

ANÁLISE DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA A380 SUBMETIDA AO TRATAMENTO TÉRMICO DE GLOBULARIZAÇÃO

João Paulo Gabre Ferreira, joao_gabre@hotmail.com¹

Luciano Augusto Lourençato, lalouren@yahoo.com.br¹

Domingos Andrey Gonçalves, andreypaes@hotmail.com¹

¹Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Av Monteiro Lobato, Km 4, Ponta Grossa-Pr

Resumo: A Liga de alumínio A380 é uma liga comercial própria para injeção sob pressão, sendo amplamente utilizada na produção de peças para o setor automotivo. A morfologia de tal liga é composta por estruturas dendríticas de alumínio primário envoltas por fase eutética. Quando adicionados elementos refinadores de grão em teores próximos a 0,2%, como Ti e B, a morfologia do alumínio primário altera-se para um estado de rosetas equiaxiais, e após submetidos a condição de semissólidos com tratamento de globularização, essas rosetas tendem a globularizar. Esse trabalho tem como objetivo avaliar a evolução microestrutural da liga A380 submetida ao tratamento térmico de globularização durante 0, 30 e 90 segundos, analisando o comportamento da liga com adição de 0,2% de Ti. Foram feitas análises via DSC para a determinação da fração sólida, além de medições do tamanho de glóbulo, tamanho de grão, fator de forma e índice RQI. Como resultado pode-se notar que a técnica de refinamento químico de grão juntamente com o tratamento de globularização promoveu um melhoramento microestrutural da liga A380 no estado semissólido.

Palavras-chave: Semissólido, Ligas de Alumínio, Globularização, Tixotrofia

1. INTRODUÇÃO

O processamento de materiais semissólidos surgiu no início da década de 70 a partir de um estudo realizado por Spencer (1972) em ligas de estanho e chumbo. Spencer notou que ao aplicar taxas de deformação sob o estado semissólido, a microestrutura do material que até então se apresentava na forma de dendritas, ao sofrer taxas de deformação durante a solidificação passava a apresentar uma microestrutura globular. Isso acarretava em um decréscimo acentuado da viscosidade do material. Esse fenômeno chamado de tixotropia era até então desconhecido em materiais metálicos (Kirkwood, 2010). Em seguida, dando continuidade às descobertas realizadas por Spencer, um grupo de pesquisadores liderados por Flemings, começou a aplicar o material com comportamento tixotrópico a processos de conformação convencionais. Foi a partir desse momento que os pesquisadores começaram a notar inúmeras vantagens na conformação do material semissólido.

Geralmente, conforme constatado na literatura, as ligas de alumínio amplamente adotadas e estudadas como material semissólido são as comumente empregadas em fundição convencional, como a liga A356 e A357 (Atkinson, 2005). Assim sendo, constata-se que existe uma grande lacuna de mercado referente a tipos de ligas disponíveis para a utilização em processos que utilizem material semissólido.

A liga A380 é uma liga de alumínio muito utilizada em processos de injeção sob pressão para a fabricação de componentes para o setor automobilístico, composta principalmente por Si, Cu, Fe e Zn. Isso confere a essa liga uma microestrutura complexa composta majoritariamente por estruturas dendríticas de Al- α , eutéticos binários e ternários, além de intermetálicos como fase ferro- β .

Um material ideal para aplicação em processos de tixotrofia deve apresentar uma microestrutura refinada e globular, isso resulta em um melhor comportamento viscoso, menor segregação de líquido, bem como melhores propriedades mecânicas finais. Atualmente é possível encontrar na literatura diversas técnicas para obter o material semissólido para processos de tixotrofia (Mohammed et. al., 2013), dentre eles destaca-se a técnica de refinamento químico de grão seguido do tratamento de globularização.

Essa técnica consiste em refinar a microestrutura do material durante a sua elaboração através da adição de elementos refinadores, que para o caso de ligas de Al podem ser Ti, B ou mais comumente uma liga dos dois. Isso promove a formação de uma microestrutura bastante refinada e equiaxial. Na sequência é realizado o tratamento térmico de globularização, que consiste em elevar a temperatura do material até o campo de semissólido e manter nessa condição por um determinado período de tempo, onde os mecanismos de coalescência e Ostwald Ripening promovem a globularização da microestrutura (Robert, 1993).

O tempo de retenção na temperatura de semissólido é um parâmetro fundamental no processo, sendo necessários poucos segundos para que ocorra a globularização, tempos muito longos podem promover um crescimento excessivos dos grãos, comprometendo não somente as propriedades mecânicas finais, mas também o comportamento reológico do material semissólido.

Outro problema enfrentado pela técnica de refinamento químico de grão é com relação as ligas de alumínio suscetíveis ao refinamento, onde ligas com teores de Si acima de 3% tem a eficiência dos refinadores reduzida. Esse fenômeno ocorre pelo processo chamado de envenenamento por Si, onde o Si começa a interagir com as partículas que promovem a hiper-nucleação (Qui et. al., 2006). É possível encontrar na literatura diversas pesquisas que buscam sobrepor esse efeito, onde desde a simples adição de excessiva de refinadores (cerca de 0,2 wt% Ti), até composições diferenciadas de Ti e B nas ligas mãe pode prover bons resultados no refinamento de ligas de Al com alto Si (Murty et. al., 1999; Kori et. al., 2000)

