



EFEITO DA ADIÇÃO DE TITÂNIO NO REFINAMENTO DA MICROESTRUTURA DA LIGA DE ALUMÍNIO A356

Jailson da SILVA¹, Leiliani Petri MARQUES¹, Paulo Dirceu Gonçalves BILLES¹, Mariana PEIXOTO¹, Jean Burgos GABRIEL¹, Maura Maria ROTH¹, Anelise Fraga de JESUS¹, Osvaldo Tadeu RODRIGUES JUNIOR^{1,2}, Gustavo SIEBERT^{1,2}, Ricardo Kirchof UNFER¹, Marcel Tadashi IZUMI¹

¹ FTA – Faculdade de Tecnologia Assessoritec. R. Marquês de Pombal, 287 – 89227-110 – Iririú, Joinville/SC.

² ISI – Instituto Senai de Inovação em Sistemas de Manufatura, Processamento a Laser e Excelência Operacional. R. Arno Waldemar Döhler, 308 – 89218-153 – Santo Antônio, Joinville/SC.

RESUMO

O efeito da adição de titânio (0,10 a 0,20 %) na microestrutura e propriedades mecânicas da liga A356 nas condições bruto de fundição e tratado termicamente (T6) foram investigadas usando análise térmica e técnicas de metalografia quantitativa. Na solidificação desta liga, partículas de titânio agem na nucleação de novos cristais, resultando em microestruturas mais finas e homogêneas. Foi observado que o aumento do teor de titânio resultou em grãos mais finos e menores valores de SDAS. Como resultado, os componentes microestruturais e as propriedades mecânicas foram influenciados pelos efeitos combinados do teor de titânio e dos tempos de solidificação. Também foi notado que o refinamento relacionado ao titânio é mais efetivo em seções mais espessas, resultando em melhores propriedades mecânicas.

Palavras-chave: SDAS, Titânio, Liga A356, Refinamento microestrutural.

1 INTRODUÇÃO

A liga A356 é amplamente utilizada em componentes automotivos e aeroespaciais devido às suas excelentes propriedades físicas e mecânicas, especialmente sua baixa densidade, que permite a redução de peso, além da possibilidade de obtenção de aumento de resistência por meio do tratamento térmico típico dessa liga (T6), que envolve solubilização, têmpera e envelhecimento artificial [7].

Além do tratamento térmico T6, outros tratamentos utilizando a adição de elementos

reativos têm sido usados nas fundições de ligas de alumínio. Esses elementos atuam como refinadores da microestrutura da liga A356, conduzindo a melhores propriedades mecânicas. Os métodos de refino atualmente utilizados nas fundições de ligas A356 envolvem a modificação das partículas eutéticas de Si e o refino das dendritas de $Al\alpha$ [3],[4].

Os elementos refinadores são normalmente usados na forma de ligas-mãe Al-Ti, que liberam partículas intermetálicas Al_3Ti , atuando como sítios para a nucleação. Esse efeito nucleante pode ser atribuído à redução do super-resfriamento (ΔT) nas condições de equilíbrio do sistema, formando partículas sólidas dispersas que servem como núcleos, os quais posteriormente crescem formando dendritas da solução sólida α [4].

Esse refinamento dos grãos resulta na redistribuição da porosidade na matriz e o aumento da quantidade de contornos de grão, resultando em dendritas menores e distribuídas. Isso amplia os níveis de barreiras para a movimentação das discordâncias e melhora a dispersão das fases secundárias. Esse fator contribui para um melhor acabamento de superfície, usinabilidade e propriedades mecânicas (fadiga, limite de resistência mecânica e dureza) [5]–[7].

Com pequenas adições de nucleantes à base de Ti ocorre a redução do tamanho dos grãos e de poros. Esse processo ocorre devido à presença de partículas Al_3Ti na matriz α . Ao aumentar a concentração de Ti, podem ocorrer duas consequências: a primeira está relacionada com o tamanho do grão, que é reduzido de forma linear com concentrações de até 0,20%_p Ti; acima desse percentual, o processo de refinamento tende a se estabilizar. A segunda refere-se ao super-resfriamento (ΔT), que diminui com o aumento de Ti, indicando um refino efetivo dos grãos [8].

O tratamento térmico T6 na liga A356 consiste na solubilização do Mg na matriz a uma temperatura dentro da região monofásica. Após a solubilização, a liga é rapidamente resfriada até a temperatura ambiente, formando uma solução sólida supersaturada. O processo é finalizado com o envelhecimento, realizado a uma temperatura moderada, promovendo a precipitação das partículas de Mg_2Si na matriz de alumínio ($\alpha-Al$) [4], [5], [9], [10].

A temperatura de solubilização contribui para a modificação da morfologia das partículas de Si, o que melhora as propriedades mecânicas, particularmente a ductilidade [11]. A alteração da morfologia do Si ocorre em três etapas: desintegração, esferoidização e crescimento das partículas de Si na matriz α , impulsionadas pela redução da energia superficial sob tensão superficial. O início da desintegração provoca pequenas flutuações nas partículas de Si eutético, com átomos migrando para a interface Si-Al. A movimentação dessas partículas pode ocorrer de duas maneiras:

primeiro, por autodifusão, onde o silício muda sua posição atômica difundindo-se entre si; segundo, por interdifusão, onde o silício deixa a rede de silício e migra através do alumínio na interface Al-Si, favorecida por defeitos na rede cristalina [12].

Para determinar a eficiência do refinamento nas ligas Al-Si, são utilizadas técnicas para medir o tamanho do grão e o espaçamento do braço dendrítico secundário (SDAS) [13]. Vandersluis (2017) pesquisou diferentes métodos para obter o valor médio do SDAS, identificando que o método mais preciso era a interceptação linear entre os braços dendríticos secundários dividida pela quantidade de braços [14].

O objetivo deste trabalho foi realizar um estudo detalhado das variações dos valores de SDAS na matriz da liga A356 em função do percentual de titânio adicionado e do tratamento térmico T6, utilizando técnicas de metalografia quantitativa. Esta investigação é justificada pelos possíveis efeitos positivos que a adição de Ti pode ter nas propriedades mecânicas da liga A356 em condições brutas de fundição e após tratamento térmico T6. Para avaliar a microestrutura, foram utilizadas técnicas de microscopia óptica e eletrônica de varredura utilizando difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e metalografia quantitativa. Também foram realizadas análises térmicas para avaliar a influência da nucleação na curva de super-resfriamento (ΔT). Adicionalmente, o comportamento mecânico foi avaliado pelos ensaios de tração e dureza.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste estudo foi a liga A356 disponível comercialmente com diferentes teores de titânio. As análises químicas foram realizadas usando espectrometria de emissão óptica, sendo as composições químicas reais de cada liga mostradas na Tabela 1.

Os corpos de prova para tração foram obtidos pela fundição das ligas-mãe em moldes permanentes à $760 \text{ }^\circ\text{C} \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$. Antes da fundição, o metal líquido foi desgaseificado utilizando nitrogênio e também utilizando um impulsor rotativo de grafite para remover o hidrogênio. As adições de magnésio e titânio foram realizadas durante a desgaseificação.

