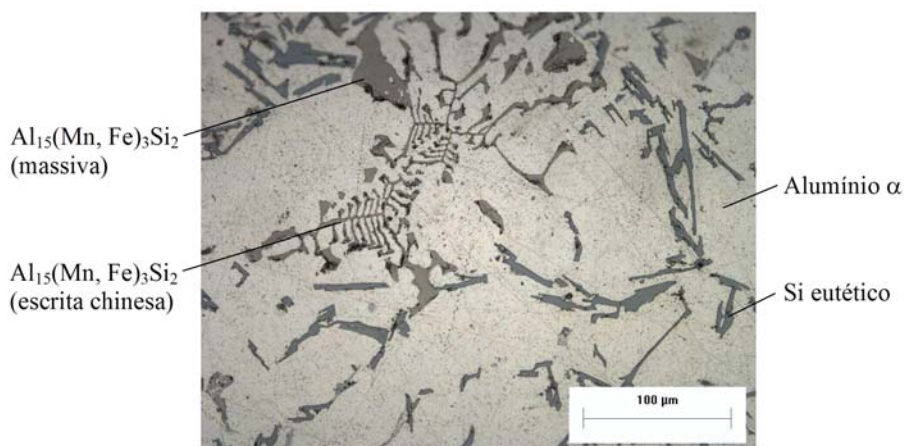


Figura 2: Microestrutura no estado bruto de fundição, ataque HF 0,5 %.

3.3 Efeitos do Tratamento Térmico de Solubilização

3.3.1 Propriedades mecânicas

Nas amostras solubilizadas foram obtidos aumento no limite de resistência e dureza e redução no alongamento, se comparadas às amostras no estado bruto de fundição, Tabela 5. A norma ASTM B 26⁽³⁾ não cita especificações para amostras somente solubilizadas.

Tabela 5: Propriedades mecânicas obtidas após o tratamento térmico de solubilização, 2007.

Propriedades mecânicas	Bruto de fundição	Solubilizadas
Limite de Resistência (MPa)	143	181
Alongamento (%)	1,8	1,3
Dureza (HB)	54	68

3.3.2 Microestruturas

A Figura 3(a) mostra a microestrutura obtida após o tratamento térmico de solubilização, ao se comparar com a Figura 2, no estado bruto de fundição, pode-se constatar que ocorreu um arredondamento nas extremidades das partículas de silício. Nos compostos intermetálicos não foram constatadas alterações.

A Figura 3(b) mostra que o aspecto da superfície da fratura é de clivagem, típica de material frágil, não se constatando diferenças em relação as amostra no estado bruto de fundição (Figura 1).