No processamento de materiais semissólidos, outro fator fundamental é a caracterização metalográfica das estruturas semissólidas, podendo-se através dessas análises compreender melhor o comportamento dessas estruturas. Dentre as ferramentas de análise microestrutural para materiais semissólidos destaca-se o índice RQI desenvolvido por Zoqui (2001), onde leva-se em consideração o tamanho de partícula e o fator de forma Sf obtidos via metalografia convencional, além do tamanho de grão obtido por metalografia ótica com luz polarizada. Com essa técnica é possível distinguir estruturas aparentemente desconectadas tridimensionalmente quando na verdade se tratam de um mesmo grão, isso é possível pela deposição de uma fina camada de óxido sobre a amostra através de ataque eletrolítico com HBF_4 , onde essa camada ao interagir com a luz polarizada promove diferentes nuances de cores para grãos com diferentes orientações cristalográficas, tornando o índice RQI uma ferramenta muito útil na caracterização de materiais semissólidos

Por fim, esse trabalho teve por objetivo analisar a evolução microestrutural de liga A380 utilizando a técnica de refinamento químico de grão seguida do tratamento térmico de globularização através da análise de tamanho de grão e glóbulo, fator de forma e índice RQI.

2. Experimentos

A liga A380 foi obtida comercialmente na forma de lingotes com aproximadamente 7kg, que posteriormente foram cortados em porções menores para serem refundidos em um forno de indução de 35Kw com um cadinho de capacidade para 2,3kg de alumínio. Foram realizadas duas corridas, uma delas no estado bruto da liga e em outra foi adicionado 1% da liga refinadora 94wt%Al-5wt%Ti-1%B. A composição química da liga A380 utilizados está expressa na tabela 1.

Tabela 1. Composição química da liga A380 utilizada nos experimentos.

Elemento	Si	Cu	Fe	Zn	Ti	Pb	Al
wt%	8,46	3,48	0,865	2,99	0,0487	0,1561	Bal.

Os vazamentos foram realizados a uma temperatura de 750°C em moldes metálicos com formato cilíndrico com aproximadamente 31 mm de diâmetro por 250 mm de altura. A liga refinadora foi adicionada 5 min previamente ao vazamento, sendo esse tempo suficiente para ocorrer a total dissolução dos elementos. Após realizados os vazamentos, os lingotes obtidos foram usinados em amostras menores para a realização do tratamento de globularização, conforme apresentado na figura 1.

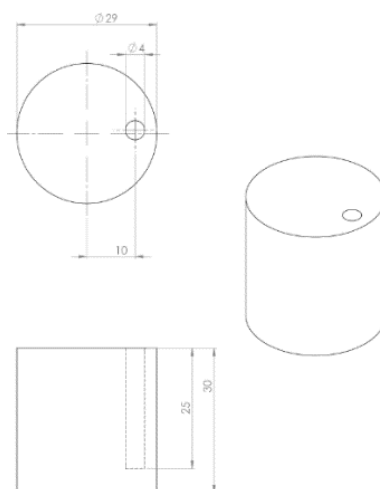


Figura 1. Índice RQI em relação ao tempo de retenção durante o tratamento de globularização para a liga A380 com e sem a adição de refinador de grão.

As amostras possuíam 30 mm de diâmetro por 30mm de altura e com um furo de 4mm deslocado cerca de 10mm da borda da amostra para o posicionamento do termopar do tipo K cromel alumel. Além disso amostras de

aproximadamente 30mg foram retiradas da parte inferior do lingote para a análise térmica via DSC, para a determinação da temperatura semissólida de tratamento.

O ensaio de DSC foi realizado a uma taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min até uma temperatura de 750°C utilizando argônio UP como gás de proteção em um equipamento SETARAM modelo LABSYS EVO. Os dados de fluxo de calor por temperatura foram coletados pelo software Calisto Data Acquisition e analisados no software Calisto processing.

Já com relação ao tratamento térmico de globularização, este foi realizado no mesmo forno utilizado na refundição da liga, porém no lugar do cadinho foi acoplada uma bobina de indução com 30 mm de altura por 60mm de diâmetro. O tratamento foi realizado a uma temperatura de 50% de fração sólida com tempos de retenção de 0, 30 e 90 segundos. Em seguida as amostras eram submersas em água a temperatura ambiente com a finalidade de resfriar rapidamente e impedir mudanças microestruturais.

Após o tratamento, uma fatia de 10mm de espessura foi retirada da região central de cada amostra para as análises metalográficas. A preparação metalográfica consistiu em 3 etapas de lixamento com lixas de granulometria 320, 600 e 1200 mesh, uma etapa de polimento em alumina 1µm, uma etapa de polimento com sílica coloidal de 0,04µm, e por fim um polimento vibratório 2 por 2h.

Nenhum ataque químico foi necessário para revelar a microestrutura nas imagens obtidas via metalografia convencional, sendo realizadas 5 imagens de cada amostra na região da coroa. O microscópio ótico utilizado para captar as imagens foi um ZEISS modelo Axio Imager.A2m com aumento de 200X

Já para as imagens obtidas via metalografia ótica com luz polarizada foi realizado um ataque eletrolítico, utilizando como eletrólito HBF₄ na concentração de 1,8% diluído em água sob uma voltagem de 20 V e uma corrente de 1,8 A durante o tempo de 150 segundos.