Tabela 1. Composição química das ligas fundidas A356 e A356+Ti (% em peso)

Condição	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Al
1	6,6	0,12	0,002	0,25	0,006	92,9
2	6,7	0,12	0,002	0,39	0,10	92,7
3	6,6	0,12	0,002	0,39	0,14	92,7
4	6,6	0,12	0,002	0,35	0,20	92,7

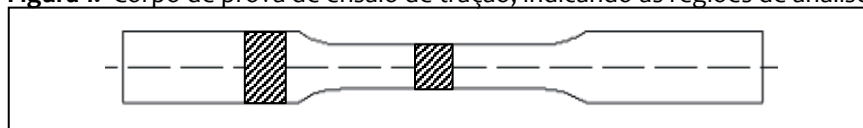
Fonte: os autores.

Parte das amostras foi submetida ao tratamento térmico T6 que consistiu em solubilização a 540 °C por 10 horas, seguido de um resfriamento em água a temperatura ambiente. Na sequência, foi realizado o envelhecimento artificial a 155 °C por 5 horas. Os corpos brutos e tratados foram usinados de acordo com a norma ABNT NBR 6892-1 [15]. Uma descrição mais detalhada da metodologia experimental foi descrita em trabalho anterior [16].

Os ensaios de tração foram realizados utilizando uma máquina universal de ensaios mecânicos EMIC 300KN, com velocidade de aplicação da carga de 4,2 mm/min, utilizando-se como referência a norma ASTM E 8M-01 [17]. Nos ensaios de dureza Brinell (HB) foi utilizada esfera de 2,5 mm e aplicação de uma carga de 62,5 kgf por 15 segundos [18,19].

Para avaliar a microestrutura foram utilizadas técnicas convencionais de preparação metalográfica e microscopia ótica, que consistem no lixamento e polimento e consequentemente ataques químicos com ácido fluorídrico 0,5% [20] com um tempo de 15 segundos. A caracterização da microestrutura teve como objetivo avaliar o espaçamento entre os braços dendríticos secundários (SDAS), sendo que as análises destas variações foram feitas com cortes transversais nas amostras em duas regiões dos corpos de prova, a de maior diâmetro (região da cabeça do corpo de prova) e na região de menor diâmetro (região útil), conforme ilustrado nas regiões destacadas da Figura 1.

Figura 1. Corpo de prova de ensaio de tração, indicando as regiões de análise.



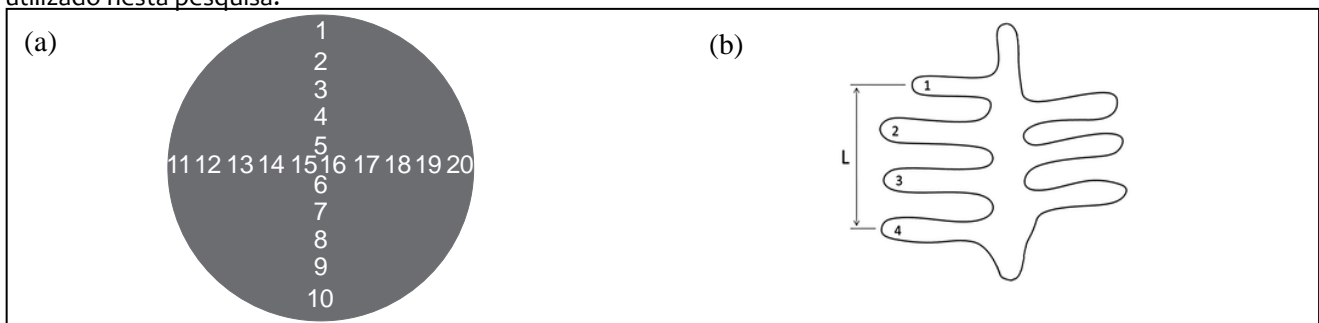
Fonte: os autores.

No processo de medição do SDAS, foram feitas 20 imagens de cada amostra, sendo 10 no sentido vertical e outras 10 no sentido horizontal, conforme Figura 2 (a). Utilizou-se o método descrito por Vandersluis (2017) para análise dos valores de SDAS [14], que consiste na interceptação

de uma linha L , tendo seu comprimento paralelo ao braço principal, entre os centros dos braços secundários, conforme ilustrado na Figura 2 (b). O cálculo foi realizado conforme equação 1, onde n representa o número de braços secundários contados apenas ao longo de um lado do braço principal, L representa o comprimento da linha entre os braços secundários. As medições foram realizadas utilizando o *Software Analisys*® [14].

$$SDAS = \frac{L}{n - 1} \quad (1)$$

Figura 2. (a) Indicação da posição das imagens das amostras para medição do SDAS. (b) Método de medição do SDAS utilizado nesta pesquisa.



Fonte: os autores.

A morfologia dos grãos, foi analisada por meio da microscopia eletrônica de varredura com detector para análise de EBSD, cujos parâmetros utilizados para a aquisição da imagem foram uma tensão de aceleração de 15 KV e passos de 15 μm . Nas imagens obtidas por EBSD, foram traçadas 14 retas entre os grãos, cujo propósito foi obter uma estimativa do tamanho médio dos grãos. A macrografia convencional também foi utilizada para obtenção de imagens.

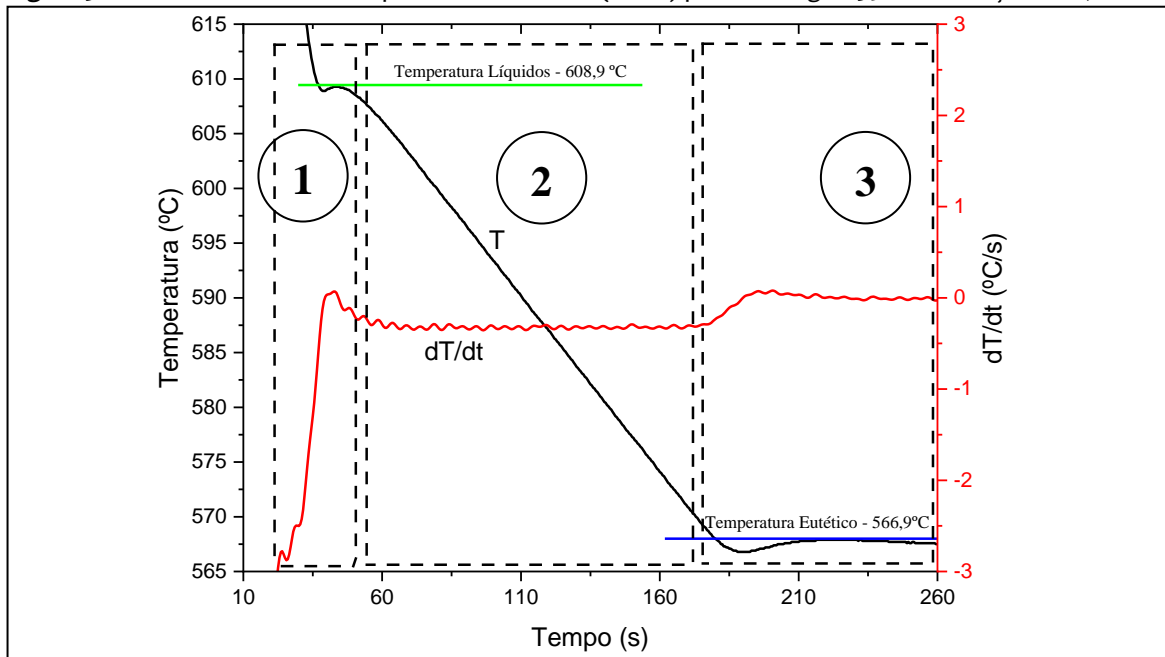
As curvas de análise térmica da liga A356, foram obtidas através do equipamento *Carbomax Delta*. O vazamento foi realizado a uma temperatura de $760^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$, em copos de análise térmica. Para medidas de análise térmica diferencial foi utilizado um equipamento comercial da *Netzsch*. As amostras foram medidas em cadinhos cerâmicos até 650°C com uma taxa de resfriamento de $20^{\circ}\text{C}/\text{min}$ em atmosfera de argônio.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 3 apresenta uma curva de solidificação da liga A356 com adição de $0,20\%_p$ Ti. A construção deste gráfico emprega conceitos matemáticos como as derivadas ou inflexões nas

