

AVALIAÇÃO DA RESPOSTA AO TRATAMENTO TÉRMICO PARA FIOS DE LIGA AL-MG-SI (6101) DE DIÂMETROS DIFERENTES⁽¹⁾

André Oliveira Kishi⁽²⁾
Emerson David Cavalcante Santos⁽³⁾
Kleber Agustin Sabat da Cruz⁽⁴⁾
Mauro Sérgio Vieira Matos⁽⁵⁾
José Maria do Vale Quaresma⁽⁶⁾

Com o objetivo de avaliar a resposta de fios de diferentes diâmetros da liga 6101 ao envelhecimento artificial por quatro horas a 150° C, coletou-se amostras em forma de fios ($\phi = 2,50; 3,50$ e $3,59$ mm) de espulas diferentes. Os corpos de prova foram preparados de acordo com a norma ABNT – NBR - 5285 para ensaios de tração, e em seguida submetidas a tratamento térmico por 4h à 150°C. A cada hora foi retirado um lote de amostras de fios a fim de se obter resposta ao tratamento térmico sofrido pelo material através de ensaio de tração.

Os dados obtidos após os ensaios foram tratados e estão apresentados em forma de gráfico os quais indicaram comportamento diferente para os três diâmetros analisados.

Os fios de diâmetros 2,50 e 3,50mm apresentaram uma tendência de fragilização, diminuição no LRT com a conseqüente queda na ductilidade, que não é um comportamento normal para o fio de liga de alumínio.

Em todos os casos, o mínimo requerido em norma para resistência à tração foi alcançado, porém em tempos diferentes de tratamento térmico para cada diâmetro.

Palavras-chave: Fios de Liga, Ensaio de Tração, Diâmetros Diferentes

⁽¹⁾ V SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO- 2004, 17 a 19 de Maio de 2004 - Salvador - BA – Brasil

^{(2), (3), (5)} – Graduando em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará.

⁽⁴⁾ – Mestrando em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará.

⁽⁶⁾ – Professor Doutor, DEM – CT – Universidade Federal do Pará.

1 – INTRODUÇÃO

Em temperaturas de envelhecimento da ordem de 150 a 200°C, a precipitação nestas ligas tem uma cinética relativamente rápida. O processo inicia-se através da formação de aglomerados (clusters) de átomos de silício, uma vez que a solubilidade do silício no alumínio é menor do que a do magnésio. Esses aglomerados estão distribuídos homogeneamente através da matriz. As lacunas retidas com o resfriamento rápido favorecem o aumento da difusividade dos átomos de silício, acelerando o processo [MURAYAMA et al, 1999]

Nestas ligas o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico Mg₂Si, que ao equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo comportamento mecânico dessas ligas. O tratamento de envelhecimento artificial ou natural, controlado nas ligas da série 6xxx, permite avaliar a precipitação de fases a partir de uma solução sólida. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, que acarretam um substancial aumento na dureza do material [GUPTA et al, 1992].

Com base nestas afirmações é que entende-se ser importante o controle das temperaturas de envelhecimento, da homogeneidade térmica no ambiente dos fornos, para que se execute o envelhecimento na temperatura e tempo desejado.

A suscetibilidade ao envelhecimento e ao encruamento que o Alumínio apresenta é que sugere seu emprego na feitura das ligas da série 6XXX e seu emprego na fabricação de fios e cabos utilizados no transporte de energia elétrica.

2 – OBJETIVO

Deseja-se avaliar fios de d diâmetros 2,50, 3,00 e 3,59 mm da liga Al-Mg-Si (6101) ao envelhecimento artificial por quatro horas a 150° C, bem como a microestrutura da fratura e sua composição química pontual analisada com auxílio de microscopia eletrônica óptica.

3 – DESENVOLVIMENTO

Coletou-se amostras em forma de fios ($\phi = 2,50; 3,50$ e $3,59$ mm) de corridas e espulas diferentes: 103314R1-4A (E-254) e 203313R1-7A (E-178) para o diâmetro 2,50mm, 103114R1-8A (E-26) e 203114R1-5B (E-95) para o diâmetro 3,50mm, 103531R1-B8B – (E-106) e 203531R1-B2B (E-185) para o diâmetro 3,59mm. Os corpos de prova foram preparados de acordo com a norma ABNT – NBR - 5285 para ensaios de tração, e em seguida submetidas a tratamento térmico por 4h à 150°C, sendo que a cada hora foi retirado um lote de amostras de fios a fim de se obter resposta ao tratamento térmico sofrido pelo material.

