

FATEC SÃO PAULO
TECNOLOGIA EM MATERIAIS

HENRIQUE LAZARO DE OLIVEIRA CRUZ

**Efeito do tratamento térmico na evolução do silício
eutético da liga de alumínio EN AC 46000**

SÃO PAULO – SP

2020

HENRIQUE LAZARO DE OLIVEIRA CRUZ

Efeito do tratamento térmico na evolução do silício eutético da liga de alumínio EN AC 46000

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao curso de Tecnologia de Materiais da Faculdade de Tecnologia de São Paulo (FATEC – SP) como requisito parcial para obtenção do título de Tecnólogo em Materiais na ênfase em Materiais Metálicos.

Orientador: Prof. Dr. Silvano Leal dos Santos

SÃO PAULO – SP

2020

“Lutem e lutem novamente, até cordeiros virarem leões”.

(Howard Pyle)

AGRADECIMENTOS

Como dizia William Shakespeare “a gratidão é o único tesouro dos humildes”, gostaria de agradecer individualmente a todas pessoas que me ajudaram no meu percurso, acadêmico e pessoal, porém dificilmente conseguiria citar tantos nomes nesta dissertação. Também agradeço a mim, pela persistência até hoje nesta trajetória árdua.

Com muito carinho agradeço a todos amigos e colegas que me ajudaram nesta trajetória, contribuindo para me tornar um amigo e aluno melhor. Agradeço as horas de estudo em conjunto e todos auxílios em trabalho advindos de veteranos, colegas de classe ou de cursos diferentes.

Com fervor agradeço a todos os professores que participaram da minha vida acadêmica, tanto os professores do SESI, ensino médio (Andréia; Cintia; Fabiana; Henrique; Juliana; Jorge; Mariana; Marcelo; Ricardo) quanto os da faculdade FATEC-SP, (professor Norberto e Silvia; professores das ênfases de materiais, Davinson Mariano; Lilian S. Hanamoto; Luis Fernando; Cleber Corrêa Vieira, Marcos D. Xavier e Vanessa Del Cacho). Por fim agradeço meu orientador Silvano Leal dos Santos que junto a mim fez este trabalho ser concluído.

Agradeço especialmente meus familiares, principalmente Adriana, Andréia, Maria de Lourdes, Vitória, Raul e Alexandre, pois estes me mostraram que não devo deixar ninguém ou nada impedir o caminho que traço, que devo avançar até o final, continuar! Para deixá-los orgulhosos e mostrar tudo que eu posso ser. Vou lutar e lutar novamente, até que cordeiros se tornem leões.

Todos vocês foram decisivos para esta nova conquista. Todos vocês estarão guardados em meu coração e memória.

RESUMO

O objetivo do presente trabalho de conclusão de curso é averiguar o efeito da morfologia de silício na dureza da liga de Al-Si EN AC 46000 para norma DIN ou A356 para ABNT, que são constituídos principalmente do segundo metal mais utilizado no mundo, alumínio, o terceiro elemento mais abundante no planeta. Este estudo é um seguimento do trabalho [21] e foi realizado seguindo parâmetros de tratamento térmico (tratamentos de solubilização 500°C por 6 horas e 540°C por 6 horas, ambos seguidos por envelhecimento a 160°C por 6 horas; 190°C por 4 horas e 210°C por 2 horas). Esta mudança morfológica e microestrutural decorrente dos tratamentos térmicos foram analisadas antes e após os tratamentos, via microscopia óptica; ensaio destrutivo de microdureza Vickers e software de aquisição de imagem (Image J) para análise qualitativa e quantitativa da fase β silício. As análises microestruturais e por software mostraram mudanças morfológicas na fase β silício, predominância globular para aciculares ou grandes placas, acompanhados da precipitação de compostos intermetálicos como Al_5FeSi . Enquanto os dados de microdureza obtidos mostraram relação aos dados obtidos por software e imagens metalográficas, segundo literaturas.

Palavras chave: Liga de alumínio-silício-cobre, tratamentos térmicos e microestrutura.

ABSTRACT

The purpose of this course conclusion paper is to investigate the effect of silicon morphology on the hardness of the Al-Si EN AC 46000 alloy for DIN or A356 for ABNT, which are mainly made up of the second most used metal in the world, aluminum, the third most abundant element on the planet. This study is a follow up to the work [21] and was carried out following heat treatment parameters (solubilization treatments) 500°C for 6 hours and 540°C for 6 hours, both followed by aging at 160°C for 6 hours; 190°C for 4 hours and 210°C for 2 hours). This morphological and microstructural change resulting from the thermal treatments were analyzed before and after the treatments, via optical microscopy; destructive Vickers microhardness test and image acquisition software (Image J) for qualitative and quantitative analysis of the β silicon phase. The microstructural and software analyzes showed morphological changes in the β silicon phase, globular predominance for acicular or large plates, accompanied by the precipitation of intermetallic compounds such as Al_5FeSi . While the microhardness data obtained showed a relation to the data obtained by software and metallographic images, according to literature.

Keywords: Aluminum – Silico – Copper alloy, Heat treatments, Microstructure

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: (a) Diagrama de equilíbrio binário alumínio-silício, (b) Microestrutura da liga hipoeutética, teores de silício entre 1,65% a 12,6% , (c) Microestrutura da liga eutética, onde o teor de silício 12,6% (d) Microestrutura da liga hipereutética, teores de Silício acima de 12,6% [20].....	15
Figura 2 : Estrutura típica das ligas de Alumínio-Silício hipoeutéticas [19].	16
Figura 3 : Estrutura típica das ligas de Alumínio-Silício hipereutéticas [3].	16
Figura 4 : Gráfico demonstrativo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento [10].....	17
Figura 5 :Curvas dureza/tempo de envelhecimento artificial em amostras de Al-Si-Cu-Mg em diferentes temperaturas [15].	19
Figura 6: (a) figura ilustrativa lixadeira e politriz, (b) figura ilustrativa microscópio óptico.....	21
Figura 7: (a) indentação Vickers e (b) medidas das diagonais de impressão.	22
Figura 8: Microdurômetro Vickers Mitutoyo (modelo HM 210).....	24
Figura 9: Configuração da escala de conversão e pixel/micrômetro.....	25
Figura 10: Tratamento de imagem no Software Image J, conversão de imagem.....	26
Figura 11: Tratamento de imagem no Software Image J, processos.....	27
Figura 12: Tratamento de imagem no Software Image J com destacamento das partículas de Si e matriz de Al.	27
Figura 13 : Tratamento de imagem no Software Image J, análise de Partículas.....	28
Figura 14: Tratamento de imagem no Software Image J, seleção das partículas de silício no software.....	28
Figura 15: Tratamento de imagem no Software Image J, obtenção dos resultados	29
Figura 16 : Imagens de microscopia óptica da liga Al-Si pós solidificação e tratamento metalográfico (a) x100 (b) x1000.....	30
Figura 17: Imagens de microscopia óptica amostras sob tratamentos térmicos de solubilização a 500°C/6h e envelhecimento (a-b) 160°C/6h. (c-d) 190°C/4h. (e-f) 210°C/2h.	31
Figura 18: MO da amostra tratada a 540°C/6h e envelhecida a (a-b) 160°C/6h (c-d) 190°C/4h (e-f) 210°C/2h	32
Figura 19: Evolução da fração volumétrica de silício nas amostras tratadas termicamente...34	
Figura 20: Densidade de partículas de silício nas amostras tratadas termicamente.....	35
Figura 21: Evolução do diâmetro das partículas de silício nas amostras tratadas termicamente.....	36
Figura 22: Evolução de circularidade nas partículas de silício das amostras tratadas termicamente.....	37
Figura 23: Resultados do comportamento da dureza média da liga de Alumínio-silício.....	38
Figura 24: Procurando Image-J na barra de pesquisa do google	43
Figura 25: Aba do google, seleção do site para download do software.....	43
Figura 26: Site para download do software Image J.....	44
Figura 27: Software sendo aberto nos arquivos do seu computador	44
Figura 28: Design do software e como entrar no mesmo.....	45
Figura 29: Design da barra de ferramentas do software Image-J	45
Figura 30: Ferramenta para abertura da imagem a ser trabalhada	46
Figura 31: Sequência de ferramentas para abertura da imagem a ser trabalhada	46
Figura 32: Imagem ilustrativa das imagens que estarão em seus arquivos para seleção	46

Figura 33:Início da conversão de escala pixels para metros	47
Figura 34: Ferramentas necessárias para conversão de escala (demonstrativo)	48
Figura 35: Escolha dos dados para registro do software através da análise da imagem	48
Figura 36: Trabalhando a imagem.....	49
Figura 37: Trabalhando a imagem, etapa de destaque matriz/partícula através da filtragem	50
Figura 38: Trabalhando a imagem, etapa de destaque matriz/partícula através do Threshold	50
Figura 39: Barras de ajuste Threshold	51
Figura 40: Análise de partículas	52
Figura 41: Ilustração da marcação das partículas desejáveis	52
Figura 42: Ilustração da obtenção dos resultados	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química da liga DIN / EN AC 46000 (% em peso)	23
--	----