curvas de resfriamento para indicar os fenômenos que ocorrem durante a solidificação. Para entendimento deste fenômeno dividiu-se o gráfico em 3 regiões, sendo que a primeira região ilustra o início do surgimento e crescimento dos primeiros núcleos de sólido. Neste momento ocorre a liberação do calor latente da transformação líquido-sólido, cuja taxa de liberação com o tempo é dependente do tipo e da quantidade de cristais formados. A taxa de calor liberado pode ser suficientemente alta para dificultar o resfriamento do metal, diminuindo a sua taxa de resfriamento e causando a recalescência. Na segunda região ocorre o desenvolvimento do espaçamento dos braços das dendritas primárias. A última região indica a nucleação do silício, dando início à solidificação do eutético [3].

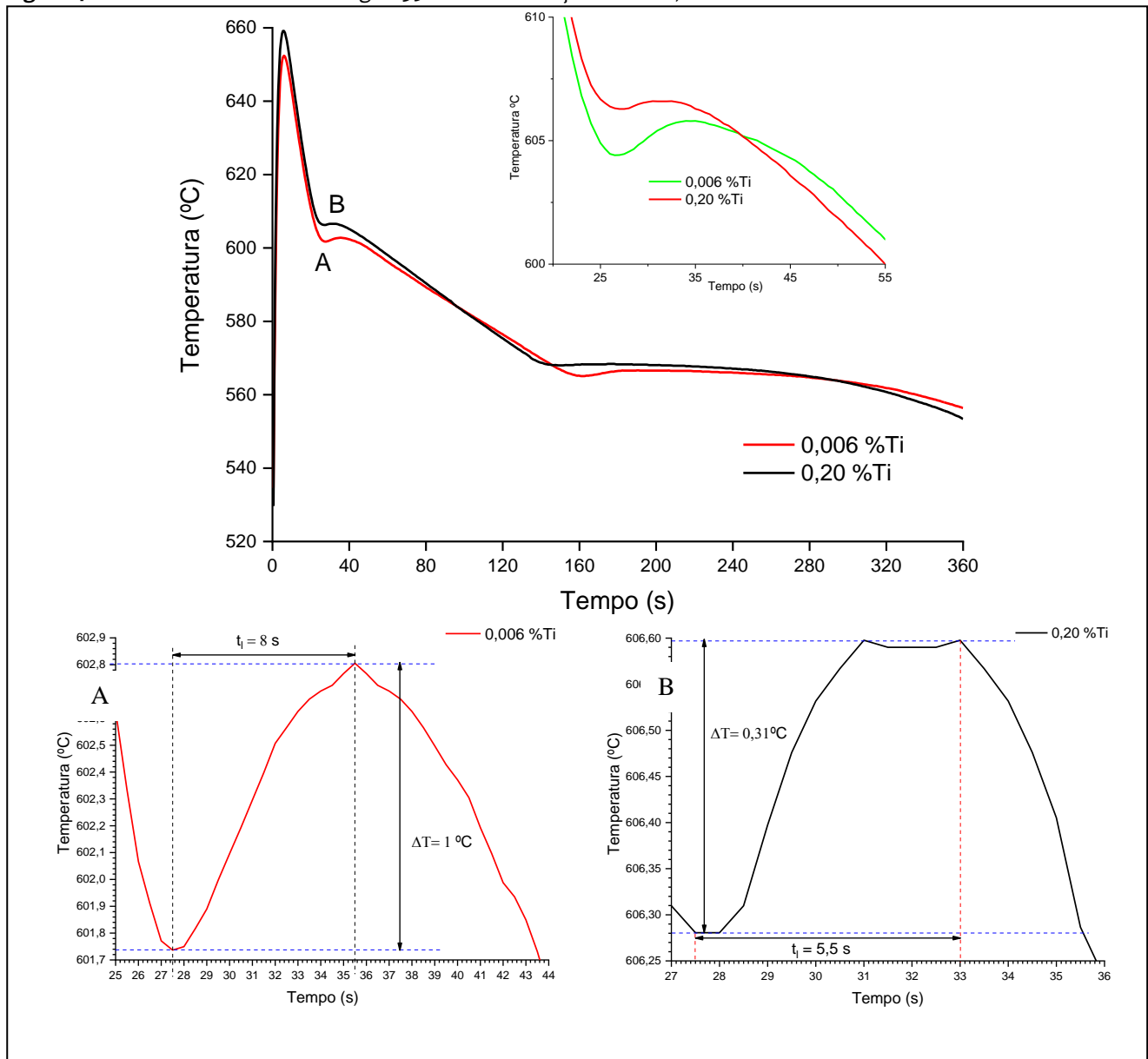
Figura 3. Curva de resfriamento típica e sua derivada (dT/dt) para uma liga A356 com adição de 0,20 %Ti.



Fonte: Os autores.

Uma análise mais detalhada da curva de solidificação está apresentada na Figura 4. A primeira condição a ser observada é a da amostra sem inoculação (0,006% Ti), onde foi identificado que o início da recalescência na temperatura líquidos iniciou-se a 601,7 °C finalizando em 602,8 °C. Esta reação teve um tempo efetivo de 8 segundos, resultante da formação da fase Al- α , e a segunda reação indica a formação do eutético à temperatura de 565,2 °C. De maneira similar, para a liga inoculada com 0,20% Ti, observou-se que a temperatura do início da recalescência foi para 606,2 °C finalizando em 606,5 °C, cuja duração foi de 5,5 segundos e a temperatura eutética de 567,2 °C.

Figura 4. Curva de resfriamento da liga A356 sem inoculação e com 0,20% Ti.



Fonte: os autores.