Os dados obtidos após os ensaios de tração foram tratados e estão apresentados em forma de gráfico de modo a poder-se comparar o comportamento mecânico de fios de diferentes diâmetros, ao longo do processo de tratamento térmico.

As fraturas de 1 e 4 horas de envelhecimento de cada diâmetro foram analisadas via microscopia eletrônica de varredura.

Espera-se encontrar o melhor tempo de tratamento em se tratando de resposta de propriedades mecânicas, para a temperatura estudada. Dessa forma, tenta-se aplicar ao processo real os resultados experimentais.

4 - RESULTADOS

4.1 – Para o fio ($\phi=2,50$ mm)

4.1.1 – Composição química das corridas dos fios.

CORRIDA	BOBINA	%Mg	%Si	%Fe	%B	%Ti	%V	%Al
103314R1	4A (E-257)	0,517	0,522	0,230	0,0035	0,0092	0,0078	98,69
203313R1	7A (E178)	0,506	0,524	0,226	0,0006	0,0044	0,0040	98,72

Tabela 1 – Composição química da liga 6101

4.1.2 – Gráficos

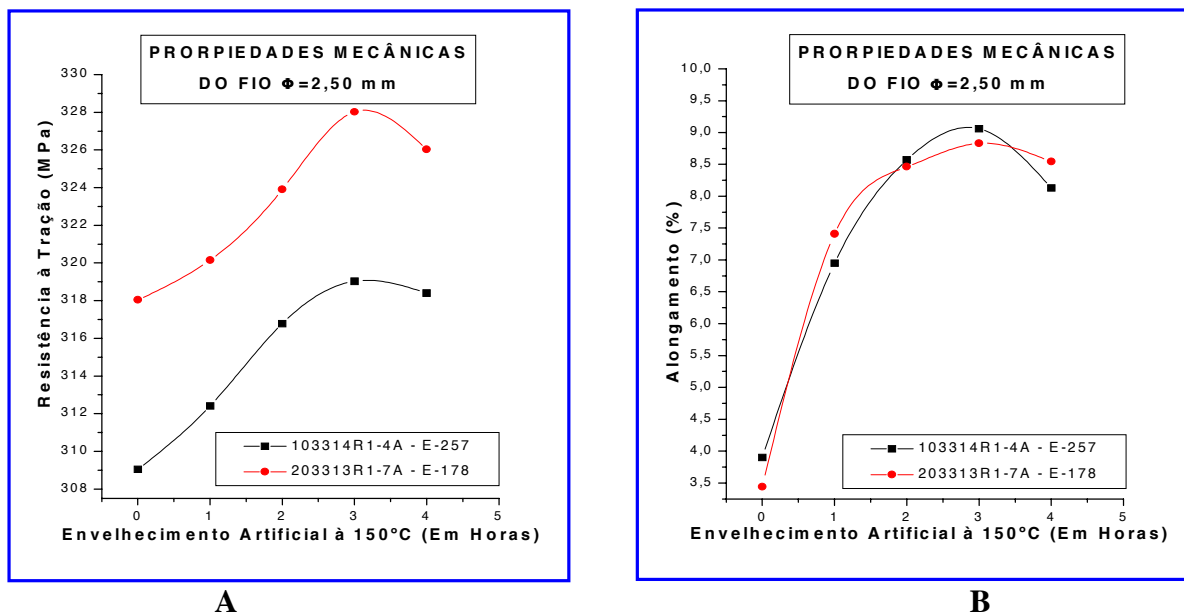


Figura 1 – Resultado do ensaio de tração para o fio de diâmetro 2,50mm. Em (A) tem-se a resistência à tração e em (B) o alongamento em relação ao tempo de envelhecimento de até 4 horas a 150°C.

Observa-se que as propriedades aumentaram até a terceira hora de tratamento com uma tendência de *fragilização* após esse período. O ganho no valor do LRT após o tratamento térmico é da ordem de 3%.

Para um fio de liga de alumínio de diâmetro 2,50mm, o mínimo de resistência à tração requerido pela norma é de 325 MPa. Neste caso, conforme observado no gráfico da Figura 1 (A), somente a espula E-178 conseguiu se enquadrar na norma.

Se compararmos o resultado de composição química dos dois fios analisados, Tabela 1, observa-se que os teores de Ti e B do fio que melhor se comportou, estão bem abaixo dos valores do outro fio analisado. Isso pode ser um indicativo desse comportamento individualmente diferente para os fios analisados.