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	12
2.	OBJETIVOS.....	13
2.1	Objetivo Geral	13
2.2	Objetivo Específico	13
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1	Formação da microestrutura	14
3.1.1	Microestrutura hipoeutética	15
3.1.2	Microestrutura hipereutética	16
3.2	Processos de solubilização e envelhecimento	17
3.2.1	Processo de solubilização	17
3.2.2	Processo de envelhecimento	18
3.3	Influência dos processos de solubilização e envelhecimento no comportamento de dureza da liga	18
3.4	Revisão do “Estudo da fundição sob pressão da liga Al-Si-Cu DIN EN AC 46000: Influência da temperatura e pressão de injeção nas microestruturas e nas propriedades mecânicas”	19
3.5	Análise química	20
3.6	Microscopia óptica	21
3.7	Ensaio de microdureza Vickers	22
4.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	23
4.1	Liga Al-Si DIN EM AC46000	23
4.2	Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento	23
4.3	Análise microestrutural	24
4.4	Ensaio de microdureza Vickers	24
4.5	Análise de quantificação da fase Si via software de imagem	25
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	29
5.1	Análise microestrutural	29
5.2	Fração volumétrica de silício	33
5.3	Densidade de partículas de silício	34
5.4	Diâmetro das partículas de silício	35
5.5	Circularidade das partículas de silício	36
5.6	Efeito dos tratamentos térmicos na dureza da liga Al-Si	38
6.	CONCLUSÕES	39

7. REFERÊNCIAS	40
8. APÊNDICE.....	43

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante no planeta e seu uso por meio de ligas e em setores industriais como fundição, bem como empresas de tratamentos térmicos, o proporciona grande versatilidade. O setor de transportes é o maior consumidor de alumínio do mundo e tende a crescer. O uso crescente advém das propriedades das ligas de alumínio, que apresentam baixa densidade e a resistência mecânica necessária para oferecer a segurança aos seus usuários [2]. Dentre as ligas de alumínio usadas na indústria automobilística e aeroespacial, as ligas de Al-Si são amplamente usadas, pois apresentam elevada resistência mecânica após processamento. Essas ligas fazem parte do grupo (3XXX), nas quais as ligas tratáveis termicamente possuem principalmente a combinação de elementos de liga como: Al-Si-Mg ou Al-Si-Cu [10].

A liga de alumínio DIN EN AC 46000, apresenta ($\text{Al}_9\text{Si}_3\text{Cu}$) microestrutura composta por uma matriz de alumínio com grãos dendríticos e fase eutética composta por silício e alumínio. Durante o processo de solidificação a microestrutura pode apresentar grãos com morfologia colunar em função do meio de resfriamento adotado. No entanto, o uso de refinadores de grãos ou inoculantes, permite que os grãos possuam um grande potencial para mudança de morfologia, tornando grãos com formato equiaxiais e menores, alterando assim as propriedades mecânicas da liga.

Esta liga faz parte das ligas de alumínio tratáveis termicamente, sendo os processos de Solubilização e Envelhecimento amplamente utilizados para obter a microestrutura desejada e consequente propriedades mecânicas adequadas para uma determinada aplicação. Dessa forma, o tempo e a temperatura são variáveis fundamentais no processo de tratamentos térmicos, já que influenciam fortemente na precipitação de fases, bem como na mudança morfológica dos grãos da fase alumínio, como também na fase eutética rica em silício [20]. O silício não apresenta capacidade de solubilizar-se em grandes quantidades no alumínio, sendo assim, estes tratamentos térmicos são feitos para mudança de sua morfologia em conjunto há precipitação de outras fases além do silício [16].

No presente trabalho é avaliada a influência da morfologia do Silício na dureza da liga EN AC 46000, decorrentes dos tratamentos térmicos de Solubilização e Envelhecimento com os parâmetros de tempo e temperatura definidos. Vale ressaltar que esse estudo é uma continuidade do trabalho publicado pelo autor [21], os quais realizaram os procedimentos experimentais como fusão e solidificação da liga, bem como as caracterizações por microscopias óptica e eletrônica de varredura. Dessa forma, a partir das imagens das microestruturas foi realizada a etapa de quantificação da fase silício foi realizada por meio de um software de aquisição de imagem (Image J), permitindo investigar uma relação entre a fração da fase Silício presente na microestrutura, bem como a variação de tamanho da fase silício no comportamento mecânico da liga.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Estudar o efeito dos parâmetros de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na evolução microestrutural da liga Al-Si DIN EN AC 46000.

2.2 Objetivo Específico

Investigar por meio de software de aquisição de imagem as relações com a fração de silício na liga, densidade de partículas, circularidade e diâmetro das fases de silício com os parâmetros de tratamentos térmicos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Formação da microestrutura

A liga Alumínio-Silício é amplamente utilizada em processos de fundição [18]. Como característica apresenta alta fluidez e baixa concentração de elementos de liga, dependendo do teor de silício adicionado no soluto (alumínio). Diferentes de outros elementos de liga, o silício possui menor densidade que o alumínio, sendo assim, um dos poucos que pode diminuir o peso final da liga. Essa liga binária apresenta elevada resistência mecânica e boa soldabilidade devido as adições específicas de cobre e magnésio ou maiores teores de silício [1].

O silício é um formador de eutético na liga, sendo essa região na microestrutura conhecida como região eutética, a qual formada por duas fases sólidas (Al- α e Silício) como mostra o diagrama de equilíbrio Al-Si. O ponto eutético da liga binária encontra-se em 12,6% de teor de silício em peso, separando em ligas hipoeutéticas e hipereutéticas [22].

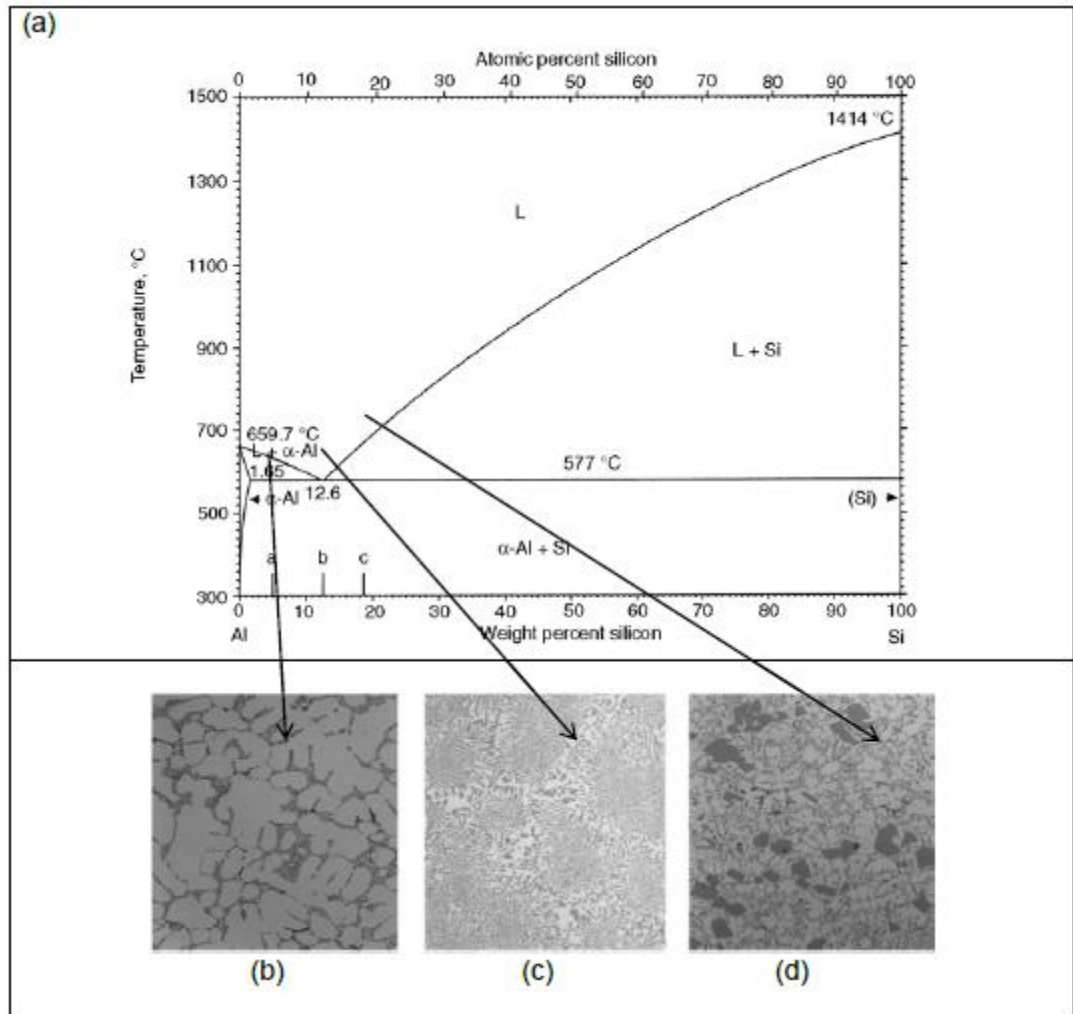


Figura 1: (a) Diagrama de equilíbrio binário alumínio-silício, (b) Microestrutura da liga hipoeutética, teores de silício entre 1,65% a 12,6% , (c) Microestrutura da liga eutética, onde o teor de silício 12,6% (d) Microestrutura da liga hipereutética, teores de Silício acima de 12,6% [20].