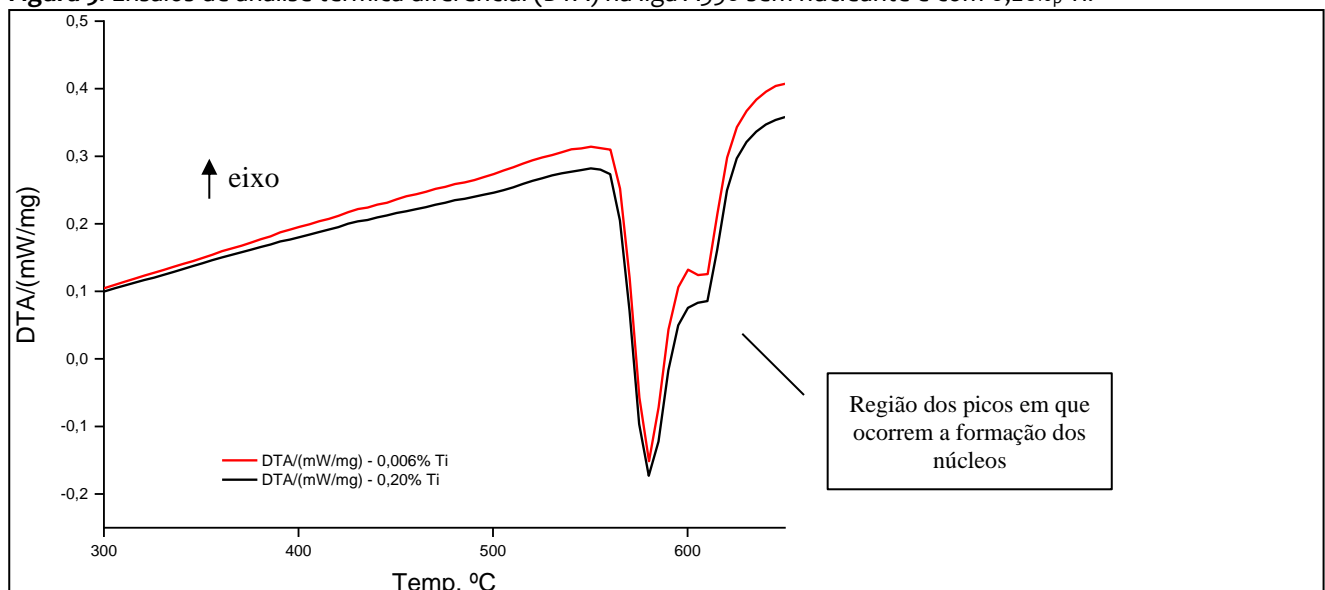
De acordo com estudo realizado por Samuel (2019), observou-se que os parâmetros de subresfriamento ΔT , diminuem com o aumento da adição de titânio, fato evidenciado na Tabela 2, sendo observada uma diferença do ΔT de $0,83^\circ\text{C}$ entre os extremos. Em condições similares, Juan (2012) evidenciou que a formação de inúmeros núcleos, formados pela adição de titânio, contribuem para redução da diferença entre as temperaturas máxima e mínima da recalcência e no seu tempo de duração. Portanto estas observações indicam que a redução do ΔT resulta em um refino eficaz dos grãos.

Tabela 2. Parâmetros médios de 3 medições da solidificação da liga A356, com variação no percentual de titânio.

%p Ti	TNL (°C)	ReL (°C)	Tempo líq. (s)	ΔT (°C)
0,006	603,93	605,16	7,17	1,23
0,100	605,66	606,20	6,00	0,54
0,140	606,30	606,77	5,50	0,47
0,200	606,69	607,00	4,83	0,30

Fonte: os autores.

Através da análise térmica diferencial (DTA), conforme mostrado na Figura 5, foi observado que a amostra de referência (0,006%p Ti) apresentou um pico maior, indicando ser um material mais exotérmico em comparação com a amostra contendo 0,20%p Ti, a qual apresentou um pico menor devido à formação de numerosos substratos que contribuíram para a redução da energia necessária para a nucleação dos grãos primários de Al [21], necessitando de uma menor energia livre (ΔG) para a formação dos núcleos.

Figura 5. Ensaios de análise térmica diferencial (DTA) na liga A356 sem nucleante e com 0,20%p Ti.

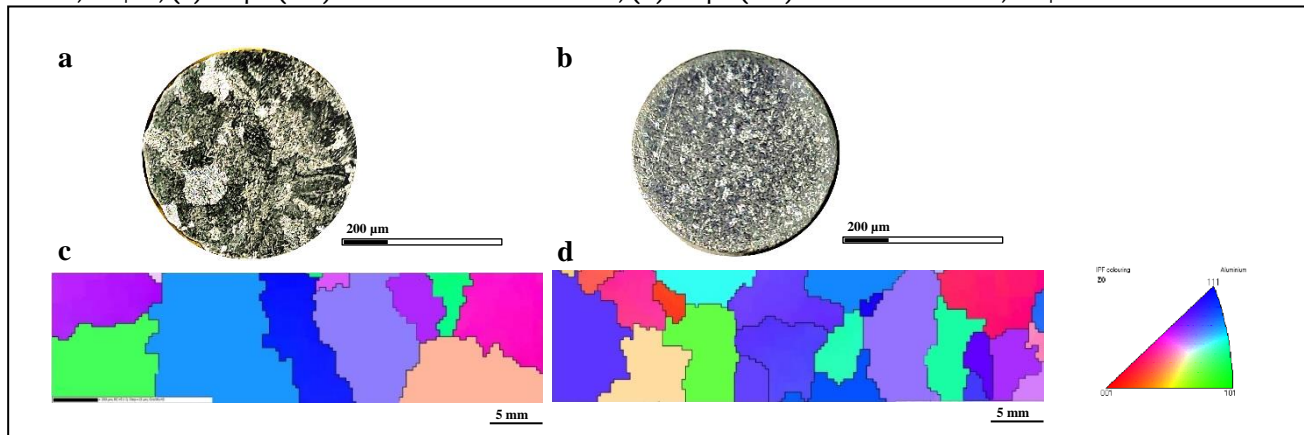
Fonte: os autores.

Com o aumento do percentual de titânio, foi necessária menor energia livre (ΔG) para iniciar a formação dos grãos. Além disso, com o aumento do número de núcleos, a liga tende a liberar menos calor latente. Dessa forma, a presença de mais titânio reduz a energia de nucleação e a quantidade de calor liberado durante a solidificação, resultando em uma curva DTA com picos menores.

A redução do tamanho de grão em ligas de alumínio após adição de ligas Al-10Ti, foi estudada em outros trabalhos indicando um aumento da taxa de nucleação heterogênea, que

ocorre na presença de partículas de Al_3Ti [8]. Neste trabalho, é possível verificar o efeito da adição de titânio na liga A356, conforme as macrografias apresentadas na Figura 6. Na figura observa-se uma redução significativa dos grãos com adição de 0,20%_p Ti (Figura 6 b), apresentando uma estrutura mais refinada em comparação a amostra referência (Figura 6 a), confirmando a eficiência da inoculação do titânio.