4.1.3 – Análise das fraturas via MEV para o fio com $\phi=2,50$ mm

A avaliação metalográfica objetivou encontrar séria disseminação de defeitos e incoerência na composição química. Mas, neste caso (fio $\phi=2,50$ mm), não é o que se constata. Verifica-se a grande mobilidade do Si desde os primeiros momentos do Envelhecimento assim como do Fe, que tende a acompanhar o comportamento do Si. Comportamento que corroboram o que está proposto por GUPTA, EDWARDS E DUTTA.

Nas fotomicrografias das Figuras 1.1 e 1.2 verifica-se que DIMPLES - regiões de contorno das microcavidades - apresentam-se muito espessas e rasas denotando uma região mais de contorno de grão do que um DIMPLE convencional. E, como contorno de grão ou DIMPLE, identifica elevada presença de Si. Ponto 1 das duas Figuras citadas. Isto é o retrato da fratura avaliada.

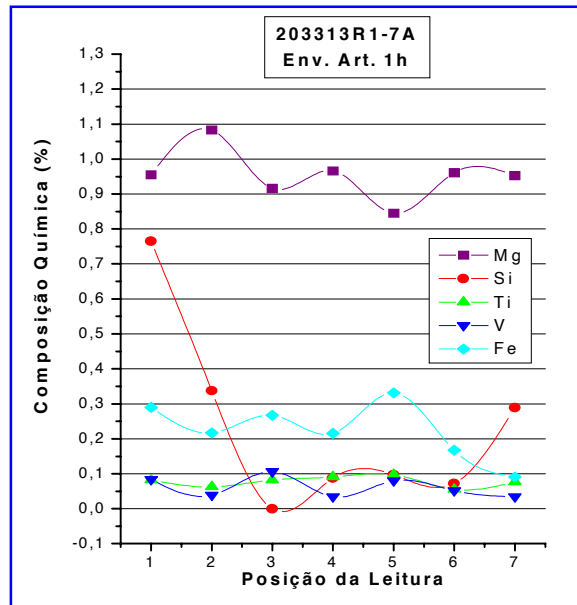
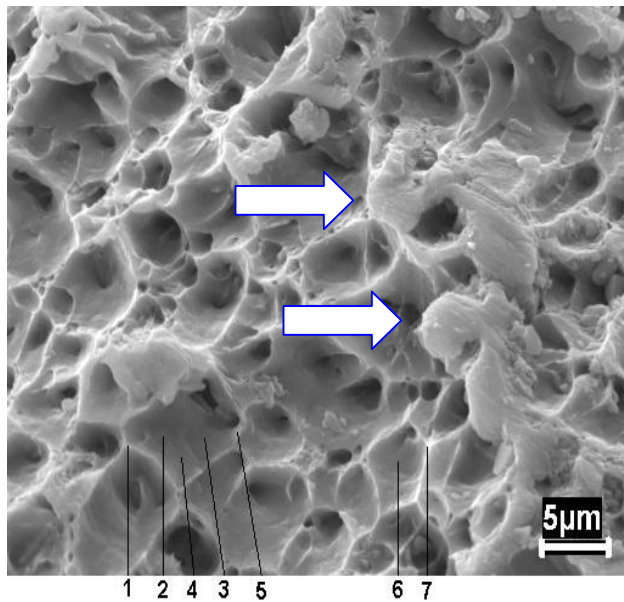


Figura 1.1 – Em (a): Fotomicrografia mostrando a fratura de um fio ($\phi=2,50$ mm) envelhecido artificialmente por 1h à 150°C, com ampliação de 2500x. Em (b) mostra o gráfico da leitura de composição química pontual na fratura.