3.1.1 Microestrutura hipoeutética

As ligas de Alumínio-Silício hipoeutéticas formam uma cadeia de dentritas de fase α durante a sua solidificação, como observado na figura 2. As dentritas se formam em sequência e crescem até que sejam impedidas de crescer por outra dendrita [20].

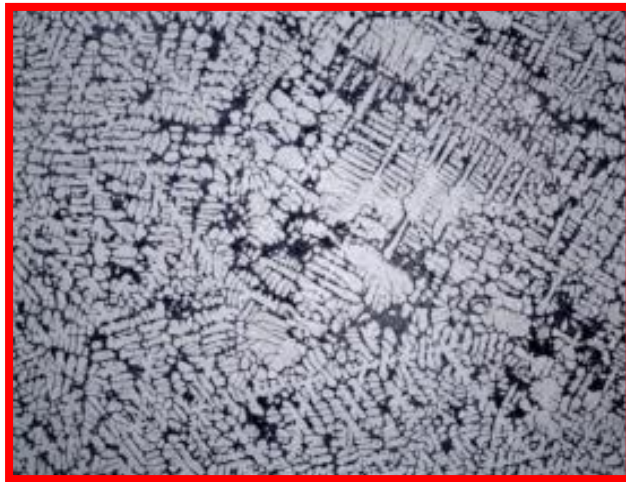


Figura 2 : Estrutura típica das ligas de Alumínio-Silício hipoeutéticas [19].

3.1.2 Microestrutura hipereutética

As ligas hipereutéticas possuem morfologias em forma de plaquetas, com a formação da fase β (Silício). Essas ligas destacam-se pelo baixo coeficiente de dilatação térmica [3].

Na figura 3 é apresentada a microestrutura de uma liga Al-Si hipereutética:

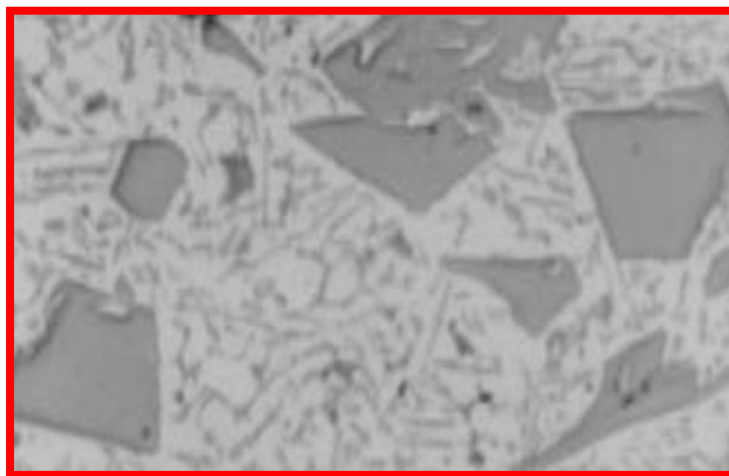


Figura 3 : Estrutura típica das ligas de Alumínio-Silício hipereutéticas [3].

3.2 Processos de solubilização e envelhecimento

Os tratamentos térmicos são processos em que o aquecimento e/ou resfriamento dos metais são controlados e tem como finalidade alterar as propriedades físicas e/ou químicas, sem alteração da forma do produto. Nos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento os elementos contidos nas ligas de alumínio são explorados através das mudanças de temperatura e tempo, como apresentados na figura 4 [19].



Figura 4 : Gráfico demonstrativo dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento [10]

3.2.1 Processo de solubilização

O tratamento térmico de solubilização tem como objetivo realizar a solubilização dos elementos contidos na liga, ou seja, dissolver as fases intermetálicas

presentes na matriz obtendo uma solução sólida supersaturada ou sobressaturada. O processo consiste em aquecer o material a uma temperatura elevada, na qual a taxa de difusão no estado sólido permita que os elementos de liga se apresentem dissolvidos na matriz. Esse processo de difusão necessita de tempo para que se complete, sendo assim, a temperatura que proporciona maior solubilidade do elemento na liga deve ser mantida, caso o contrário a dissolução dos elementos na matriz pode não ser completa [19].

3.2.2 Processo de envelhecimento

Após a etapa de solubilização é realizada a etapa de envelhecimento, cujo objetivo é precipitar determinadas fases intermetálicas previamente dissolvidas na matriz, como efeito endurecedor. Esta etapa pode ocorrer naturalmente ou artificialmente, podendo ser em temperatura ambiente ou temperaturas mais elevadas realizadas em fornos. O envelhecimento artificial pode gerar valores de dureza mais elevados, chamados de picos de dureza, em tempos mais curtos de tratamento térmicos, conforme representados graficamente na figura. O envelhecimento natural pode alcançar as propriedades requeridas, com algumas restrições, como o maior tempo de processo. Sendo que a curva deste tipo de envelhecimento permanece mais tempo aumentando, do que no envelhecimento artificial, até que atinja seu pico e mínimo [19].

3.3 Influência dos processos de solubilização e envelhecimento no comportamento de dureza da liga

O aumento da fração de precipitados na matriz devido o tratamento térmico de envelhecimento permite aumentar a resistência ao movimento de discordâncias, contribuindo com para melhorar as propriedades mecânicas da liga, como observado pela Figura 5. No entanto, o processo de envelhecimento realizado em um tempo mais longo, pode diminuir a dureza do material (super-envelhecimento), já que pode ocorrer processo de engrossamento do precipitado, sendo esse comportamento mecânico no material compreendido pela região de pico máximo de dureza. À medida que o tempo

avança durante o envelhecimento, estes precipitados possuem transições, que variam desde precipitados semi-coerentes, precipitados coerentes, precipitados incoerentes [13].

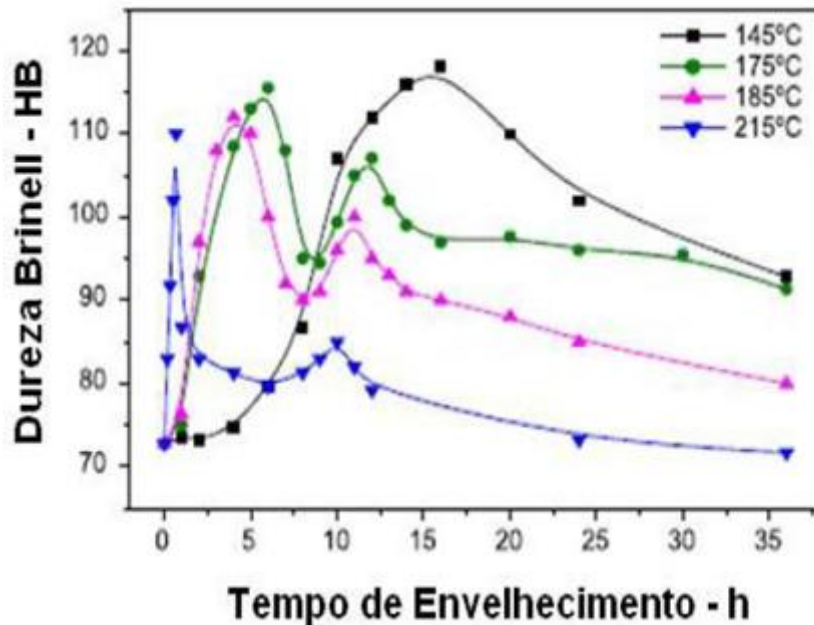


Figura 5 :Curvas dureza/tempo de envelhecimento artificial em amostras de Al-Si-Cu-Mg em diferentes temperaturas [15].

3.4 Revisão do “Estudo da fundição sob pressão da liga Al-Si-Cu DIN EN AC 46000: Influência da temperatura e pressão de injeção nas microestruturas e nas propriedades mecânicas”.

Este trabalho de conclusão de curso é uma continuação do trabalho [21] explorando assuntos diferentes, que se completam, sendo os assuntos mostrados no outro trabalho exposto brevemente nestes tópicos da revisão bibliográfica [3.5 a 3.9].

No trabalho anterior também foi analisada a liga Al-Si-Cu DIN EN AC 46000 a partir da sua fundição e injeção, porém em função das variações de parâmetros térmicos e de pressão de injeção, a fim de obter dados das mudanças microestruturais e mecânicas na liga. Para averiguar estas

mudanças foram usadas diversas técnicas de análise como Microscopia óptica, Microscopia eletrônica de varredura, Espectroscopia de dispersão de energia de raios X, Difração de raio X e calorimetria exploratória diferencial; para averiguar as mudanças de propriedades mecânicas foram realizados ensaios de Tração e Microdureza Vickers em temperatura ambiente; e para analisar a porosidade das amostras foram usadas as técnicas de radioscopia e medidas de densidade aparente, junto a microscopia óptica. Os parâmetros de temperatura de injeção estabelecidos foram 579, 589, 643 e 709°C, enquanto os parâmetros de pressão de injeção utilizados foram 35 e 70 Mpa. Foram identificados além do Silício compostos intermetálicos na matriz de alumínio, através das análises feitas por MEV, DRX e EDS.

Os resultados de caracterização das ligas injetadas amostraram microestruturas compostas por fase primária dendrítica de alumínio, com eutéticos interdendríticos de Al-Si e fases intermetálicas dispersas na matriz. Enquanto nos resultados obtidos por ensaios mecânicos, observou-se aumento na resistência a fratura para maiores temperaturas de injeção. Os efeitos da mudança de pressão não demonstraram comportamento nítido, conquanto na tensão de escoamento observou-se tendência no aumento desta tensão para pressões maiores, junto ao efeito proporcionado pela temperatura.