Figura 6. Efeito da adição do refinador: (a) macrografia da amostra de referência (0,006%), (b) macrografia da amostra com 0,20%_p Ti, (c) Mapa (IPF) da amostra de referência, (d) Mapa (IPF) da amostra com 0,20%_p Ti.



Fonte: os autores.

Com o mapeamento por EBSD, é possível estimar o tamanho médio de grão. A amostra de referência obteve um tamanho médio de grão de 411,74 μm e na amostra com refino o valor obtido foi de 271,98 μm, conforme representado na Figura 6 c-d. Samuel (2019) discute em sua pesquisa a efetividade da adição de titânio como refinador de grão, indicando o refino que ocorre até 0,20%_p Ti. Portanto, a redução do tamanho de grão está diretamente relacionada à quantidade de titânio adicionado [8,22].

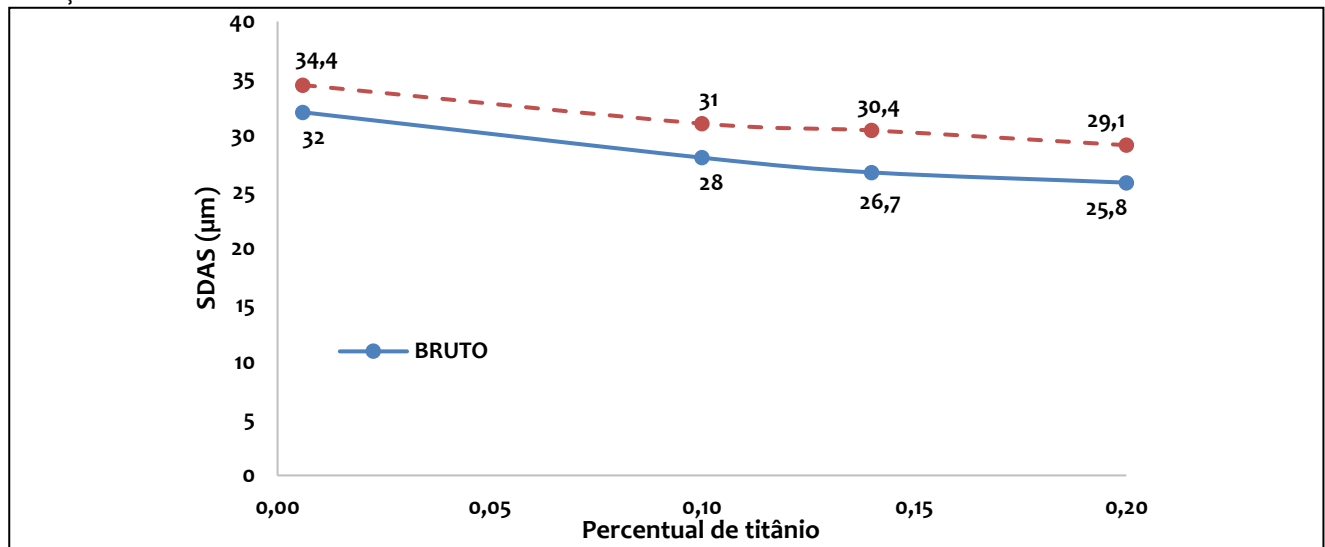
Analisando os valores de SDAS, dispostos na tabela 3, observa-se que as amostras brutas e tratadas com menor diâmetro (região útil do corpo de prova) não apresentaram alterações significativas dos valores de SDAS com relação à variação do percentual de titânio, comportamento associado com a ocorrência de resfriamento rápido em função das dimensões da seção. Este comportamento também pode estar relacionado a pequenas variações observadas nos ensaios mecânicos.

Tabela 3. Valores médios de SDAS (μm) nas regiões com maior diâmetro (a) bruta de fundição, (b) tratadas termicamente (T6).

(a) SDAS (μm) - BRUTAS DE FUNDIÇÃO				
Localização	0,006% _p Ti	0,10% _p Ti	0,14% _p Ti	0,20% _p Ti
Região da cabeça	32,0 ± 6,2	28,0 ± 3,9	26,7 ± 3,8	25,8 ± 4,6
Região útil	23,8 ± 4,8	23,2 ± 3,6	22,5 ± 3,6	23,7 ± 3,8
(b) SDAS (μm) - TRATADAS (T6)				
Localização	0,006% _p Ti	0,10% _p Ti	0,14% _p Ti	0,20% _p Ti
Região da cabeça	34,4 ± 7,7	31,0 ± 5,6	30,4 ± 4,9	29,1 ± 4,1
Região útil	25,6 ± 5,4	26,0 ± 4,5	26,1 ± 3,6	25,1 ± 4,2

Fonte: os autores.

No entanto, nas amostras com o maior diâmetro (região da cabeça do corpo de prova) ocorreram reduções significativas nos valores de SDAS em função da adição de titânio (Figura 7).

Figura 7. Resultados das medições do SDAS da liga A356 na região mais espessa (cabeça do corpo de prova) com variação de titânio.

Fonte: os autores.

O efeito do refinamento mais significativo ocorreu com 0,10%_p Ti para a liga A356 tratada termicamente por T6, entretanto na liga de alumínio bruto de fundição este efeito foi obtido com adição de 0,14%_p Ti [23]. Com a redução nos valores de SDAS, causada pelo efeito nucleante do Ti, é possível estimar a redução no tamanho dos grãos. O resultado obtido neste trabalho se apresenta de acordo com as observações feita em outro estudo [24], que indicou uma redução de 14,7% do SDAS ao adicionar 0,5% de nucleante (Al-5Ti-0,25C-2RE). Com o mesmo procedimento e maior adição do percentual de nucleante (3,0%), o refino do SDAS foi de 18,3%.

Os dados obtidos na Tabela 4, estão relacionados às amostras sem refino e com 0,20%_p Ti, sendo distribuída nas regiões do centro a extremidade.

Tabela 4. Descrição dos valores de SDAS (em μm) por regiões da amostra da liga A356 bruto.

Localização	0,006% _p Ti	0,20% _p Ti
Extremidade	28,8 ± 3,3	24,8 ± 2,7
Meio/ raio	31,2 ± 3,4	26,0 ± 3,3
Centro	34,7 ± 3,4	28,3 ± 2,6
Média Geral	32 ± 4	26 ± 3

Fonte: os autores.