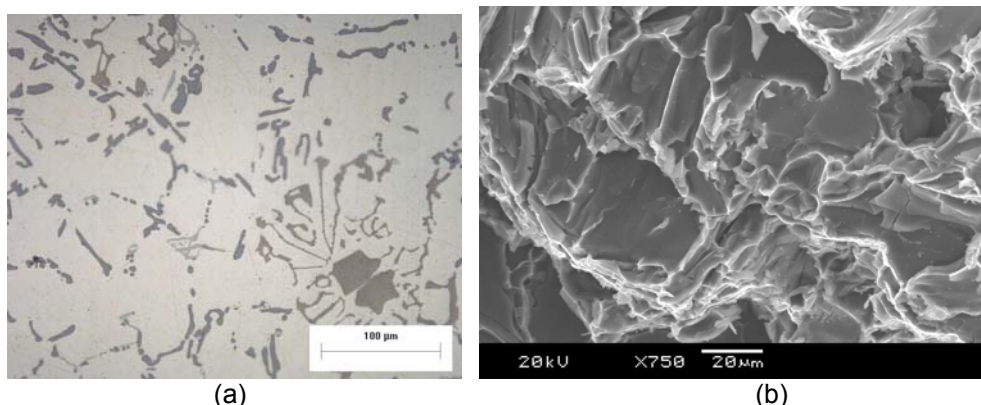


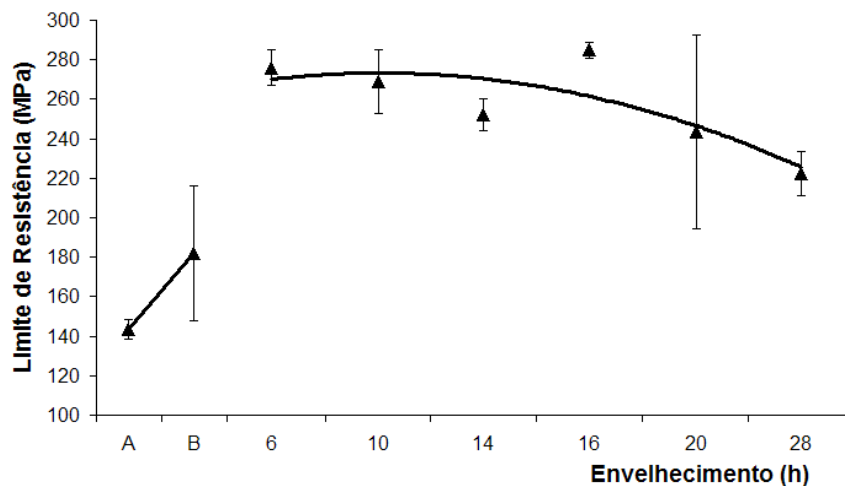
Figura 3: (a) Microestrutura, ataque HF 0,5 % e (b) superfície da fratura, ambas após solubilização a 520 °C durante 5 h.

O aumento no limite de resistência e dureza e a redução do alongamento nas amostras obtidas após a solubilização em relação às amostras no estado bruto de fundição podem estar relacionados com a formação da solução sólida de Mg e com a alteração na morfologia das partículas de Si. Entretanto, parece que o efeito predominante foi à formação da solução sólida se comparado ao do arredondamento das partículas de Si, como pode ser observado na Figura 3(a) a morfologia das partículas de Si foi pouco alterada. Ashby e Jones⁽⁸⁾ descrevem que as soluções sólidas favorecem o aumento da dureza e do limite de resistência, isto ocorre porque os átomos do soluto geram deformações na rede cristalina e conseqüentemente restringem o movimento das discordâncias.

3.4 Efeitos do Tratamento Térmico de Envelhecimento

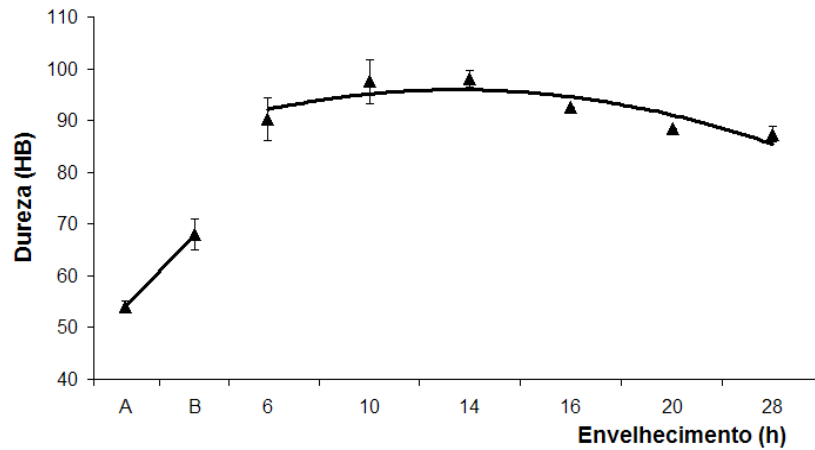
3.4.1 Propriedades mecânicas

Após o tratamento térmico de envelhecimento foi constatado aumento no limite de resistência e dureza e redução no alongamento em relação às amostras solubilizadas, conforme mostram as Figuras 4 a 6. Entre 6 h e 10 h no envelhecimento, o limite de resistência se manteve estável, a dureza apresentou tendência de aumento e o alongamento diminuiu. Quanto ao alongamento, todas as amostras apresentaram resultado inferior a 1%. Os maiores resultados no limite de resistência foram obtidos em corpos de prova envelhecidos entre 6 h e 16 h e para a dureza foram entre 10 h a 14 h. Todos os resultados obtidos no limite de resistência e dureza das amostras envelhecidas entre 6 h e 28 h ultrapassaram os valores mínimos especificados pela norma ASTM B 26,⁽³⁾ a qual especifica 207 MPa e 70 HB, respectivamente. Entretanto, os resultados do alongamento não atenderam ao requisito desta especificação, que é de 3,0% no mínimo. A partir de 16 h de envelhecimento os resultados mostram redução no limite de resistência, dureza e alongamento. Segundo Romestch e Schaffer,⁽⁹⁾ tal comportamento sugere que houve o início do processo de superenvelhecimento.