3.5 Análise química

Para a determinação da composição química da liga foi usado a técnica espectrometria óptica. Os corpos de prova passaram por processo de desbaste, na face, por meio de ferramenta de corte e, em seguida, os corpos de prova foram submetidos à técnica Espectroscopia de emissão óptica. O equipamento utilizado para análise de emissão óptica é da marca Atom Comp 181 Thermo Jarrel Ash com erro de 5%.

O princípio por trás do funcionamento deste instrumento se baseia numa centelha elétrica entre um eletrodo e a amostra investigada. A amostra é

vaporizada e os elementos excitados neste vapor emitem radiações luminosas que possibilitam a identificação do elemento e quantidade aproximada, devido os espectros emitidos. Estes espectros são convertidos em sinais elétricos por dispositivos fotoelétricos, que são averiguados por computadores e convertidos em concentrações destes elementos químicos [14].

3.6 Microscopia óptica

Para as análises microscópicas foram realizadas etapas de trabalho metalográfico, para preparação das amostras. Estas etapas e análises foram realizadas no sentido transversal e longitudinal. As amostras foram preparadas convencionalmente, realizando o embutimento a quente, lixamento com lixas (220, 320, 400, 600, 1000 e 1200) seguidos de polimento com pasta de diamante (6, 3 e 1 μm). Por fim, um ataque químico com solução aquosa com composição de 0,5% de ácido fluorídrico por 5 segundos, para revelação da microestrutura. Para a análise no microscópio óptico foi utilizado um microscópio da marca Zeiss modelo AXIO Vision 4, conforme observado na figura 6. O tratamento de imagens foi realizado por meio de software de análise AXIO Vision LE.



Figura 6: (a) figura ilustrativa lixadeira e politriz, (b) figura ilustrativa microscópio óptico.

3.7 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers deve ser realizado na seção transversal e longitudinal das amostras. Com a média obtida pelas distâncias das diagonais, que são geradas a partir da impressão do indentador pós ensaio, é possível medir a resistência da amostra a penetração do diamante cônico. A dureza Vickers é dada pelas equações:

$$HV = - \frac{2.F.\sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 1,8544 \frac{F}{d^2}$$

Onde:

$$d = \frac{d_h + d_v}{2}$$

No ensaio do trabalho [21] foi utilizado um microdurômetro de marca Homis microhardness modelo teste HV – 1000, com indentador de ponta de diamante piramidal. As cargas utilizadas para análise foram 1Kgf ou 9,8 N em todos os ensaios.

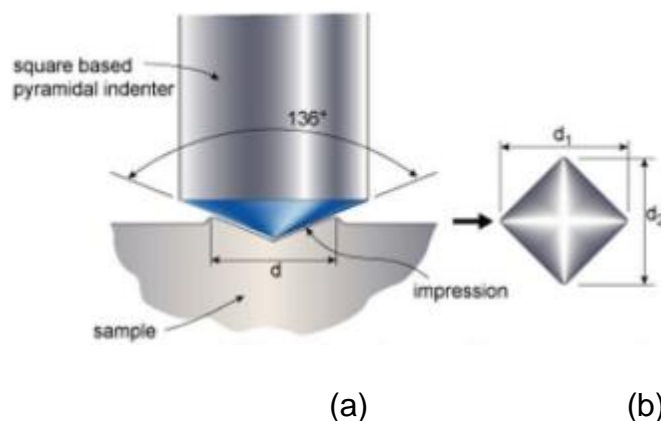


Figura 7: (a) indenta o Vickers e (b) medidas das diagonais de impress  o.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Liga Al-Si DIN EM AC46000

A liga de Al-Si utilizada no presente trabalho é a DIN EN AC 46000, a qual foi fundida num cadinho de carvão de silício por meio de um forno elétrico, sendo a liga aquecida até 720°C. Nesta mesma temperatura a liga foi vazada em um molde com seção retangular (2,0 x 4,0 x 25 cm). Obtendo assim sete amostras dimensões (2cm x 2cm x 2cm) que posteriormente foram submetidas aos processos de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. A análise de composição da liga de Al-Si estudada foi obtida através de Espectrometria óptica e apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 : Composição química da liga DIN / EN AC 46000 (% em peso).

Si	Cu	Mn	Fe	Mg	Cr	Sr	Zn	Ni	Pb	Ti	Al
10.35	2.11	0.14	0.78	0.13	0.02	0.01	0.63	0.04	0.07	0.03	Bal

4.2 Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento

Os tratamentos térmicos foram efetuados em seis das sete amostras obtidas na fundição, sendo três amostras submetidas ao tratamento de solubilização à 500°C por 6h. Outras três amostras foram submetidas a tratamento de solubilização à 540°C. Ao término de cada processo de solubilização as amostras foram posteriormente resfriadas em água à 60°C.

Após o tratamento de solubilização as amostras foram submetidas ao processo de envelhecimento com tratamentos isotérmicos de 160°C; 190°C e 210°C por 6, 4 e 2 horas respectivamente. Todas as amostras envelhecidas foram resfriadas ao ar em temperatura ambiente.

4.3 Análise microestrutural

A análise microestrutural foi realizada por técnica de microscopia ótica, num microscópio Zeiss (modelo AXIO). No procedimento metalográfico as amostras foram lixadas com lixas de carbetto de silício com números de 280, 320, 400 e 600 μ m e em seguida polidas com pastas de diamante de 1 , 3 e 6 μ m. Após os processos de lixamento e polimento as amostras foram atacadas com solução Keller (0,5% ácido fluorídrico em 50 ml de água) por 10 segundos.

4.4 Ensaio de microdureza Vickers

Os dados de microdureza foram obtidos através da análise realizada por meio de um microdurômetro Vickers da marca Mitutoyo modelo HM 210, como está apresentado na figura 8, com carga aplicada de 1Kgf. A medida de cada amostra foi obtida através da média de sete indentações.



Figura 8: Microdurômetro Vickers Mitutoyo (modelo HM 210)

4.5 Análise de quantificação da fase Si via software de imagem

A quantificação da partícula de Si que constitui a microestrutura da liga estudada foi realizada por meio do software de análise IMAGE J, sendo a etapa realizada em várias etapas:

- Captura de imagem da microestrutura em formato digital e em escala de cinzentos;
- Realizada a segmentação da imagem, composta pela separação das fases em diferentes tons de cinzento sendo gerada uma imagem binária;
- Processamento da imagem binária com posterior análise quantitativa.

A análise foi realizada em 7 campos, e a uma área total de 40mm², por cada amostra com ampliação de 100x. Esta análise incidiu sobre as partículas de silício eutético, tanto para as amostras apenas fundidas, como para amostras após tratamento de solubilização e envelhecimento. Os parâmetros analisados por este processo foram: fração volumétrica de silício, o número de partículas, o tamanho das partículas representado pelo diâmetro médio das partículas e o fator de aspecto ou circularidade.

Nas Figura 9 a 15 são apresentadas as etapas para quantificação das partículas de silício presentes nas microestruturas da liga Al-Si por meio do software de imagem.

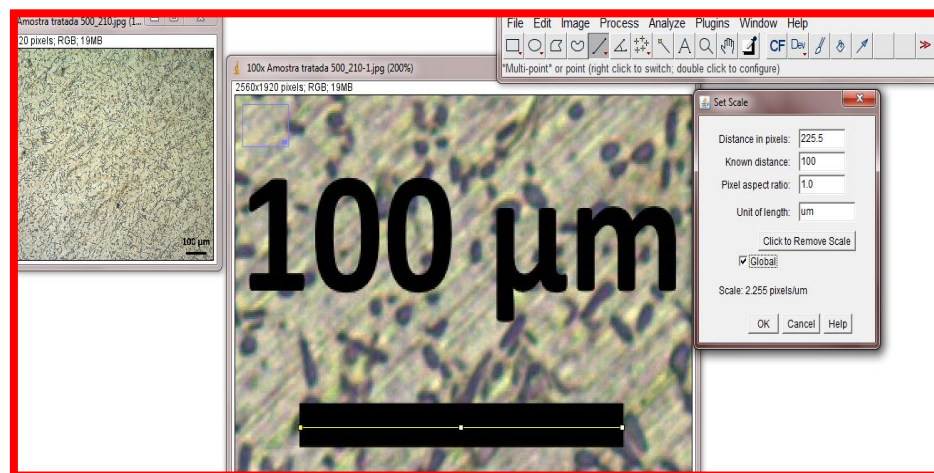


Figura 9: Configuração da escala de conversão e pixel/micrômetro

.Após a seleção da imagem obtida pelo microscópio, através da ferramenta Straight foi criada uma escala baseada na medida 100 micrômetros oferecida pela imagem do microscópio Zeiss (modelo AXIO), com está escala destacada em amarelo na imagem, proveniente da ferramenta, é feita a conversão da distância em pixels (unidade de distância de imagens computacionais) para unidade em micrômetro. Após a criação desta escala, todos dados coletados são medidos em micrômetro para todas as amostras.