A partir das imagens obtidas via metalografia ótica, foram realizadas análises de tamanho de glóbulo através do método de interceptos de Heyn e também análises de fator de forma SF, representado pela equação 1, as quais foram feitas através do software ImageJ.

$$Sf = \frac{4\pi A_{\alpha}}{P_{\alpha}^2} \quad (1)$$

Já com as metalografias obtidas com luz polarizada foi possível quantificar o tamanho de grão utilizando o método dos interceptos de Heyn, parâmetro fundamental para o cálculo de índice RQI, índice qual calculado pela equação 2, onde GLS é o tamanho médio de glóbulos obtidos por metalografia convencional e GS é o tamanho médio de grão obtido por metalografia com luz polarizada.

$$RQI = \frac{GLS}{GS} . Sf \quad (2)$$

3. RESULTADOS

3.1. Cálculo da Fração Sólida

A análise térmica consiste em uma etapa fundamental do processo, pois com ela é possível analisar como a fração sólida evolui com aumento da temperatura, e com isso obter a temperatura de trabalho para a fração sólida desejada. Após realizados os ensaios de DSC, foi possível obter os resultados de fluxo de calor em relação a temperatura, quais podem ser observados na figura 2. Para facilitar o entendimento optou-se por renomear a liga A380 sem a adição de elementos refinadores de “Dendrítica” e a que sofre refinamento de “Refinada”.

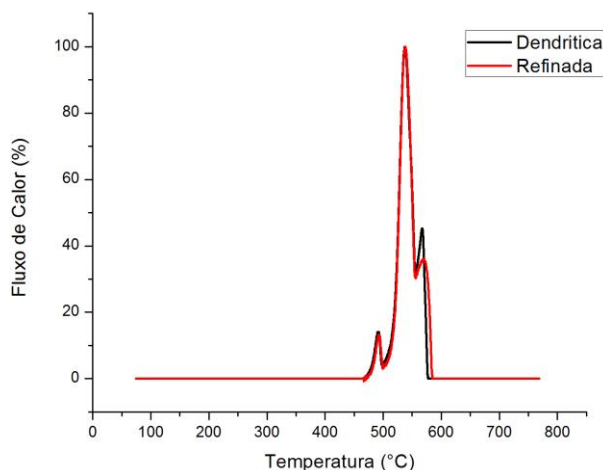


Figura 2. Resultado do ensaio de DSC, fluxo de calor em relação a temperatura para a liga A380 com e sem a adição de refinador de grão.

No gráfico da figura 2 é possível notar que existem 3 picos principais de formação de fase. O primeiro deles ocorre na temperatura de aproximadamente 466°C, pico no qual possivelmente ocorra formação de estruturas eutéticas mais complexas, bem como alguns intermetálicos. Um segundo pico começa a uma temperatura de aproximada de 500°C, sendo que este pico é relativo a formação do eutético binário Al-Si, e também da formação da fase β rica em ferro. Já a partir de uma temperatura de 556°C se dá início a fusão da fase primária Al- α . Os valores mais precisos das temperaturas de transformação de fase são apresentados na tabela 2, onde T1 corresponde ao início da fusão do primeiro pico, T2 início da fusão do eutético binário Al-Si, T3 e T4 início e término respectivamente da fusão de Al- α .

Tabela 3. Temperaturas de transformação de fase obtidas através do ensaio de DSC.

Condição	T1	T2	T3	T4
Dendrítica	465,67	499,14	555,37	578,12
Refinada	466,31	499,06	555,34	584,96

A partir dos dados da tabela acima é possível notar que não houve nenhuma variação significativa nos valores de temperatura, porém quando se trata da temperatura T4 houve uma variação de quase 7°C, acredita-se que isso ocorreu por um desvio na composição química entre as amostras, onde apesar dessas terem sido retiradas da mesma região do lingote, estes apresentavam uma heterogeneidade na composição química. Esta é a principal hipótese uma vez que elementos refinadores não implicam em mudanças significativas nas temperaturas de transformação de fase. Desta forma optou-se por realizar uma média aritmética simples para determinar a temperatura T4, resultando em uma temperatura de 581,54°C para o fim de transformação da fase Al- α , o que leva a um intervalo de solidificação de aproximadamente 26°C.

Ao integrar os dados de fluxo de calor em relação ao tempo é possível obter a entalpia de formação envolvida nas transformações de fase durante o ensaio de DSC, e se propusermos que a entalpia total de formação durante a solidificação é proporcional a fração sólida, é possível então obter o comportamento da fração sólida em relação a temperatura, o qual está expresso no gráfico da figura 3.

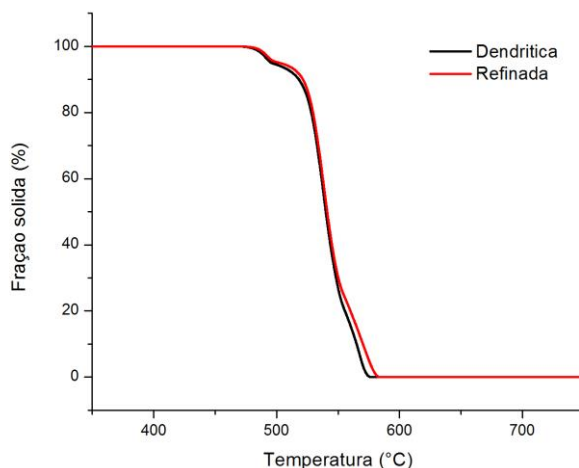


Figura 3. Variação da fração sólida em relação a temperatura para a liga A380 com e sem a adição de elementos refinadores de grão.