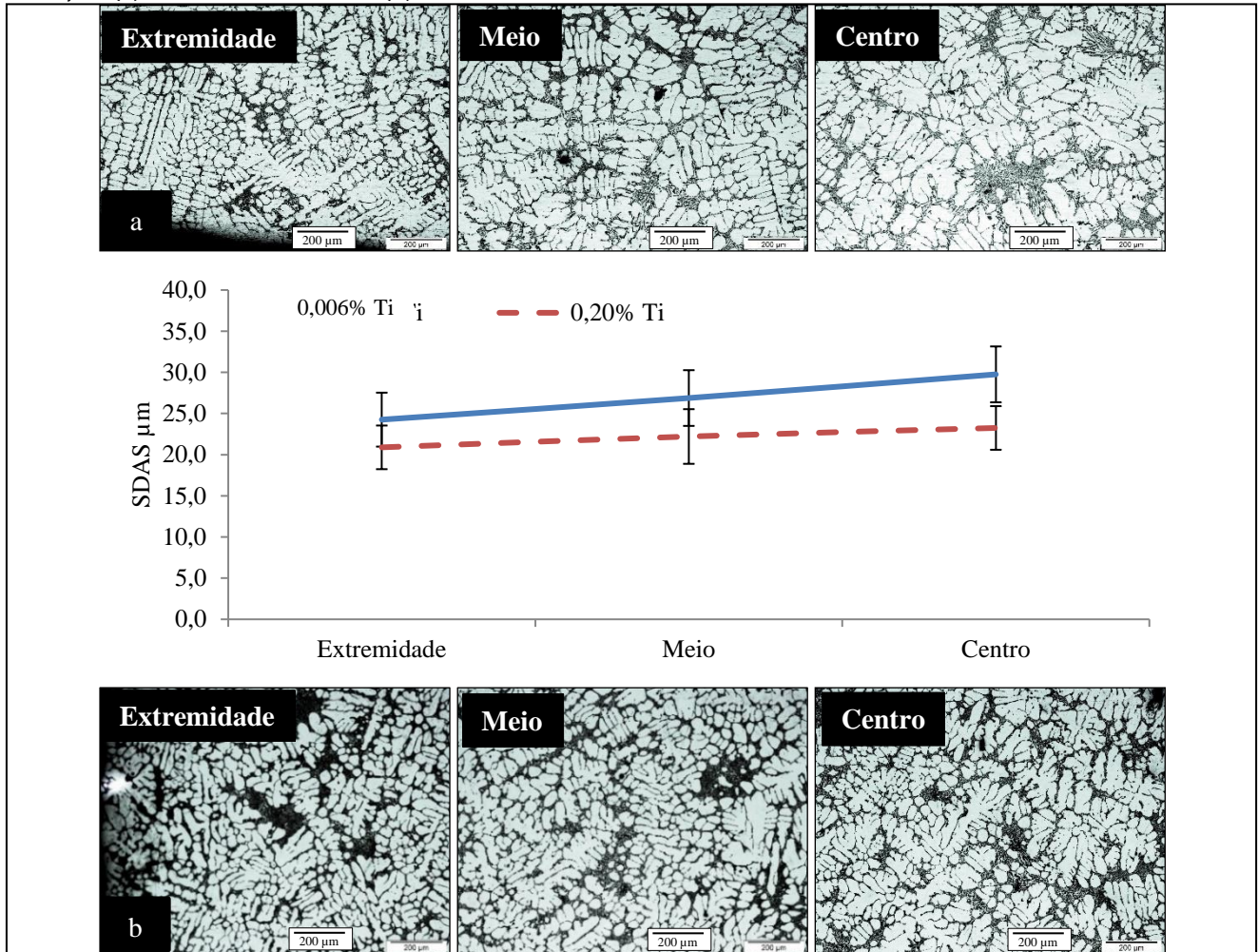
Ao comparar os valores de SDAS obtidos da amostra referência com os do refino de 0,20%_p Ti, nota-se que os valores de SDAS para a extremidade apresentaram pouca variação devido à influência de uma maior taxa de resfriamento ocasionada pela parede do molde (diferença de 14%). O tempo de solidificação tende a aumentar em direção à região central da amostra, portanto, observa-se uma elevação do valor de SDAS na região do meio (diferença de 17%), enquanto na região do centro, que foi a última a solidificar, esta diferença chegou a 18%. Estas variações confirmam o efeito de refinamento resultante da adição de 0,20%_p Ti, especialmente nas regiões com maiores tempos de solidificação.

Na amostra com 0,006%_p Ti, conforme mostrado na Figura 8, é observada uma inclinação da reta mais acentuada do que na amostra com 0,20%_p Ti. Esta diferença está relacionada ao tempo de solidificação, uma vez que a região central solidificou em um tempo maior do que a extremidade.

Já na amostra com refino, foi observada uma menor inclinação da reta devido à formação de um maior número de núcleos durante a etapa de nucleação, levando a um tempo menor de solidificação. Isso ocorre devido à formação de núcleos de solidificação ao longo de toda a seção da amostra, resultando em uma microestrutura mais homogênea. O tamanho das dendritas aumenta com o tempo de solidificação, contribuindo para o seu coalescimento. A inoculação contribui para a homogeneização do tamanho do SDAS entre a extremidade e a região central. No entanto, o efeito da inoculação se torna mais evidente com maior tempo de solidificação [25].

O tratamento térmico desempenha um papel crucial na alteração da morfologia das partículas de Si, levando ao seu coalescimento e redistribuição [4], [12]. Esse processo também contribui para o aumento dos braços dendríticos secundários (SDAS) [26], que são estruturas dendríticas secundárias presentes na liga.

Figura 8. Comparativo das microestruturas em diferentes regiões da cabeça do corpo de prova na condição bruta de fundição, (a) com titânio residual e (b) 0,20% Ti.



Fonte: os autores.

Na Tabela 5 é possível observar as características das partículas de silício na liga A356 nas condições brutas e após o tratamento térmico T6, com refinamento utilizando 0,20%_p de titânio. Notavelmente, as partículas de Si na condição bruta exibem uma baixa esferoidização em comparação com as amostras tratadas. Essa esferoidização está relacionada à razão de aspecto do Si, que representa a relação entre o comprimento e a largura das partículas.

Tabela 5. Características das partículas de silício da liga A356 nas condições bruta e tratada (T6) refinadas com Ti.

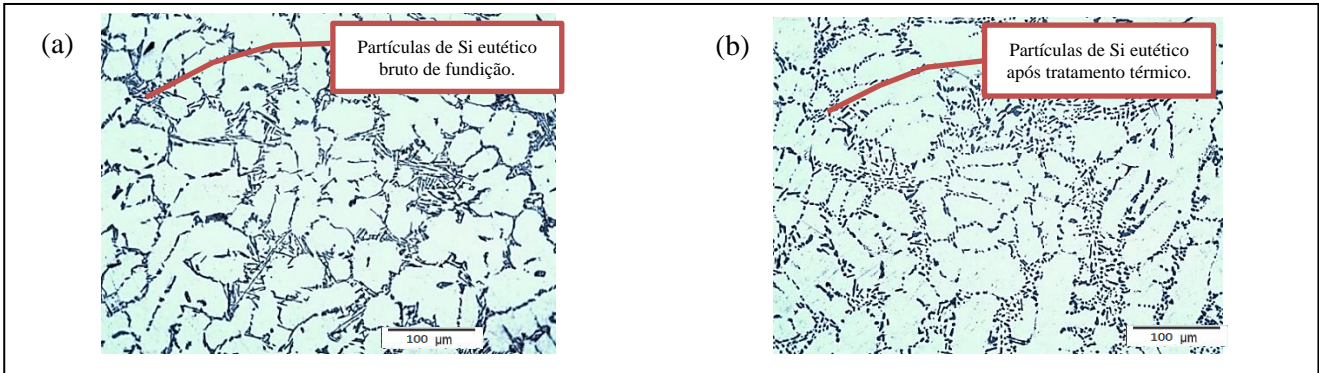
CONDIÇÃO	RAZÃO DE ASPECTO	ARREDONDAMENTO (%)	ÁREA (μm ²)	COMPRIMENTO (μm)
Bruto com 0,20% _p Ti	3,42 ± 1,95	43% ± 22,94%	29,83 ± 19,94	13,28 ± 7,53
Tratado T6 - com 0,20% _p Ti	2,32 ± 0,98	66% ± 21,89%	30,11 ± 15,29	10,06 ± 4,22

Fonte: Os autores.