Após converter o dimensionamento para a escala em micrômetros, a imagem teve sua luminosidade alterada, a fim de contrastar a matriz e as partículas, como mostrada na Figura 10. Com a ferramenta Type, foi selecionado tons de cinza para imagem de 8 bits facilitando o trabalho da imagem nos passos seguintes, devido o contraste que é obtido nesse passo, entre matriz e partículas

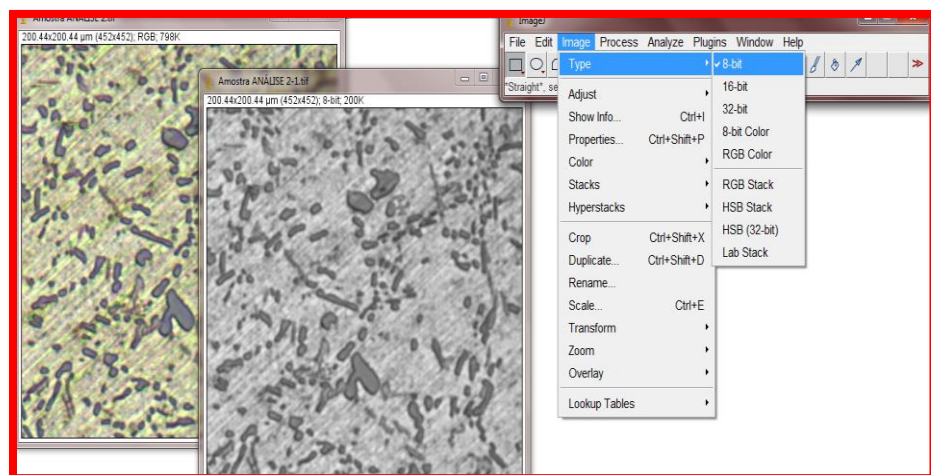


Figura 10: Tratamento de imagem no Software Image J, conversão de imagem

A etapa seguinte teve como objetivo melhorar a qualidade da imagem por meio da opção FTT, sendo a imagem filtrada ao remover altas frequências espaciais (borrando a imagem), ou seja, os contornos das partículas adquirem aspecto mais escuro [7]. Destacando em maior grau de nitidez em relação a matriz de alumínio, conforme Figura 11.

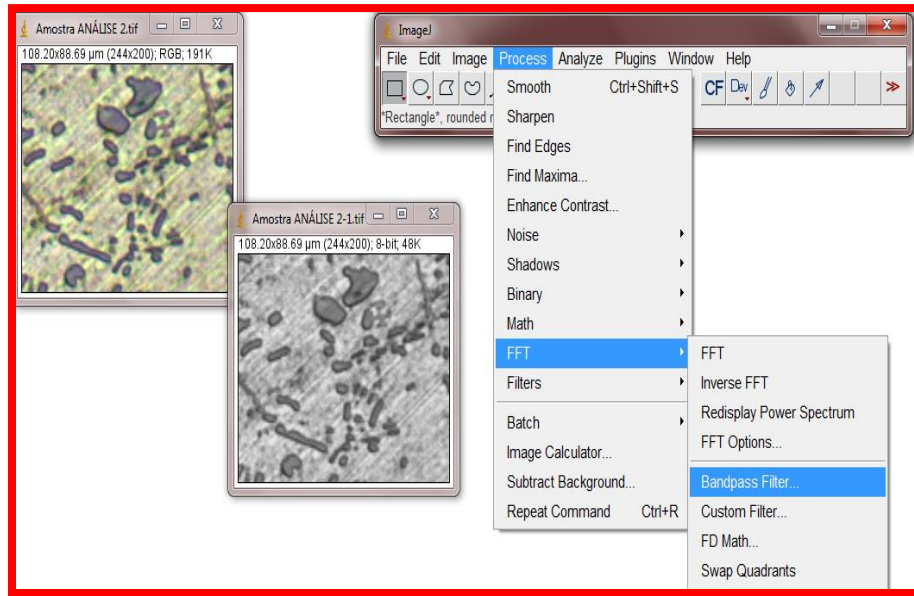


Figura 11: Tratamento de imagem no Software Image J, processos

As imagens convertidas em tons de cinza, em seguida foram trabalhadas usando a opção Threshold com a finalidade em alterar as cores tanto das partículas de silício (pretas), bem como da matriz de alumínio (branca), como na Figura 12.

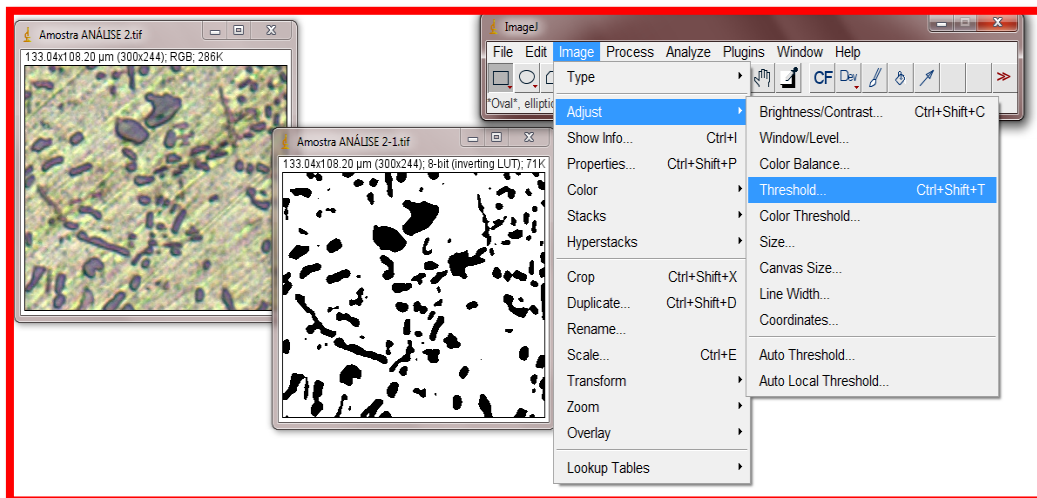


Figura 12: Tratamento de imagem no Software Image J com destacamento das partículas de Si e matriz de Al.

Na Figura 13 é observada a etapa em que é feita a análise de partículas por meio da ferramenta analyse. Em sequência a ferramenta analyse partycles (quadro do canto direito da imagem) permitiu a seleção do range de circularidade das partículas analisadas.

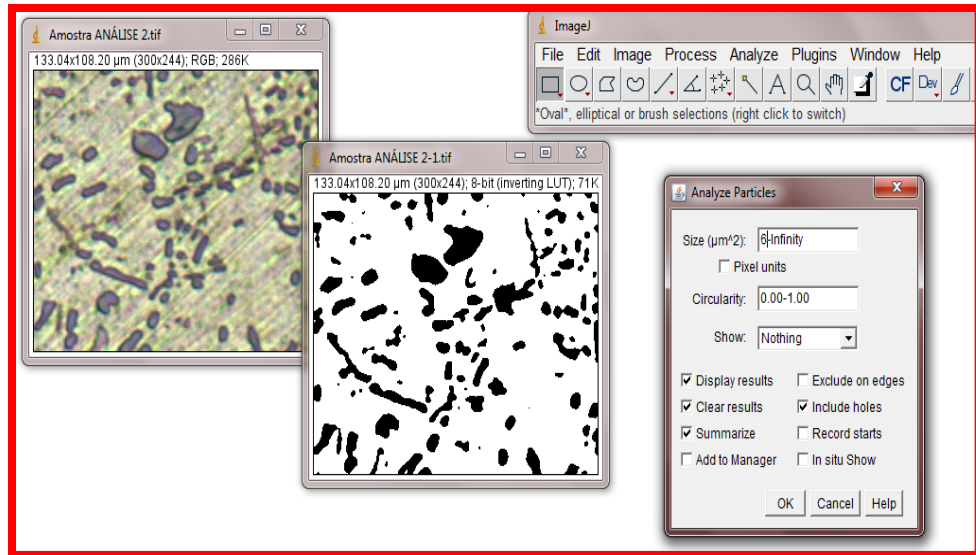


Figura 13 : Tratamento de imagem no Software Image J, análise de Partículas

Como apresentado na Figura 14, as partículas desejáveis obtêm destaque da matriz metálica, sendo assim selecionadas para as análises quantitativas e qualitativas.

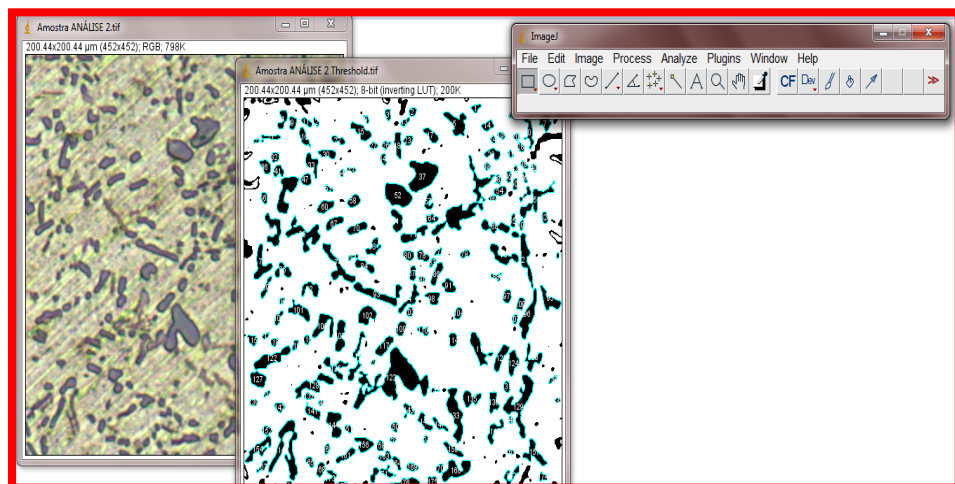


Figura 14: Tratamento de imagem no Software Image J, seleção das partículas de silício no software.