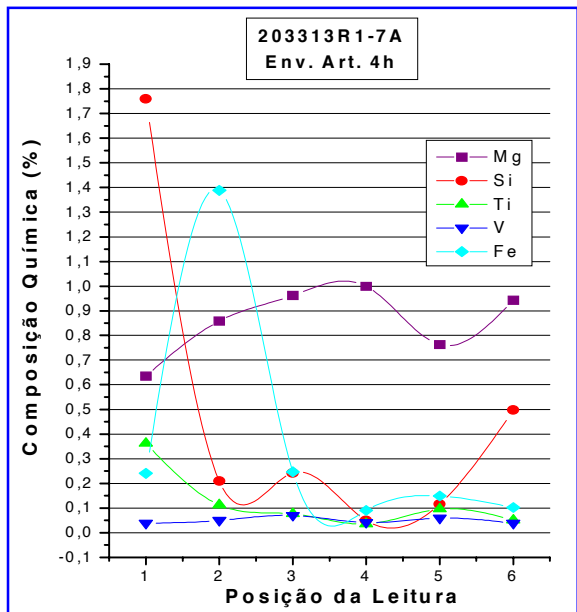
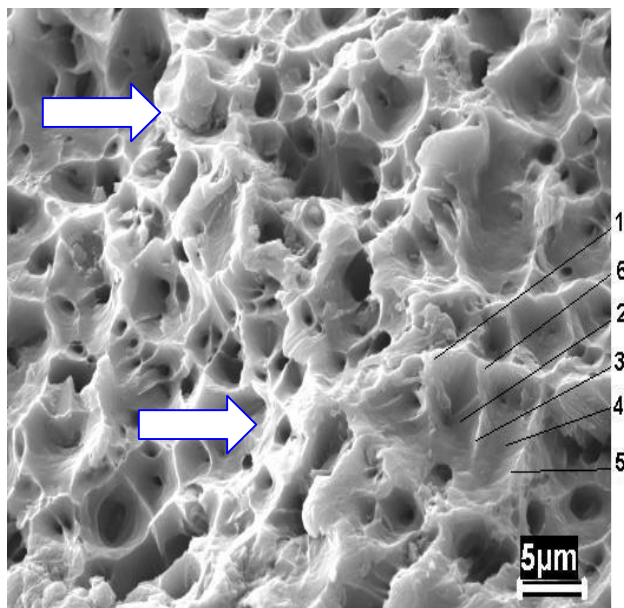


Figura 1.2 – Em (a): Fotomicrografia mostrando a fratura de um fio ($\phi=2,50$ mm) envelhecido artificialmente por 4h à 150°C, com ampliação de 2500x. Em (b) mostra o gráfico da leitura de composição química pontual na fratura.

4.2 – Para o fio ($\phi=3,50$ mm)

4.2.1 – Composição química das corridas dos fios.

CORRIDA	BOBINA	%Mg	%Si	%Fe	%B	%Ti	%V	%Al
103114R1	8A	0,5320	0,5470	0,2090	0,0013	0,0071	0,0062	98,680
203114R1	5B	0,5230	0,5470	0,2190	0,0012	0,0057	0,0039	98,680

Tabela 2 – Composição química da liga 6101.

4.2.2 – Gráficos

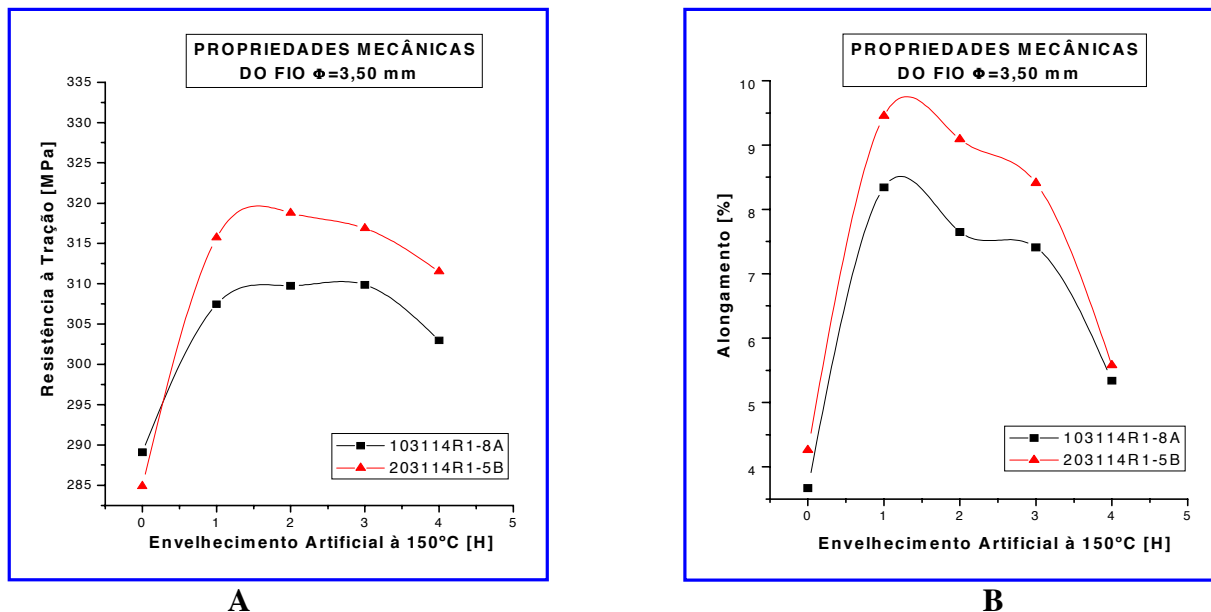


Figura 2 – Resultado do ensaio de tração para o fio de diâmetro 3,50mm. Em (A) tem-se a resistência à tração e em (B) o alongamento em relação ao tempo de envelhecimento de até 4 horas a 150°C.