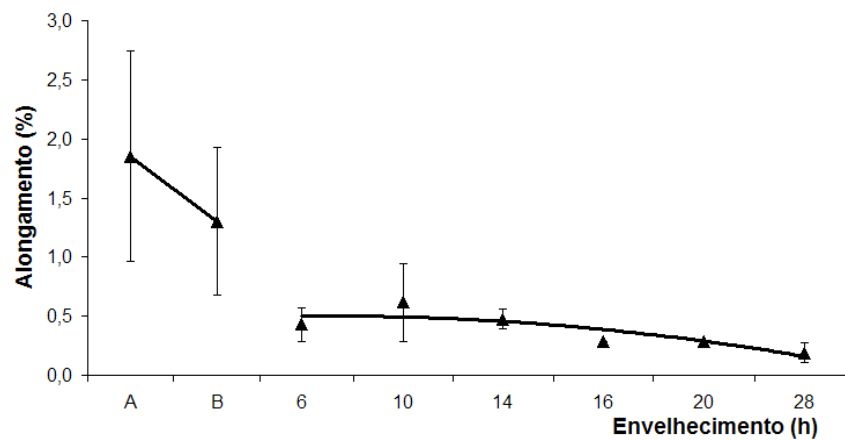
Nota específica: A = brutos de fundição; B = solubilizados

Figura 4: Efeito do tempo de envelhecimento no limite de resistência.



Nota específica: A = brutos de fundição; B = solubilizados

Figura 5: Efeito do tempo de envelhecimento na dureza.



Nota específica: A = brutos de fundição; B = solubilizados

Figura 6: Efeito do tempo de envelhecimento no alongamento.

3.4.2 Microestruturas

Não foram constatadas modificações nos microconstituintes das amostras envelhecidas, Figura 7(a), se comparadas às obtidas após solubilização, Figura 3(a). A Figura 7(b) representa a superfície da fratura das amostras envelhecidas, neste caso se refere à amostra envelhecida durante 6 h, foi constatada a formação de superfície do tipo clivagem, típica de material frágil.

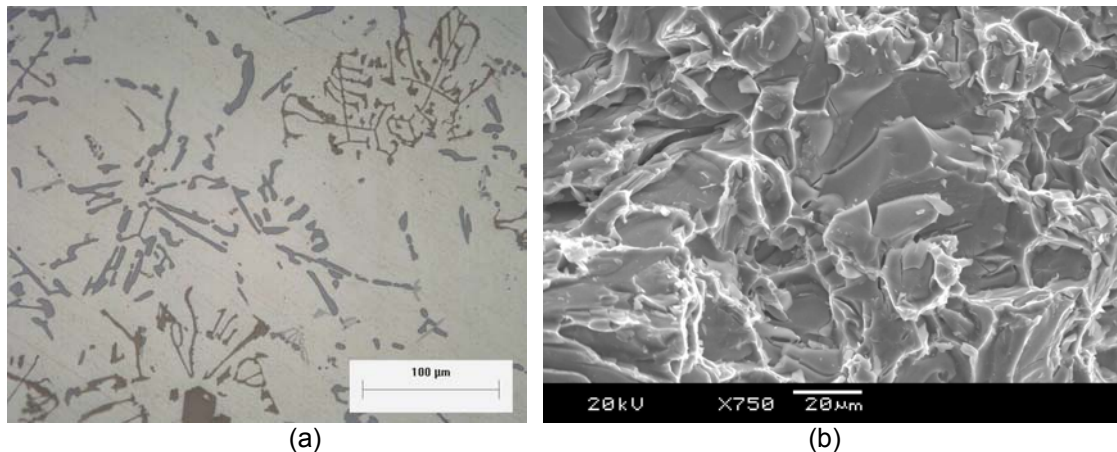


Figura 7: (a) Microestruturas da amostra envelhecimento a 180°C durante 28 h, ataque HF 0,5% e (b) superfície da fratura da amostra após 6 h de envelhecimento a 180°C