Observa-se que as partículas tratadas (T6), refinadas com 0,20%_p de titânio, apresentam um

aumento significativo no arredondamento (66%) em comparação com as partículas brutas (43%). Essa mudança na morfologia das partículas de Si é fundamental pois contribui para uma microestrutura mais homogênea e refinada, impactando nas propriedades mecânicas e no desempenho da liga. Essa evolução pode ser claramente observada na Figura 9, onde as partículas de Si na amostra bruta se apresentam predominantemente em forma de placas, enquanto as amostras tratadas exibem uma morfologia mais arredondada após o tratamento térmico.

Figura 9. Micrografia da liga A356 com 0,20%_p Ti. (a) bruto de fundição. (b) tratado termicamente T6.



Fonte: Os autores.

Os resultados referentes aos ensaios mecânicos de tração são apresentados na Tabela 6, onde se observam pequenas alterações nas propriedades mecânicas com valores crescentes de Ti, indicando uma baixa influência de sua adição. Os corpos de prova tratados com T6 apresentaram valores superiores aos brutos de fundição devido à precipitação das partículas de Mg₂Si na matriz e a modificação do Si eutético [4]. Estes valores das amostras tratadas estão de acordo com dados da literatura [27]. Também é possível observar que nas amostras brutas a adição de titânio não resultou em variações significativas nos valores de resistência, porém com aumento significativo no limite de escoamento (14,2%).

Tabela 6. Resultados dos ensaios de tração.

% Ti	ALONGAMENTO (%)		LIM. DE ESCOAMENTO (MPa)		LIM. DE RESISTÊNCIA (MPa)	
	BRUTO DE FUNDIÇÃO	T6	BRUTO DE FUNDIÇÃO	T6	BRUTO DE FUNDIÇÃO	T6
0,006	4,35 ±0,62	5,77 ±1,24	92,85 ±1,27	190,35 ±6,14	181,9 ±5,93	266,41 ±5,52
0,10	4,26 ±0,72	8,03 ±1,32	99,16 ±2,30	171,65 ±14,41	198,23 ±5,07	265,80 ±22,14
0,14	4,55 ±0,71	7,12 ±0,56	108,70 ±9,19	185,85 ±1,90	198,37 ±1,28	281,47 ±3,64
0,20	3,61 ±0,12	8,03 ±1,11	106,06 ±2,11	190,12 ±4,71	195,28 ±3,17	285,34 ±3,43

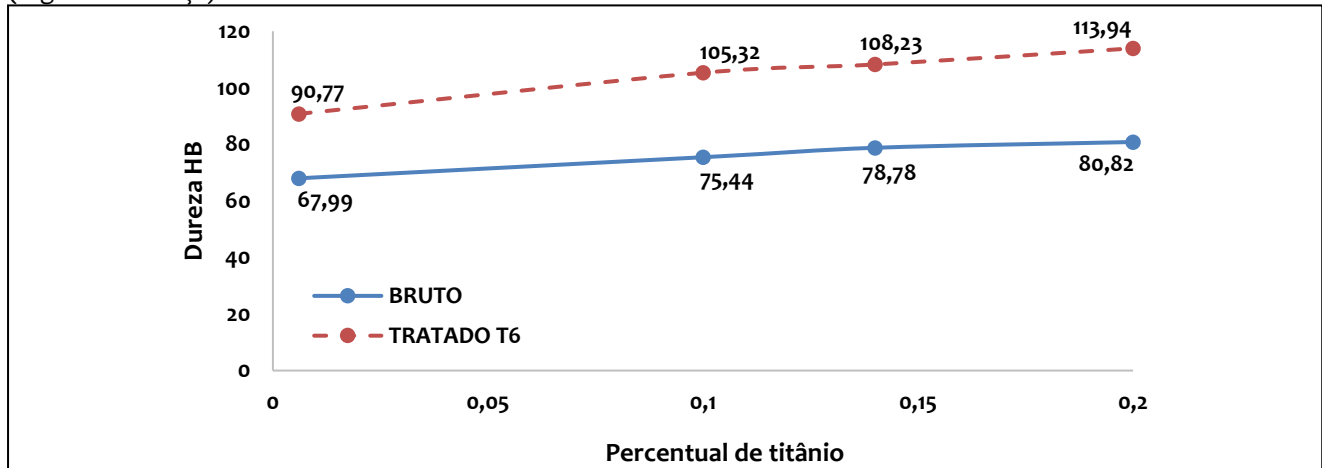
Notas: Limite de Escoamento – 0,20%_p Ti: BF– Aumento de 14,2% / T6 – não aumentou.

Limite de Resistência – 0,20%_p Ti: BF – Aumento de 7,4% / T6 – aumento de 7,1%.

Fonte: os autores.

Os resultados de dureza HB, mostrados na figura 10, demonstram um aumento geral com o aumento do teor de titânio. No entanto, as amostras tratadas termicamente (T6) apresentaram grandes diferenças de dureza em relação às amostras brutas, devido à precipitação do intermetálico Mg_2Si durante o tratamento.

Figura 10. Variação da dureza HB da liga A356 com o percentual de titânio na região mais espessa do corpo de prova (região da cabeça).



Fonte: Os autores.

Além disso, o aumento de grãos finos equiaxiais e a diminuição da estrutura dendrítica (SDAS) dificultam a movimentação das discordâncias, gerando maiores quantidades de barreiras, o que contribui para a variação da dureza. Um fator correlacionado é a presença de intermetálicos Al_3Ti , que possuem alta dureza. Assim, o aumento da dureza pode ser proporcional à sua quantidade, mas são necessárias análises adicionais para verificação da precipitação desta fase.

De acordo com algumas pesquisas, a variação na adição de titânio pode resultar em um aumento de 24,7% na dureza de uma liga A356-T6 [28]. No entanto, é importante compreender os mecanismos subjacentes a esse aumento e se ele é diretamente proporcional à quantidade de titânio adicionada.

4 CONCLUSÃO

Após a realização deste estudo com o objetivo de investigar os efeitos do refinamento dendrítico na liga de alumínio A356, as conclusões podem ser resumidas da seguinte forma:

- 1) A adição de titânio tem um papel significativo no refinamento da microestrutura, resultando

em um aumento do número de núcleos no líquido. No entanto, os efeitos da taxa de resfriamento e da adição de titânio podem se sobrepor, dificultando a compreensão do efeito combinado. Há, portanto, a necessidade de um estudo complementar para avaliação do efeito destas variáveis.