Observa-se que as propriedades aumentaram até a primeira hora de tratamento com uma tendência acentuada de *fragilização* após esse período. O ganho no valor do LRT após o tratamento térmico é da ordem de 12%.

Mais uma vez, os teores de Ti e B do fio que melhor reagiu ao tratamento térmico (Bobina B5, Figura 2) estão abaixo dos teores do outro fio que foi avaliado, conforme mostra a tabela 2.

4.2.3 – Análise das fraturas via MEV para o fio com $\phi=3,50$ mm

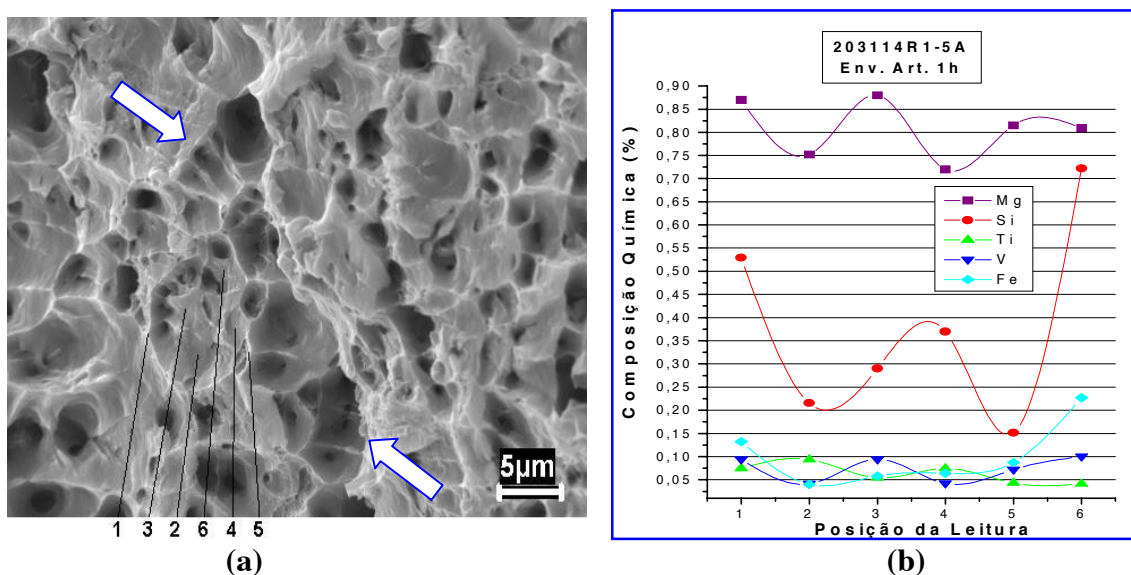


Figura 2.1 – Em (a): Fotomicrografia mostrando a fratura de um fio ($\phi=3,50$ mm) envelhecido artificialmente por 1h à 150°C, com ampliação de 2500x. Em (b) mostra o gráfico da leitura de composição química pontual na fratura.