O aumento do teor de ferro nas ligas de alumínio reduz drasticamente a ductilidade devido à formação das fases intermetálicas duras e frágeis.^(6,7) No caso de peças fundidas em molde de areia, Apelian, Shivkumar e Sigworth⁽¹⁰⁾ descrevem que elas podem ser envelhecidas com o objetivo de aumentar o limite de resistência, mas o efeito sobre a ductilidade é pequeno em função da mesma já se encontrar baixa devido à microestrutura grosseira. A queda na ductilidade também pode ser atribuída aos precipitados formados em função do envelhecimento, segundo Porter e Easterling⁽¹¹⁾ quando as zonas de GP e os precipitados de transição são formados irá ocorrer maior dificuldade para o movimento das discordâncias devido à formação de uma matriz mais deformada e com maior nível de tensões no reticulado cristalino. A obtenção dos baixos alongamentos também pode ser atribuída à ausência do tratamento de modificação do silício eutético com sódio ou estrôncio.

4 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos no limite de resistência e dureza após o envelhecimento entre 6 h e 28 h, atenderam aos valores mínimos especificados pela norma ASTM B 26.⁽³⁾ Isto ocorreu devido à formação dos precipitados e à mínima presença de poros.

O alongamento após envelhecimento foi inferior a 1% e com tendência de redução em função do aumento do tempo de envelhecimento e não atendeu aos valores mínimos especificados pela norma ASTM B 26.⁽³⁾ Isto ocorreu provavelmente devido ao elevado teor de ferro e manganês.

Houve tendência de aumento na dureza entre os tempos de envelhecimento de 6 a 10 h. Este efeito deve ter ocorrido devido à formação de precipitados coerentes com a matriz que dificultaram a movimentação das discordâncias.

Tempos de envelhecimento superiores a 14 h, apresentaram tendência de redução no limite de resistência e dureza. Isto deve ter ocorrido em função da formação de precipitados mais grosseiros na matriz de alumínio α , os quais facilitam a movimentação das discordâncias entre os mesmos.

A solubilização causou arredondamentos nas extremidades das partículas de silício. A solubilização favoreceu o aumento da dureza e limite de resistência, mas diminuiu o alongamento. Isso deve ter ocorrido devido ao efeito dos elementos de liga em solução no alumínio α na temperatura ambiente.

A adição de ferro na liga 356.0 contribuiu para a obtenção de menor alongamento no estado bruto de fundição e após a solubilização e envelhecimento.

A adição de Mn favoreceu a formação dos intermetálicos com a morfologia do tipo “escrita chinesa” e massiva, se evitando a formação na forma acicular.

Agradecimentos

Os autores agradecem a todos que direta ou indiretamente ajudaram neste trabalho. Gostariam também de agradecer as empresas Metalúrgica Wetzel, pela realização das análises químicas e Vega do Sul pela utilização do MEV.

REFERÊNCIAS

- 1 AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM. **Handbook Casting**. v. 15, 5th Edition, 2004.
- 2 GRUZLESKI, J. E; CLOSSET, B. M. **The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys**. The American Foundrymen's Society - AFS, Des Plaines, Illinois, 1990.
- 3 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM. Annual Book of ASTM Standards - Nonferrous Metal Products. **Aluminum - Alloy Sand Castings, B 26 82b**. Philadelphia, 1984. v. 02.02.
- 4 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, ABNT. Alumínio e suas ligas - **Ensaio de tração dos produtos dúcteis e fundidos. NBR 7549**. Rio de Janeiro, 2001.
- 5 YI, J. Z, et al. **Effect of Fe content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum silicon alloy (A356 T6)**. Materials Science e Engineering, 2004.
- 6 CREPEAU, P. N. **Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys: A Critical Review**. AFS Transactions, 1995.
- 7 BÄCKERUD, L; CHAI, G; TAMMINEN, J. **Solidification characteristics of aluminum alloys**. v. 2, Foundry Alloys, Stockholm, Sweden, 1990.
- 8 ASHBY, M. F; JONES, D. R. **Engineering Materials 2 - An Introduction to Microstructures, Processing and Design**. 2nd Edition, Cambridge University, 1998.
- 9 ROMETSCH, P. A; SCHAFFER, G. B. **An age hardening model for Al 7Si Mg casting alloys**. Materials Science and Engineering, 2002.
- 10 APELIAN, D; SHIVKUMAR, S; SIGWORTH G. **Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al Si Mg Alloys**. AFS Transactions, 1989.
- 11 PORTER, D. A; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. New York, 1981.