Por fim, após efetuar a análise de partículas, são apresentados os resultados gerais na tabela Summary (sumário, enquanto na tabela Results (resultados) são obtidos os resultados referentes a cada partícula de Si. Essa etapa é representada na Figura 15.

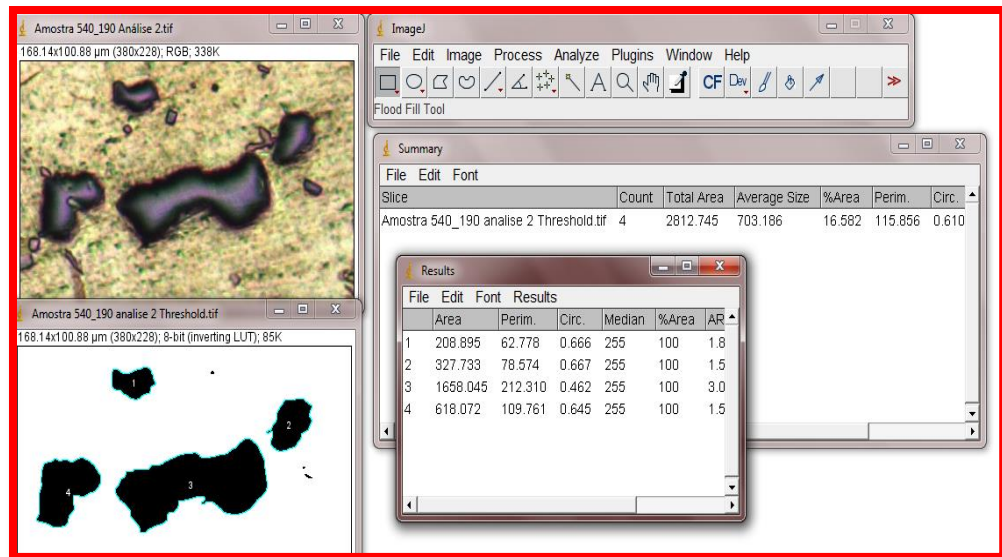


Figura 15: Tratamento de imagem no Software Image J, obtenção dos resultados

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise microestrutural

As características microestruturais da amostra sem tratamento térmico são observadas na Figura 16 (a), sendo possível observar uma matriz com predominância de grãos dendríticos de alumínio. Na Figura 16 (b) são observadas partículas de silício e fases intermetálicas como Al_5FeSi com morfologia acicular distribuídas na matriz de $\alpha-Al$. Características Microestruturais semelhantes das ligas de Al-Si fundidas também foram observadas em outros trabalhos [9; 10,12 e 24]

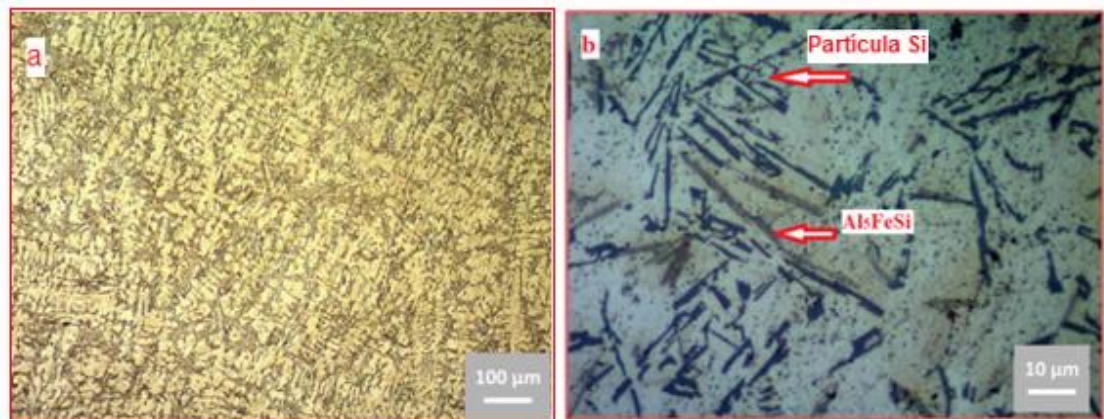


Figura 16 : Imagens de microscopia óptica da liga Al-Si pós solidificação e tratamento metalográfico (a) x100 (b) x1000

As microestruturas das amostras sob tratamento térmico de solubilização a 500°C por 6 horas e envelhecimento 160°C/6h, 190°C/4h e 210°C/ 2 h são apresentadas na Figura 17 (a-f). É possível visualizar a predominância das dendritas na matriz de α -Al, bem como a fragmentação e esferoidização das partículas de Si, alterando a morfologia acicular para globular das mesmas. O tratamento de solubilização a 500°C em todas as condições de envelhecimento minimiza o efeito dendrítico das partículas de silício acicular, já que as pontas dessas partículas atuam como concentradores de tensão na matriz de alumínio. Assim, o tratamento a 500°C promoveu modificação morfológica das partículas de silício para forma globular, o que resultou no aumento da ductilidade da liga, já que esferas possuem menor região de interface, ou seja, aumentando a possibilidade do escorregamento das discordâncias no material. Este mecanismo de esferoidização ocorre devido à redução da energia interfacial total promovida pela instabilidade de interface entre duas fases diferentes. [17] relataram em seus estudos a ocorrência de esferoidização das partículas de silício numa liga de Al-Si-Cu sob tratamento com solução a 490°C durante 5 a 8 horas e envelhecimento a 155°C por 5 horas.

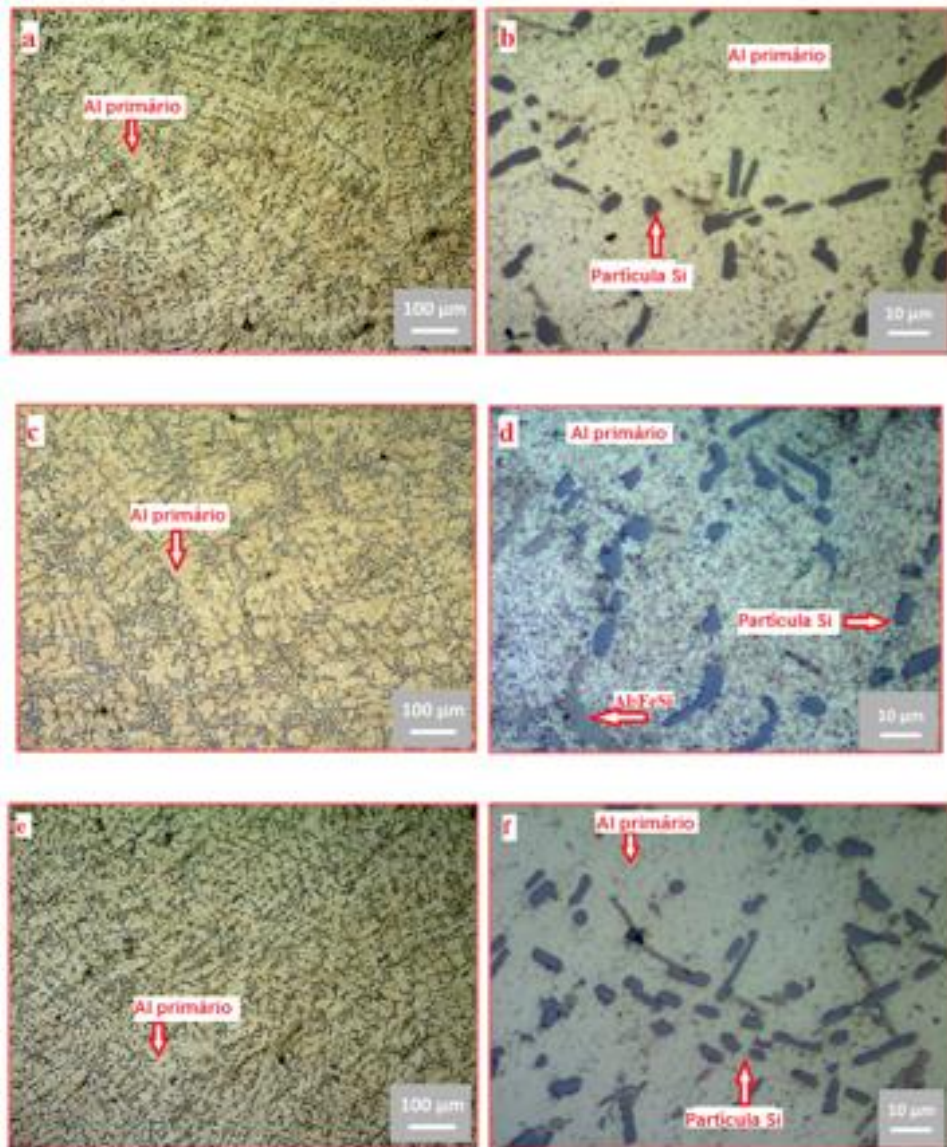


Figura 17: Imagens de microscopia óptica amostras sob tratamentos térmicos de solubilização a 500°C/6h e envelhecimento (a-b) 160°C/6h. (c-d) 190°C/4h. (e-f) 210°C/2h.