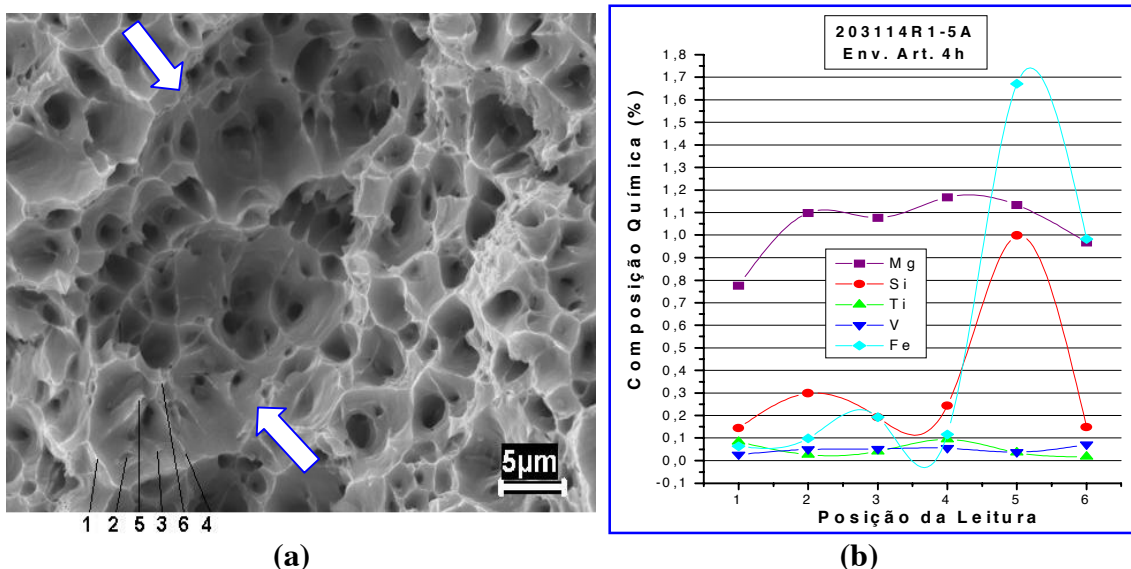


Figura 2.2 – Em (a): Fotomicrografia mostrando a fratura de um fio ($\phi=3,50$ mm) envelhecido artificialmente por 4h à 150°C, com ampliação de 2500x. Em (b) mostra o gráfico da leitura de composição química pontual na fratura.

No caso do fio com $\phi=3,50$ mm constata-se disseminação de defeitos na forma de microcavidades de grandes diâmetros e profundidades e, em particular, para o tempo de quatro horas de envelhecimento. Regiões indicadas entre as setas das fotomicrografia das Figuras 2.1 e 2.2. Estes defeitos podem ser oriundos da coalescência de microcavidades menores, mas podem ser devido a vazios provocados por agitação ineficiente no banho.

Na fotomicrografia da Figura 2.1 verifica-se marcante presença de Si em regiões descrita anteriormente como DIMPLETE muito espesso.

DIMPLES espessos podem caracterizar contornos de grão e são, na maioria das vezes, indicativo de baixo índice de percolação da matriz. Se estiverem associados ao fenômeno da coalescência naturalmente tem-se um material com baixo LRT e A%

4.3 - Para o fio ($\phi = 3,59$ mm).

4.3.1 – Composição química das corridas dos fios.

CORRIDA	BOBINA	%Mg	%Si	%Fe	%B	%Ti	%V	%Al
103531R1	8B	0,558	0,553	0,244	0,0014	0,0144	0,0079	98,60
203531R1	2B	0,571	0,584	0,248	0,0013	0,0152	0,0092	98,55

Tabela 3 – Composição química da liga

4.3.2 – Gráficos

Observa-se que, a resistência à tração cresce até a terceira hora e em seguida tende a cair, já o alongamento cresce constantemente até a quarta hora de tratamento térmico.

Observa-se que o LRT aumenta até a terceira hora de tratamento, sem apresentar qualquer tendência de fragilização após esse período. O ganho médio no valor do LRT após o tratamento térmico é da ordem de 14%.

Neste caso, conforme observado na Tabela 3, os teores de Ti, V e B estão próximos para as duas espulas estudadas. E a resposta dessa duas espulas foi bem próxima, conforme mostra os gráficos da Figura 3.