Porém ao realizar alguns pré-testes a nessas temperaturas, observou-se que essas se encontravam bem a baixo da temperatura de 50% Fs, uma vez que o material apresentava aspecto totalmente sólido. Esta ocorrência pode ser explicada, devido ao fato de que ao se realizar uma aproximação entre a entalpia de formação e a fração sólida não se leva em conta o calor específico na formação de cada fase.

Para sobrepor esse problema optou-se por trabalhar apenas com a região de transformação de fase do Al- α , desconsiderando as transformações eutéticas e intermetálicas posteriores a ela. E uma vez que análises metalográficas prévias apontam para um percentual de 57% de fase Al- α na composição da liga A380, sendo que a fração sólida desejada era de 50%, é possível então realizar a integração do diagrama de fluxo de calor em relação ao tempo apenas para a região correspondente a transformação da fase Al- α , e com isso relacionar a entalpia de formação desta fase com a fração sólida, onde durante a solidificação, 0% da entalpia de formação corresponde a uma fração sólida de 57%. Fazendo essa relação é possível obter o comportamento da Fs com relação à temperatura, conforme apresentado na figura 4.

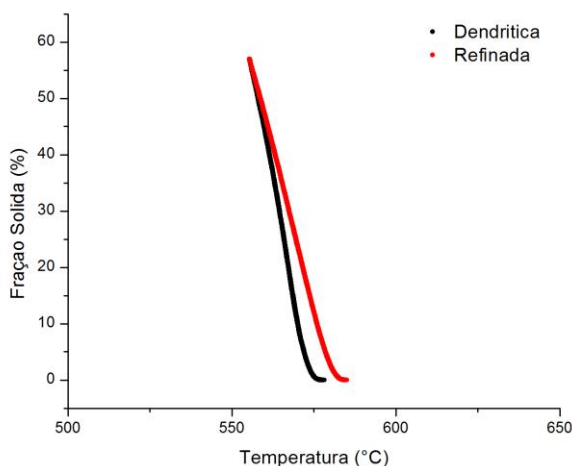


Figura 4. Variação da fração sólida em relação a temperatura para a liga A380 com e sem a adição de elementos refinadores de grão apenas para a região de transformação da fase Al- α .

Nota-se que esse método não é completamente preciso, pois ainda não leva em consideração variações do calor específico durante a formação da formação da fase Al- α , devido à concentração variável de soluto no decorrer da solidificação. Porém pré-testes apontam para um aspecto condizente com a fração sólida de 50% nas temperaturas listadas na tabela 3.

Tabela 3. Temperaturas de transformação de fase obtidas através do ensaio de DSC.

Condição	Temperatura °C
Dendrítica	559
Refinada	563

3.2. Análise Metalográfica

Inicialmente os materiais foram analisados via metalografia ótica convencional no seu estado bruto de fundição com o objetivo de se caracterizar os microconstituintes que compõem a liga A380 tanto no estado dendrítico como na condição refinada. Imagens com 100X de aumento estão apresentadas na figura 5.

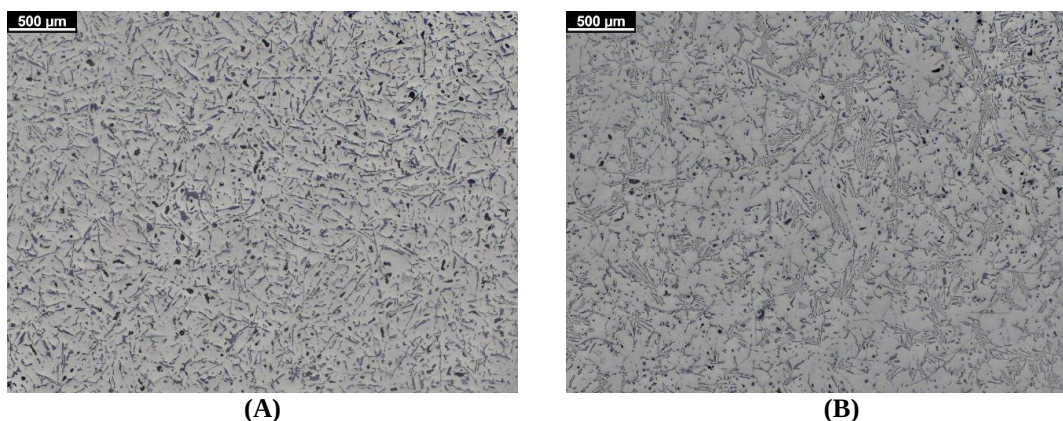
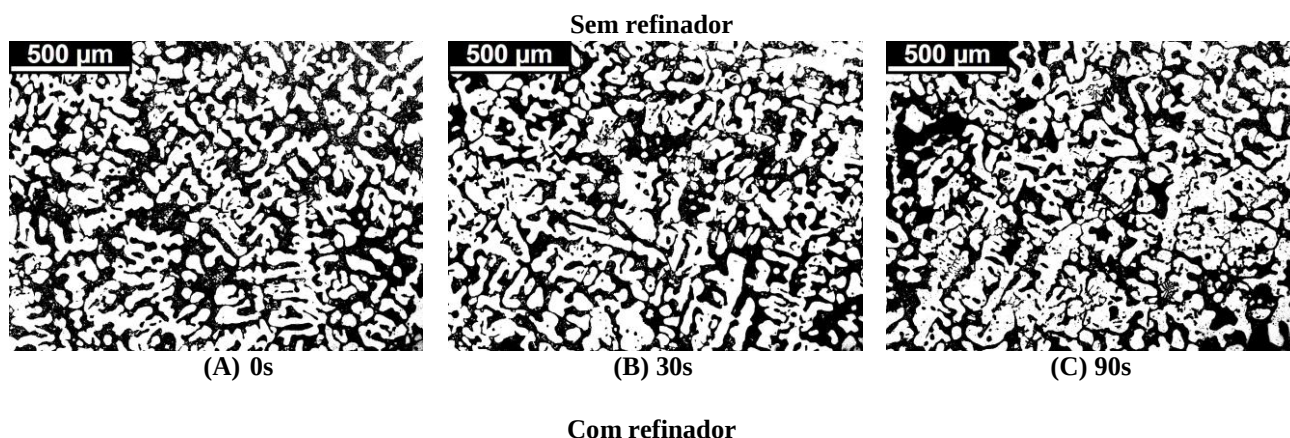