As microestruturas das amostras sob tratamento de solubilização a 540°C por 6 horas e envelhecimento a 160°C/6 h, 190°C/4 h e 210°C/2 h são mostradas na Figura 18. O aumento na temperatura de solubilização para 540°C promoveu mudanças microestruturais devido as mudanças na morfologia dos grãos de alumínio primário e nas fases intermetálicas. Na Figura 18 (a) são percebidas na microestrutura coalescimento das dendritas de α -Al devido ao aumento da temperatura de solubilização, causando alteração na morfologia dendrítica dos grãos de α -Al para uma forma globular. Outras alterações significativas foram percebidas nas partículas

de Si e no composto intermetálico Al_5FeSi , sendo percebido um notável crescimento das partículas levando a formação de grandes placas. Também foi observado aumento significativo da região eutética alumínio-silício, principalmente nas amostras submetidas ao processo de envelhecimento a $210^\circ C$ por 2 horas, que na Figura 18(b) mostra claramente o engrossamento da partícula de silício em detrimento do consumo das partículas aciculares de silício na região eutética. Isto está em conformidade com o fato de que a cinética difusional dos átomos de silício é aumentada à medida que a temperatura aumenta [26]. Na literatura [8] os autores observaram o crescimento do silício eutético na liga de alumínio-silício durante um curto período de tratamento térmico T6. Outros pesquisadores também relataram um forte engrossamento das partículas de Si para os tratamentos de solubilização acima de $500^\circ C$ [25].

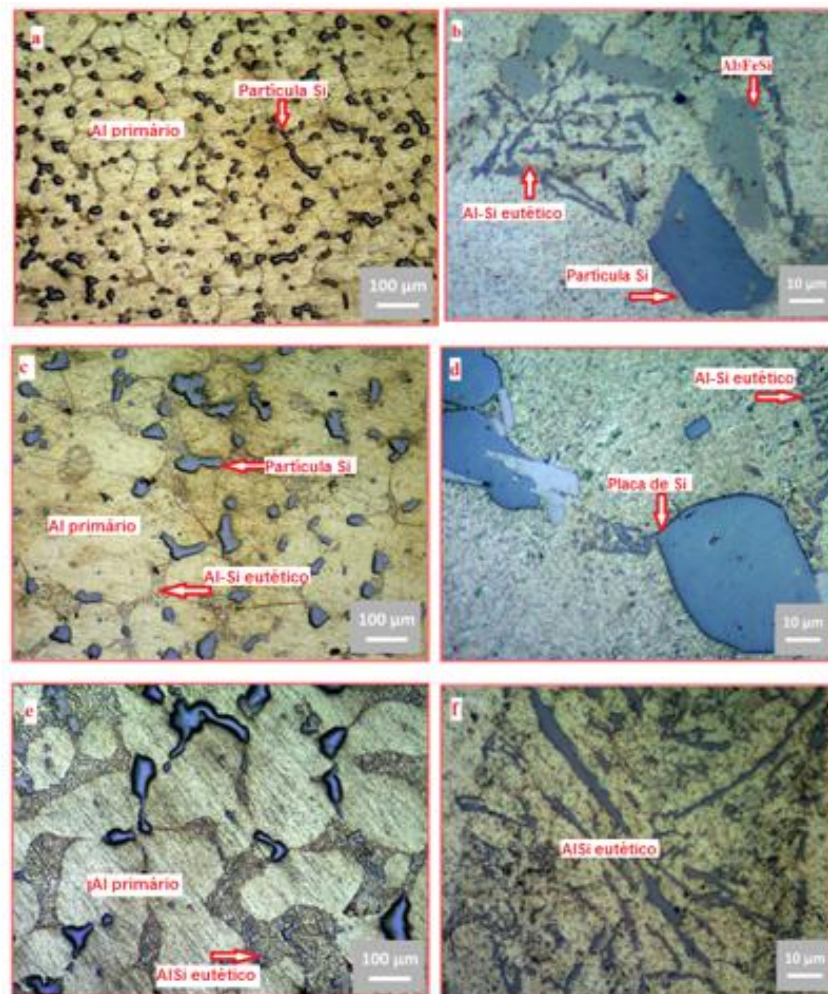


Figura 18: MO da amostra tratada a $540^\circ C/6h$ e envelhecida a (a-b) $160^\circ C/6h$ (c-d) $190^\circ C/4h$ (e-f) $210^\circ C/2h$

5.2 Fração volumétrica de silício

Analisando a figura 19 é possível verificar que a fração volumétrica de silício apresenta uma tendência de aumento para maiores temperaturas de solubilização e envelhecimento. Esse comportamento possivelmente está relacionado ao engrossamento da partícula de Si na microestrutura, já que placas e fibras grosseiras de silício são formadas nas microestruturas das amostras tratadas em maiores temperaturas de tratamentos térmicos, mesmo em menor número de partículas para determinada área. Observando a imagem 17 é possível identificar a transição da morfologia nas amostras solubilizadas a 500°C. A transformação das dentritas em partículas fibrosas e esferoidizadas, onde seu tamanho e morfologia grosseira alterou a dureza da liga. A dureza da liga aumenta à medida que as partículas alternam sua morfologia predominantemente esférica, para acicular e compostos eutéticos como Al_5FeSi precipitam-se. Até atingir o pico de envelhecimento à 190°C durante 4 horas. Onde as partículas de silício com morfologia de grandes fibras iniciam o processo de esferoidização devido o acréscimo de temperatura e energia, durante o 3º ciclo de envelhecimento, envelhecimento a 210°C por 2 horas.

Embora a fração volumétrica de silício continue aumentando, para temperaturas acima de 190°C e solubilização a 540°C com envelhecimentos acima de 160°C, a dureza da liga começa a diminuir. Isto ocorre devido o maior espaço para escorregamento de discordâncias formado, devido ao colapso dos braços dentríticos para formação das fases de Si no primeiro envelhecimento, baixa precipitação de compostos com geometria complexas e partículas de Si com maior espaçamento entre si, por conta da alta taxa de difusão proporcionada, efeito similar com o artigo de jornal escrito por Costa e [6]. Para as amostras solubilizadas a 540°C, imagens da figura 18, o colapso dentríticos é mais perceptível e o tamanho de grão de alumínio primário, por conta da maior difusão atômica decorrente do acréscimo de temperatura de solubilização, é maior. Estes fatores influenciaram na morfologia do Si. Partindo de partículas esferoidizadas, a morfologia do silício com o aumento das temperaturas de envelhecimento se transformou em grandes placas. A dureza deste conjunto de amostra também aumenta até o envelhecimento à 190°C, onde as partículas apresentam morfologia acicular e inicia-se a precipitação de eutéticos com geometria complexa em grande extensão. Após o acréscimo de difusão e energia proporcionada

no envelhecimento a 210°C, as partículas de silício possuem maior espaçamento entre si e sua morfologia mostra-se predominantemente acicular e grosseira.

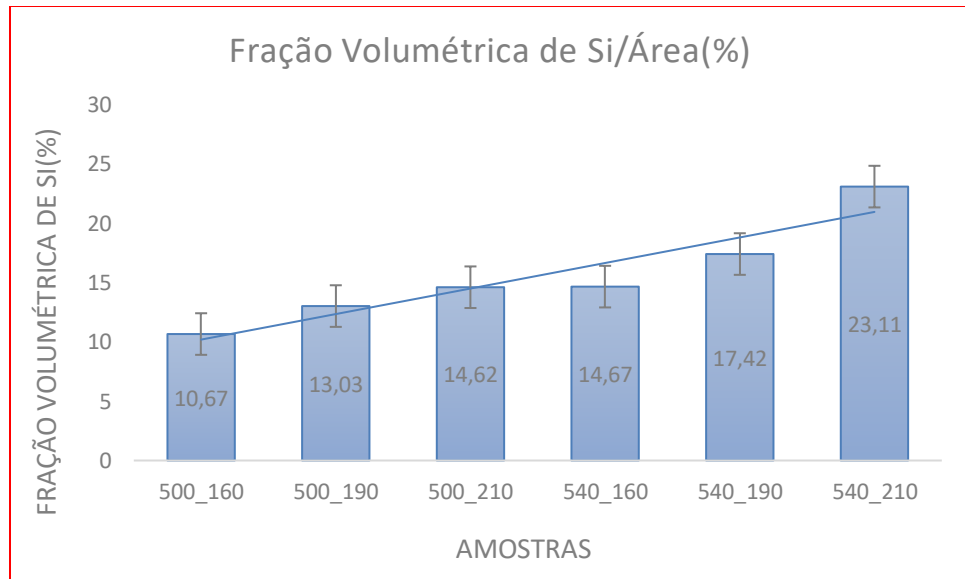


Figura 19: Evolução da fração volumétrica de silício nas amostras tratadas termicamente

Apesar da fração volumétrica ser maior para as amostras solubilizadas a 540°C, o conjunto de microdureza das mesmas mostrou-se menor do que as amostras solubilizadas à 500°C. As partículas de Si nas amostras solubilizadas a 540°C em relação as amostras solubilizadas à 500°C, apresentam maior distância entre si e morfologia predominantemente fibrosa, que contribui para o aumento de ductilidade.