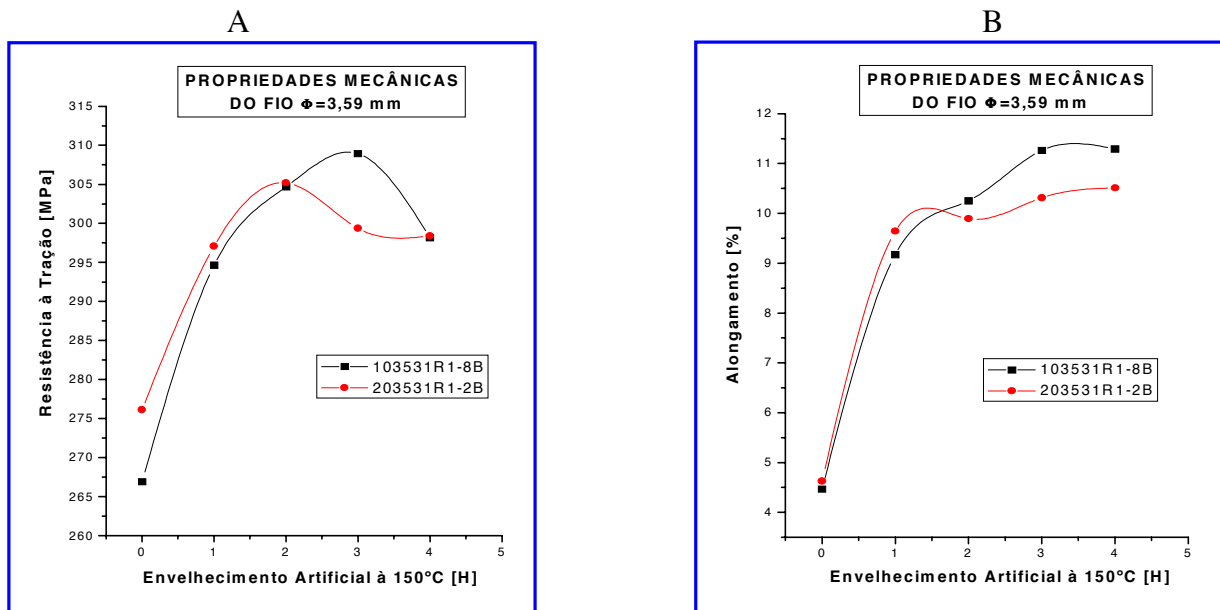


Figura 3 – Resultado do ensaio de tração para o fio de diâmetro 3,59mm. Em (A) tem-se a resistência à tração e em (B) o alongamento em relação ao tempo de envelhecimento de até 4 horas a 150°C.

4.3.3 – Análise das fraturas via MEV para o fio ($\phi = 3,59$ mm)

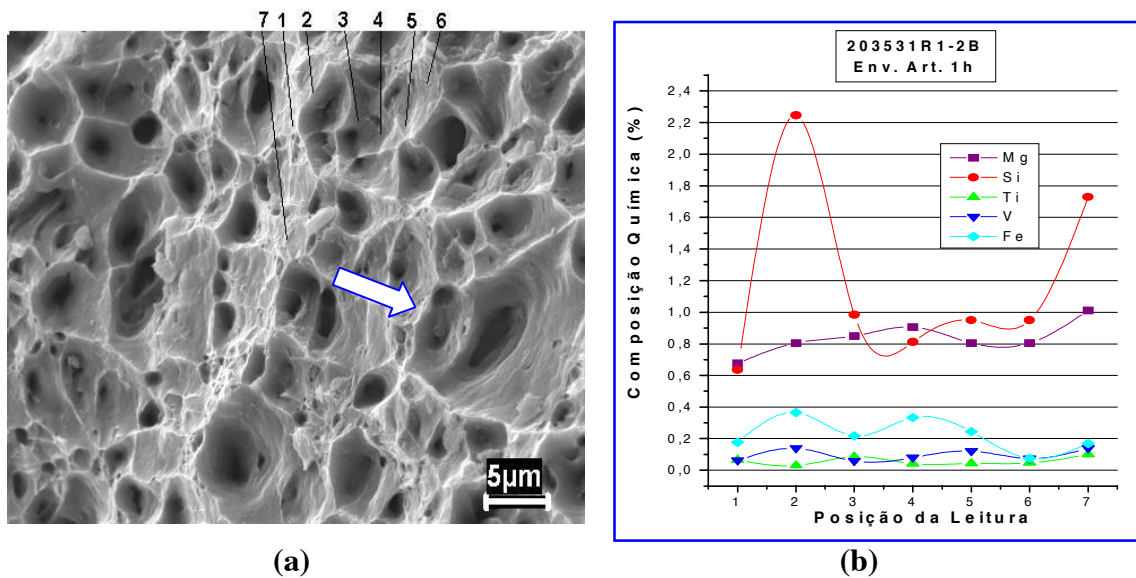


Figura 3.1 – Em (a): Fotomicrografia mostrando a fratura de um fio ($\phi=3,59$ mm) envelhecido artificialmente por 1h à 150°C, com ampliação de 2500x. Em (b) mostra o gráfico da leitura de composição química pontual na fratura.