Figura 5. Microestruturas da liga A380: (A) Sem refinamento; (B) Com adição de elementos refinadores de grão.

Através da figura 5-A é possível notar que a microestrutura da liga A380 sem refinamento é composta por um grande volume de fase Al que envolve estruturas aciculares, que são majoritariamente placas de Si eutético e placas da fase ferro- β . Porém, pela metalografia convencional não foi possível distinguir as dendritas de Al- α da fase Al que compõem as fases eutéticas. Já na figura 5-B, que retrata a liga A380 refinada, é possível notar com um pouco mais de clareza estruturas equiaxiais de Al- α , bem como as estruturas eutéticas que compõem a microestrutura da liga A380.

Já na sequência, estão apresentadas na figura 6 as imagens obtidas via metalografia convencional após o tratamento de globularização, tais imagens foram as mesmas utilizadas na contagem de glóbulo e fator de forma Sf.



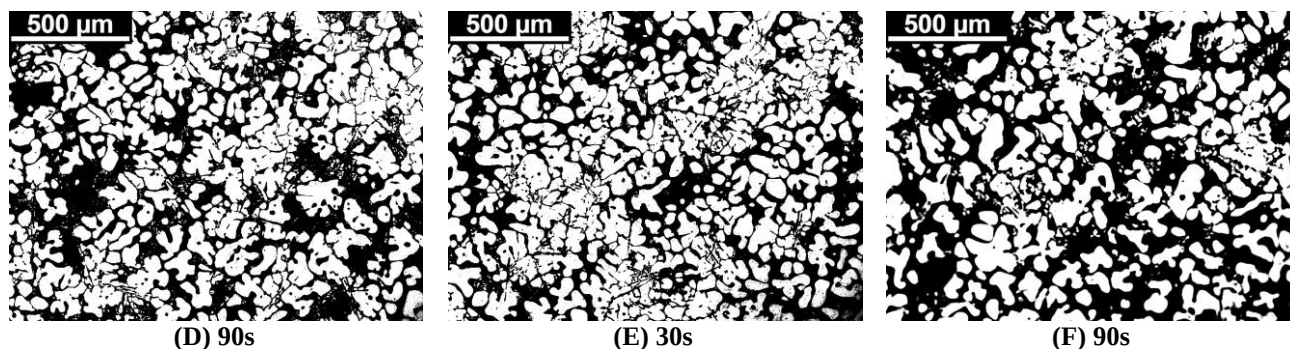


Figura 6. Metalografias com tempo de retenção de 0, 30 e 90 segundos para liga sem refinador (A, B e C) e para a liga refinada (D, E e F).

Nas figuras 6 A, B e C é possível notar a microestrutura dendrítica que compõem a liga A380, embora não seja possível diferenciar com clareza cada grão. Já para o caso da das figuras 6 D, E e F, que representam a liga A380 refinada, é possível notar que os glóbulos são menores e mais equiaxiais, comprovando assim a eficácia do refinamento da liga A380 pela adição de 1wt% da liga refinadora 94wt%Al-5wt%Ti-1%B.

No que diz respeito ao tratamento térmico de globularização, uma análise visual revela que não houve uma alteração significativa na circularidade das amostras na condição sem refinamento. O mesmo não ocorre para as amostras que sofreram refinamento, onde é possível notar uma sólida evolução microestrutural tanto no que diz respeito a circularidade bem como no tamanho dos glóbulos. Uma abordagem quantitativa desses fatores será aborda na sequência.

Com o objetivo de diferenciar os grãos que compõem a microestrutura, bem como averiguar como os glóbulos se encontram conectados tridimensionalmente, análises via microscopia ótica com luz polarizada foram realizadas e os resultados estão apresentados na figura 7.