2) Foi destacada a ocorrência de diferentes comportamentos, especialmente em relação aos valores de SDAS, em função do tempo de resfriamento. Nas seções mais finas, onde a taxa de resfriamento é mais elevada, observou-se predominantemente o efeito do super-resfriamento constitucional. Por outro lado, na região mais espessa, foi possível identificar o efeito do titânio, indicando uma redução significativa nos valores de SDAS, especialmente quando tratado termicamente.

3) O refinamento dendrítico, embora tenha mostrado uma influência limitada na dureza da liga nas amostras brutas, revelou-se fundamental para um aumento de dureza após o tratamento térmico (T6), principalmente por meio do mecanismo de endurecimento por precipitação. Este resultado ressalta a importância do titânio e da velocidade de resfriamento no processo de obtenção de propriedades mecânicas desejadas.

4) Observou-se que a nucleação promovida pelo titânio contribui para a obtenção de uma microestrutura mais homogênea, como evidenciado pela redução na diferença dos valores de SDAS entre a extremidade e o centro da amostra.

5) A variação na adição de titânio não resultou em alterações significativas nas propriedades mecânicas. No entanto, o tratamento térmico foi eficaz em melhorar essas propriedades quando comparado com as amostras brutas. É importante ressaltar que a comparação dos efeitos do tratamento térmico não foi o objetivo principal do estudo.

6) Com a variação do percentual de titânio, identificou-se que o aumento dos substratos contribui para a modificação das temperaturas máxima e mínima da recalcência, bem como para o seu tempo de duração. Essas observações sugerem implicações importantes para o controle e otimização do processo de solidificação da liga A356.

REFERÊNCIAS

[1] ZENG, L.; SAKAMOTO, J.; FUJII, A.; NOGUCHI, H. Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy A356. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 115, p. 1–12, 2014.

[2] CASARI, D.; MERLIN, M.; GARAGNANI, G. L. A comparative study on the effects of three

commercial Ti-B-based grain refiners on the impact properties of A356 cast aluminium alloy, **Journal of Materials Science**, v. 48, n. 12, p. 4365–4377, 2013.

[3] ARANGO, J. M. R.; MARTORANO, M. A. Estudo de refino de grão das ligas Al-Si através de inoculantes do sistema Al-Ti-B. In: 66° CONGRESSO DA ABM, 66, 2009, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2009.

[4] HASKEL, T.; VERRAN, G. O.; BARBIERI, R. Rotating and bending fatigue behavior of A356 aluminum alloy: effects of strontium addition and T6 heat treatment. **International Journal of fatigue**, v. 114, p.1-10, 2018.

[5] LI, H.; SRITHARAN, T.; LAM, Y. M.; LENG, N. Y. Effects of processing parameters on the performance of Al grain refinement master alloys Al-Ti and Al-B in small ingots **Journal of Materials Processing Technology**, v. 66, n. 1–3, p. 253–257, 1997.

[5] GOLBAHAR, B. **Effect of grain refiner-modifier interaction on the performance of A356.2 alloy**. Chicoutimi: Université du Québec à Chicoutimi, 2008.

[6] SAMUEL, E. *et al.* Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al-Si-Mg cast alloys. **Materials & Design**, vol. 56, p. 468–479, 2014.

[7] SPITTLE, J. A. Grain refinement in shape casting of aluminium alloys. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 19, n. 4, p. 210–222, 2006.

[8] SAMUEL, A. M. *et al.* Grain refining of Al-Si alloys using Al-10% Ti master alloy: role of Zr addition. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 32, n. 1, p. 46–58, 2019.

[9] HASKEL, T.; VERRAN, G. O. Tratamento de solubilização da liga A356: efeitos do tempo e da temperatura. In: 65° CONGRESSO DA ABM, 65, 2010, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2010.

[10] RONSANI, G. S. *et al.* Envelhecimento artificial das ligas 356 e A356: efeitos da composição química e dos parâmetros de processamento. In: 12 SEMINÁRIO DE METAIS NÃO FERROSOS DA ABM, 12, 2011, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2011.

[11] ELGALLAD, E. M.; SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Effects of Additives on the Microstructures and Tensile Properties of a New Al-Cu Based Alloy Intended for Automotive Castings. **Transactions of American Foundry Society**, v. 118, n. 39, 10-042, 2010.

[12] OGRIS, E. **Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-Solid processing and silicon spheroidization treatment (SST) for Al-Si-casr alloys**. 2002. 141 f. Tese (Doutorado) – ETH Zurich, Zurique, 2002.

[13] WANG, X. *et al.* Effects of Sc, Zr and Ti on the microstructure and properties of Al alloys with high Mg content. **Rare Metals**. v. 29, n. 1, p. 66–71, 2010.

[14] VANDERSLUIS, E.; RAVINDRAN, C. Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing. **Metallography, Microstructure and Analysis**. v. 6, n. 1, p. 89–94, 2017.

- [15] ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6892-1:2024 – Materiais metálicos — Ensaio de Tração Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente.** Rio de Janeiro: ABNT, 2024.
- [16] KIEPER, R. **Influência do teor de titânio nas propriedades mecânicas da liga A356.** 2016. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2016.
- [17] ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.** West Conshohocken: ASTM, 2013.
- [18] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6506-1: Materiais metálicos Ensaio de dureza Brinell - Parte 1: Método de Ensaio.** Rio de Janeiro: ABNT, 2019.
- [19] ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E10-18: Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials.** West Conshohocken: ASTM, 2018.
- [20] COUTINHO, T. A. **Metalografia de Não-Ferrosos: análise e prática.** São Paulo: Blucher, 1980.
- [21] GUTIERREZ, V.; GONZALEZ, G.; GARCIA, A. Thermal Analysis of Grain Refinement and Modification of an A356 cast alloy. **Chemistry and Materials Research.** v. 6, p. 52–64, 2014.
- [22] GHASSEMALI, E. *et al.* Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy: grain size vs. secondary dendrite arm spacing. **Procedia Engineering.** v. 207, p. 19–24, 2017.
- [23] SIGWORTH, G. K.; KUHN, T. A. Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys. **International Journal of Metalcasting.** v. 1, n. 1, p. 31–40, 2007.
- [24] ZHAO, H. L. *et al.* Grain and dendrite refinement of A356 alloy with Al-Ti-C-RE master alloy. **Rare Metals.** v. 32, n. 1, p. 12–17, 2013.
- [25] EASTON, M. *et al.* The Effect of Grain Refinement and Cooling Rate on the Hot Tearing of Wrought Aluminium Alloys. **Materials Science Forum.** v. 519–521, n. 2, p. 1675–1680, 2006.
- [26] ACAR, S. *et al.* Investigation of the Effects of Solution Heat Treatment Time on Eutectic Silicon for A356 Alloy. In: II International Conference on Engineering Technology and Innovation, ICETI, Budapest. **Anais [...].** Budapest: ICETI, 2018.
- [27] ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook v. 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.** v. 2. Materials Park-OH: ASM, 1990. p. 1328.
- [28] LIU, Z. *et al.* Effects of the addition of Ti powders on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy. **Powder Technology.** v. 253, p. 751–756, 2014.