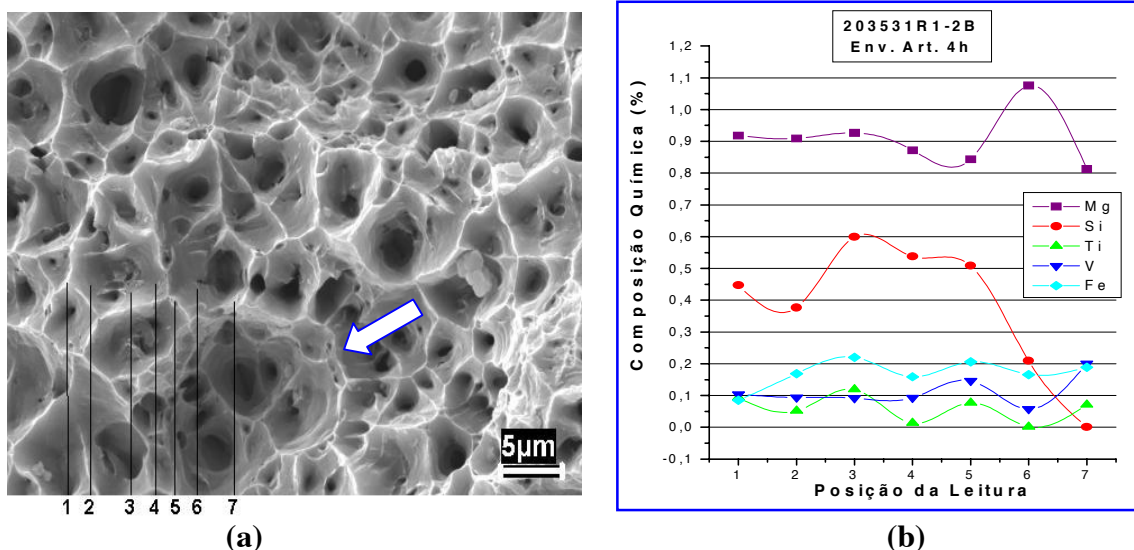


Figura 3.2 – Em (a): Fotomicrografia mostrando a fratura de um fio ($\phi=3,59$ mm) envelhecido artificialmente por 4h à 150°C, com ampliação de 2500x. Em (b) mostra o gráfico da leitura de composição química pontual na fratura.

Neste caso, fio ($\phi=3,59$ mm), não se constata disseminação de defeitos na forma de microcavidades de grandes diâmetros e profundidades em nenhuma das fraturas escolhidas apesar de existirem microcavidades que destoem do conjunto, não parecem ser resultantes do coalescimento entre as microcavidades. Regiões indicadas pelas setas.

Verifica-se a grande mobilidade do Si desde os primeiros momentos do Envelhecimento, mas desta vez sem o acompanhamento do Fe, que tende a acompanhar o comportamento do Si.

5 – CONCLUSÕES

A variação da composição química observada nas tabelas 1, 2, e 3 é um fato que deve ser melhor observado uma vez que as menores composições químicas apresentaram melhor performance quanto ao LRT como a A%

O teor de Si precisa ser um pouco maior do que o de Mg. Pois foi isto que observamos em trabalhos anteriores.

A tendência de fragilização, diminuição no LRT com a conseqüente queda na ductilidade, não é um comportamento normal para o fio e precisa ser melhor avaliada.

A avaliação metalográfica objetivou encontrar resposta para este comentário através da disseminação de defeitos e incoerência na composição química.

Nas Figuras os DIMPLES são realmente regiões de contorno das microcavidades caracterizando nitidamente o fenômeno da percolação da matriz. Verifica-se a presença marcante do Si desde os primeiros momentos do Envelhecimento, mas desta vez sem o acompanhamento do Fe, que tende a acompanhar o Si quando este aparece precipitado num contorno de grão.

Percolação da matriz normal leva a DIMPLES convencionais que associados a ausência de coalescência de microcavidades produz um material com as características de elevado LRT e A%.

Se o Tratamento Térmico for de todo inevitável tudo leva a crer que o tempo deve ser no máximo de três horas. Mas é preciso que se perca um pouco de tempo e se avalie a correlação de volumes das muflas que são usadas para os tratamentos de envelhecimento no laboratório e o forno usado na ALUBAR. Diferenças de 10 graus na temperatura de tratamento podem levar a repetições indesejáveis no tratamento térmico.

6 – BIBLIOGRAFIA

- [1] BRESCIANI, E. F.; “Conformação Plástica dos Metais” / 5º Ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp; pp. 25 – 49 e 93 – 114; 1997.
- [2] SPIN, J. A. J.: “Tratamento Térmico do Alumínio e Suas Ligas” São Paulo, SP: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, pp 01-90; 2003.
- [3] DUTTA AND ALLEN, S. M.; J. Mater. Sci. Lett. Vol. 10, p. 323; 1991.
- [4] EDWARDS, G. A.; STILLER, K.; DUNLOP, G. L.; AND COUPER, M. J.; “The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys”. Acta Mater, Vol. 46, Nº 11, pp. 3893 – 3904; 1998.
- [5] GUPTA, A. K. AND LLOYD, D. J.; in Aluminium Alloys: “Their Physical and Mechanical Properties”, Vol. 2, ed. L. Arnberg et al.; Norwegian Institute of Technology and SINTEF Metallurgy, Trondheim; p. 21; 1992.
- [6] MURAYAMA, M. AND HONO, K.; Pre-Precipitate Clusters and Precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys. Acta Materialia; vol 47; Nº 5; pp. 1537 – 1548; 1999.
- [7] GUPTA, A. K; LLOYD, D. J.; AND COURT, S. A.; Precipitation Hardening in Al-Mg-Si Alloys With and Without Excess Si. Materials Science and Engineering A316; pp. 11-17; 2001.