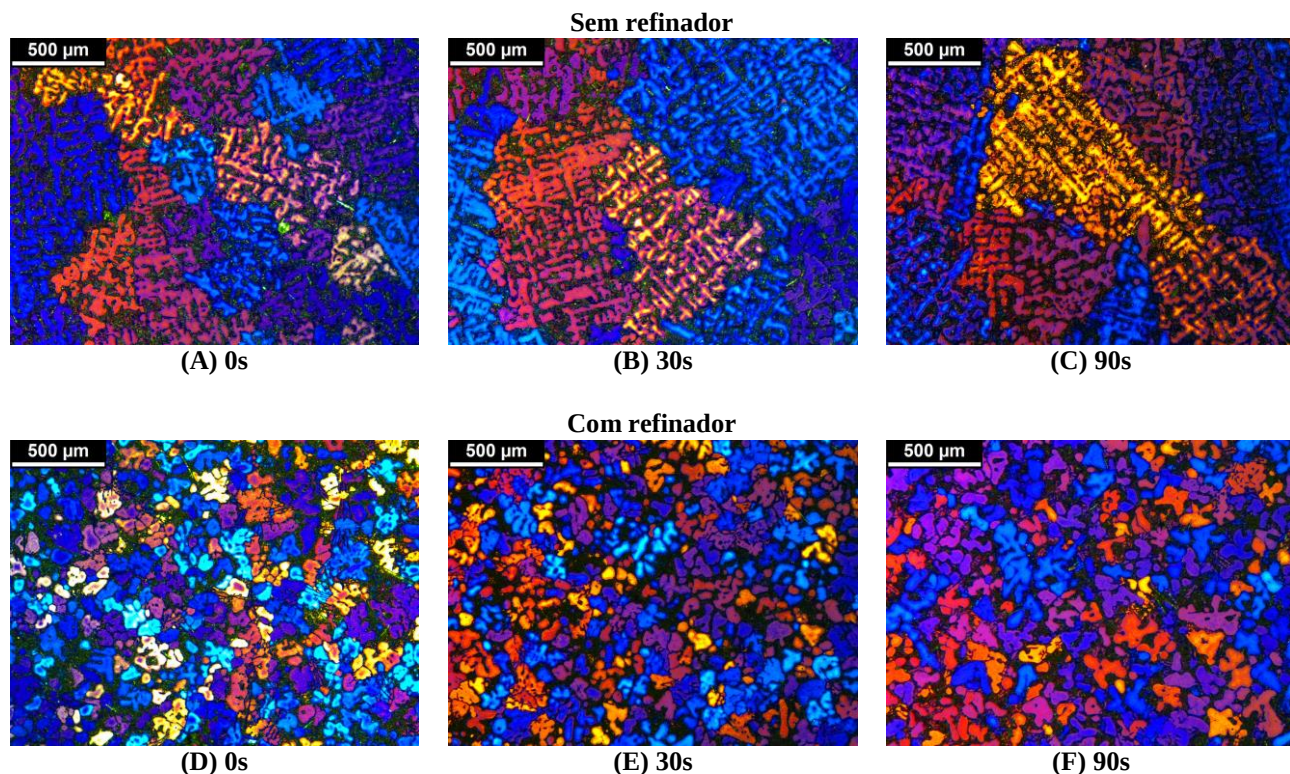


Figura 7. Micrografias via metalografia ótica com luz polarizada com tempo de retenção de 0, 30 e 90 para a liga sem refinador (A, B e C) e para a condição refinada (D, E e F).

Nas figuras 7 A, B e C fica claro o quão dendrítica a microestrutura da liga A380 sem refinamento pode ser, e além disso também fica evidente que os glóbulos das imagens via metalografia convencional, que pareciam estruturas isoladas, eram de fato braços dendríticos conectados em 3 dimensões.

Já a partir das figuras 7 D, E e F, que representam a liga A380 refinada, é possível notar que embora alguns glóbulos que pareciam desconectados se tratam, na verdade, de uma única estrutura. Esse fato ocorre em uma menor frequência e além disso o tamanho de grão é próximo ao tamanho dos glóbulos, podendo-se afirmar novamente que o refinamento de grão promoveu a formação de estruturas refinadas e equiaxiais, ideais para o processo de tixotomização.

Para melhor compreender a microestrutura desses materiais, bem como analisar com mais precisão a influência do tratamento térmico de globularização sobre essas ligas, análises de tamanho de glóbulo (GLS) realizadas a partir de metalografia convencional e análises de tamanho de grão (GS) obtidas por metalografia com luz polarizada são apresentadas na figura 8.

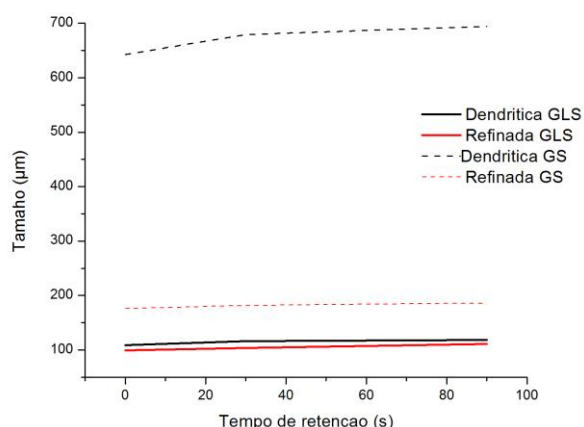


Figura 8. Evolução do tamanho de glóbulo (GLS) e tamanho grão (GS) em relação ao tempo de retenção durante o tratamento de globularização para a liga A380 com e sem a adição de refinador de grão.

Na figura 8 podemos notar que os resultados de tamanho de glóbulos (GLS), obtidos por metalografia convencional, apresentaram valores muito próximos tanto para a condição sem refinamento quanto para a condição refinada, variando de 109,1 µm até 118,7 µm para a condição dendrítica e 99,2 µm até 111 µm para a condição refinada, uma variação inferior a 10% indicando uma possível ineficiência no refinamento. Porém ao se analisar o tamanho de grão (GS) via metalografia ótica com luz polarizada é possível notar uma grande diferença entre as duas condições, sendo que tamanho de grão para a condição dendrítica variou entre 642,9 µm e 694,5 µm e para a condição refinada o tamanho de grão variou de 175,7 µm até 186,1 µm, uma redução de mais de 70%.

A diferença dos resultados obtidos entre os dois tipos de metalografia é novamente explicado pelo fato de que os braços dendríticos quando analisados de uma perspectiva bidimensional apresentam-se desconectados, porém fazem parte de uma única estrutura, e ao utilizar a metalografia colorida é possível identificar os glóbulos que pertencem a um mesmo grão e assim realizar a contagem de tamanho de grão da forma correta.

Outra variável importante que retrata a condição microestrutural dos glóbulos é o fator de forma Sf, o qual foi obtido por intermédio do software ImageJ utilizando as imagens via metalografia convencional. Os resultados referentes ao fator de forma obtidos são apresentados em relação ao tempo de retenção na figura 9.

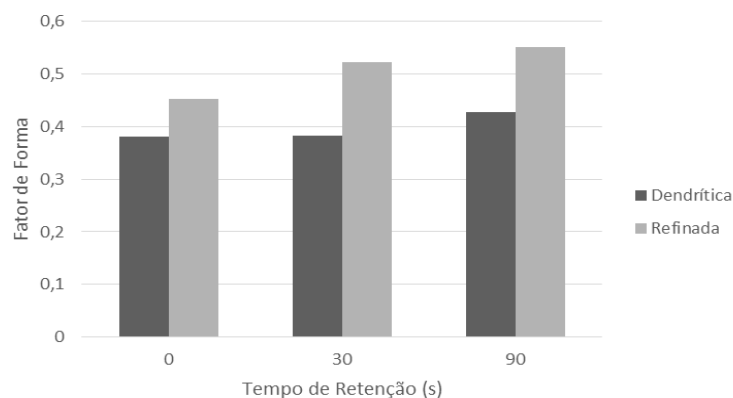


Figura 9. Fator de forma SF em relação ao tempo de retenção durante o tratamento de globularização para a liga A380 com e sem a adição de refinador de grão.

Os dados da figura 9 mostram uma variação média de aproximadamente 20% nos valores de fator de forma SF entre as duas condições microestruturais estudadas nesse trabalho. Essa variação de 20% era esperada, uma vez que estruturas refinadas tendem a ser equiaxiais, e em contrapartida aos braços dendríticos que apresentam formato alongado tendem a reduzir a sua circularidade.

Outro dado interessante ao se analisar a figura 9 é o efeito do tratamento de globularização, onde observa-se uma variação de aproximadamente 11% na circularidade dos glóbulos com o aumento no tempo de retenção de 0 e 90 segundos para o material com estrutura dendrítica, e uma variação de 18% para a condição refinada. Acredita-se que essa melhor resposta ao tratamento de globularização para a condição refinada está ligada ao fato desta apresentar uma microestrutura mais equiaxial, mais refinada e mais circular do que a condição sem refinamento, pois todos esses fatores contribuem com os mecanismos de coalescência, favorecendo o melhoramento microestrutural através do tratamento de globularização.

Por fim, a partir dos dados de tamanho de glóbulo e grão, juntamente com o fator de forma SF foi possível calcular o índice RQI através da equação 2. Os resultados para o índice RQI estão apresentados na figura 10.

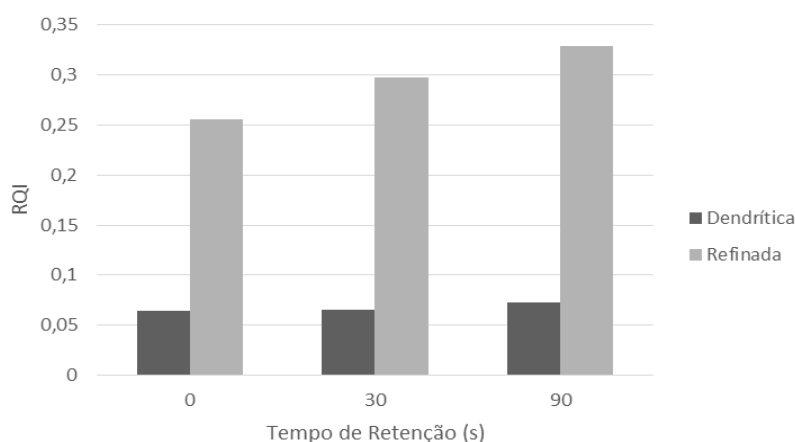


Figura 20. Índice RQI em relação ao tempo de retenção durante o tratamento de globularização para a liga A380 com e sem a adição de refinador de grão.

Como podemos visualizar no gráfico da figura 10, a adição de refinador de grão na liga promoveu um aumento de cerca de 400% no índice RQI para a liga A380, indicando uma melhora significativa desse material frente a processos de tixotrofia. Além disso, ao aumentar o tempo de retenção do material no estado semissólido de 0 para 90 segundos, é possível notar um aumento de 20% do índice RQI para a liga na condição refinada e de apenas 10% para a condição dendrítica, apontado mais uma vez para o fato de que o refinamento de grão aliado ao tratamento de globularização promoveu a melhoria da liga A380 no estado semissólido.

4. CONCLUSÃO

No presente trabalho, pode-se perceber com os resultados de DSC que embora a liga A380 seja multicomponente, foi possível identificar apenas 3 picos principais de transformação de fase. Além disso, o intervalo de solidificação para a fase Al- α é cerca de 25°C, pressupondo com isso que embora seja um intervalo estreito pode-se utilizar essa liga como material semissólido.

Na sequência, foi possível observar que o cálculo da fração sólida para SSM pode ser realizado por meio do ensaio de DSC através da integração do diagrama de fluxo de calor em relação ao tempo, isso é possível considerando-se de que a entalpia de formação é inversamente proporcional a fração sólida. Porém, essa consideração só é plausível quando se analisa o campo de transformação da fase Al- α isoladamente, podendo então desprezar os diferentes valores de calor específico envolvidos na formação de cada fase.

Já com relação a caracterização microestrutural, pôde-se notar que a microestrutura da liga A380 é complexa, sendo composta por estruturas de Al alfa rodeadas por diversas estruturas eutéticas e intermetálicas. Além disso, foi possível constatar que a adição de 1% da liga refinadora 94wt%Al-5wt%Ti-1%B foi capaz de reduzir significativamente o tamanho de grão desta liga sobrepondo assim o efeito de envenenamento por Si.

A metalografia ótica com luz polarizada se mostrou uma ferramenta útil na caracterização de estruturas semissólidas, uma vez que foi possível distinguir e quantificar que os glóbulos se encontravam conectados tridimensionalmente, onde tais estruturas quando analisadas apenas por metalografia convencional podem levar a um erro de interpretação.

Já com relação as análises quantitativas, pode-se perceber que a liga A380 na condição refinada apresentou uma melhora na circularidade de 20% e um índice RQI 400% maior quando comparado com condição sem refinamento, sugerindo assim a ocorrência da globularização.

Por fim, com relação ao tratamento térmico de globularização foi possível notar que a liga A380 no estado refinado apresentou uma melhor evolução microestrutural quando comparada com a liga sem refinamento, onde ao aumentar o tempo de retenção de 0 para 90 segundos, a liga refinada melhorou em 18% a circularidade dos glóbulos e em 20% o RQI, comprovando assim a eficácia da técnica de refinamento de grão seguido do tratamento térmico de globularização na obtenção de pastas semissólidas para processos de tixoconformação.

5. REFERÊNCIAS

- ATKINSON, H.V. Modeling the Semi-solid Processing of Metallic Alloys. *Progress in Materials Science*, v.50, p.341-412, 2005.
- KIRKWOOD, D. H., SUÉRY, M., KAPRANOS, P., ATKINSON, H. V., YOUNG, K. P. *Semi-solid Processing of Alloys Springer Series in Material Science 124 Springer-Verlag, Berlin Heidelberg*, 2010.
- KORI, S. A.; MURTY, B. S.; CHAKRABORTY, M. Development of an grain refiner for Al-7Si alloy. *Materials Science and Engineering A*, v. 280, p. 58-61, 2000.
- KORI, S.A.; MURTY, B.S.; CHAKRABORTY, M. Influence of silicon and magnesium on grain refinement in aluminium alloys. *Materials Science and Technology*, v.15, p. 986-992, 1999.
- MOHAMMED, M. N.; OMAR, M. Z.; SALLEH, M. S.; ALHAWARI, K. S.; KAPRANOS, P. Semisolid Metal Processing Techniques for Nondendritic Feedstock Production. *The Scientific World Journal*, p. 1-16, 2013.
- Qiu, D.; Taylor, J. A.; Zhang, M. X.; Kelly, P. M. A mechanism for the poisoning effect of silicon on the grain refinement of Al-Si alloys. *Acta Materialia*, v.55, p. 1447-1456, 2006.
- ROBERT, M.H. Partial Melting as an Efficient Method to produce Rheocast Alloy Slurries. *Transactions of the Japan Foundrymen's Society*, v. 123, p. 45-51, 1993.
- SPENCER, D.B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. Rheological Behavior of Sn-15%Pb in the Crystallization Range. *Metallurgical Transactions*, v.3, p.1925-1932, 1972.
- ZOQUI, E.J.; Obtenção e Caracterização de Ligas Al-Si Reofundidas. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001, 192p. Tese (Livre Docência).

6. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído nesse trabalho.

ANALYSIS OF THE MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF THE A380 ALUMINUM ALLOY UNDER HEAT TREATMENT AT SEMI-SOLID TEMPERATURE

ID COBEF2017-0879

João Paulo Gabre Ferreira, joao_gabre@hotmail.com¹

Luciano Augusto Lourenço, lalouren@yahoo.com.br¹

Domingos Andrey Gonçalves, andreypaes@hotmail.com¹

¹Federal Technology University – Av. Monteiro Lobato, Km 4, Ponta Grossa-Pr

Abstract: The A380 Aluminum Alloy is a widely commercial alloy for die cast process and it is used in the production of components for the automotive sector. The morphology of the A380 alloy is composed by dendrites of primary aluminum several eutectic and intermetallic phases. When grain refiners elements such as Ti and B are added at levels close to 0.2% the morphology of primary aluminum changes to an equiaxial state, and when the refined material is heat treated at the semi-solid temperature the equiaxial grains tend to globulize. This work aims to evaluate the microstructural evolution of the refined A380 alloy when heat treated at the semi-solid temperature with holding times of 0, 30 and 90 seconds. DSC analysis were performed to determine the semi-solid temperature and measurements of globule size, grain size, shape factor and RQI index were made to evaluate the microstructural evolution. As result it can be noted that the grain refinement technique combined with the heat treatment promote a microrestructural improvement of the A380 alloy in the semi-solid state.

Key Words: Semi-solid, Aluminum Alloy, Globularization, Tixoforming

COPYRIGHT

The authors are responsible for the content of the printed material included in this work.