5.3 Densidade de partículas de silício

A figura 20 representa a densidade de partículas em uma determinada área. Verifica-se uma densidade de partículas de Si estável para as amostras solubilizadas a 540°C em ambas temperaturas de envelhecimento. No entanto, nota-se um forte aumento da densidade de partículas de Si para maiores temperaturas de envelhecimento nas amostras solubilizadas a 500°C. A fragmentação e esferoidização das partículas de Si promovidas em menor temperatura de solubilização permitiu uma maior concentração de partículas para uma determinada

área. Assim a combinação com a maior temperatura de envelhecimento (210°C) reuniu a maior média de partículas por área. Porém com o aumento de temperatura e tempo na solubilização e envelhecimento, deve-se possuir uma tendência de diminuição no número de partículas junto ao acréscimo de temperatura e tempo, devido ao efeito da aglomeração de partículas em função da energia fornecida as mesmas. Diminuindo seu número e aumentando sua área. Estes resultados possivelmente são demonstrados pela quantidade de análises por região, sendo o erro do gráfico uma ferramenta usual para este resultado contraditório.

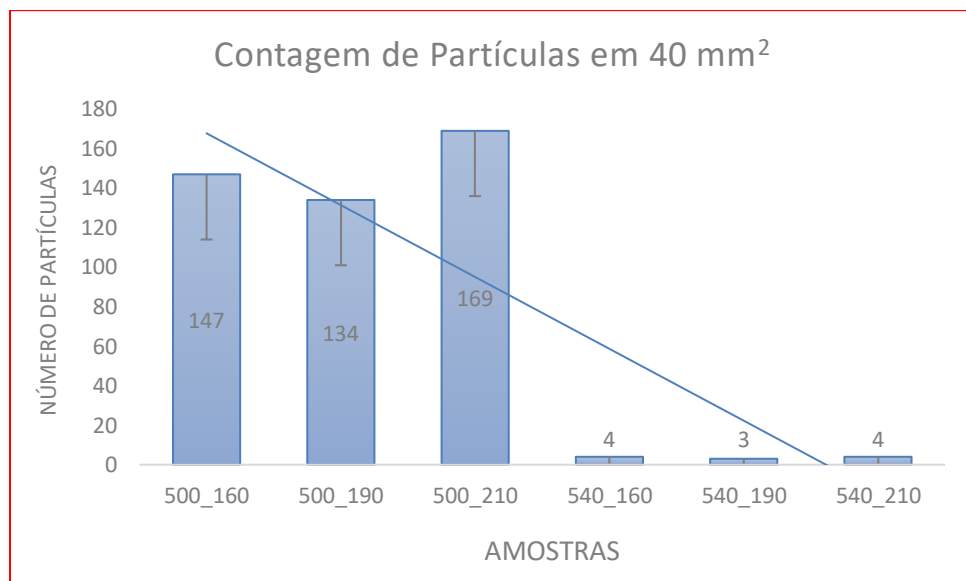


Figura 20: Densidade de partículas de silício nas amostras tratadas termicamente

5.4 Diâmetro das partículas de silício

O resultado do diâmetro das partículas é apresentado na figura 21. O aumento do tamanho do diâmetro das partículas é corroborado pela diminuição da densidade de partículas para as mesmas condições de tratamentos térmicos, como referido no gráfico anterior. Esse aumento do diâmetro das partículas é atribuído a maior difusão das partículas em função do aumento da temperatura de solubilização que ocasionou no coalescimento das partículas de silício.

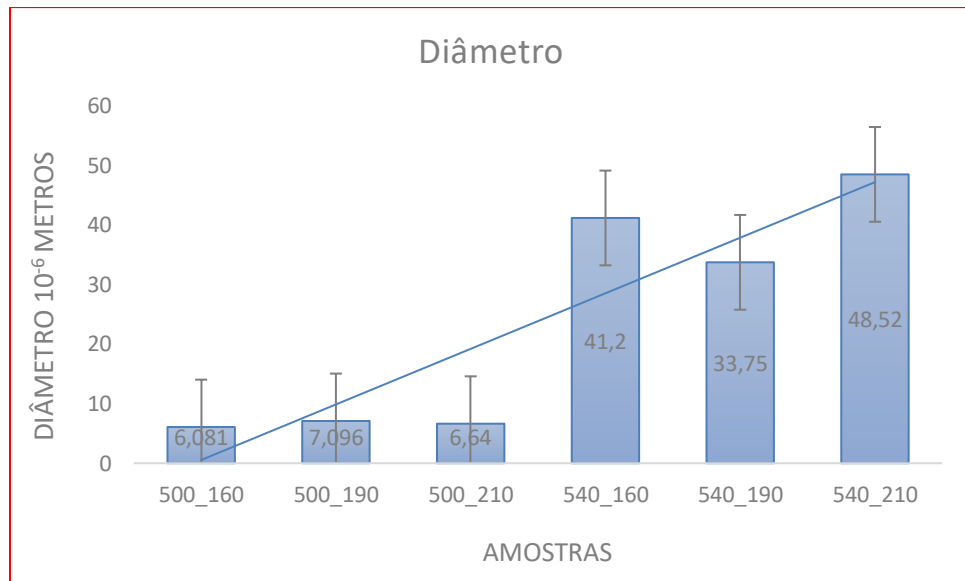


Figura 21: Evolução do diâmetro das partículas de silício nas amostras tratadas termicamente

5.5 Circularidade das partículas de silício

Na figura 22 são apresentados os resultados de circularidade. Esses dados indicam a globulização que as partículas de silício eutético são submetidas com em função dos parâmetros de tratamentos térmicos. Observa-se que a globulização é maior para as amostras tratadas sob menor temperatura de solubilização, ou seja, apresentam valores de circularidade entre 0,58 e 0,66. Quando a circularidade é avaliada em função da temperatura de envelhecimento, nota-se uma pequena variação independente da temperatura de solubilização.

De forma geral, as amostras solubilizadas a 500°C possuem circularidade mais próxima de 1, ou seja, suas partículas possuem predominância de morfologia esferoidizada em relação as amostras 540°C. Isso permite entender que a menor temperatura de solubilização favorece a ação dos mecanismos de fragmentação e esferoidização para obtenção de partículas globulares.

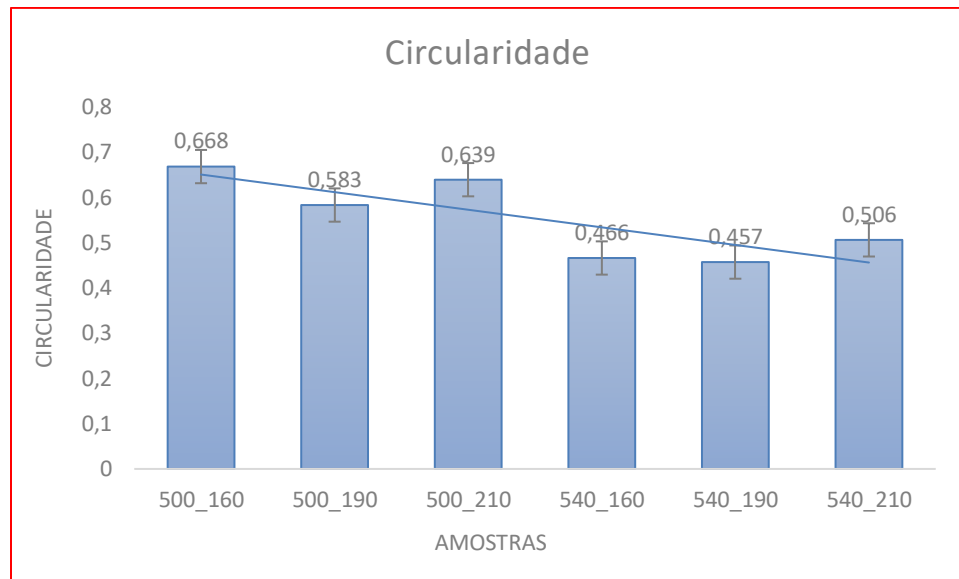


Figura 22: Evolução de circularidade nas partículas de silício das amostras tratadas termicamente.

Com o tratamento térmico de envelhecimento a morfologia do silício alterou-se, evoluindo para as amostras solubilizadas à 500°C de predominantemente esféricas para partículas aciculares, pós envelhecimento, diminuindo o fator de aspecto (relação de distância entre maior e menor perímetro na partícula). Enquanto nas ligas solubilizadas à 540°C, houve evolução morfológica devido o acréscimo de temperatura na solubilização, que resultou após o envelhecimento em morfologias de silício com partículas aciculares e maiores que as obtidas em solubilização à 500°C, se transformando em grandes placas. Até a temperatura e tempo de envelhecimento 190°C por 4 horas, para os dois conjuntos de solubilização, estas transições favoreceram o acréscimo da dureza na liga, porém após esta temperatura obteve-se o super envelhecimento, com as amostras com temperatura de solubilização 500°C obtendo grandes fibras aciculares de silício e amostras com temperatura de solubilização 540°C obtendo grandes placas de silício, distantes umas das outras. Diminuindo a dureza devido o acréscimo de regiões, espaços entre estas partículas, para o escorregamento de discordâncias.

5.6 Efeito dos tratamentos térmicos na dureza da liga Al-Si

A dureza média das amostras bruta de fusão e com tratamentos térmicos foi obtida por medidas de microdureza Vickers e apresentada na figura 23:

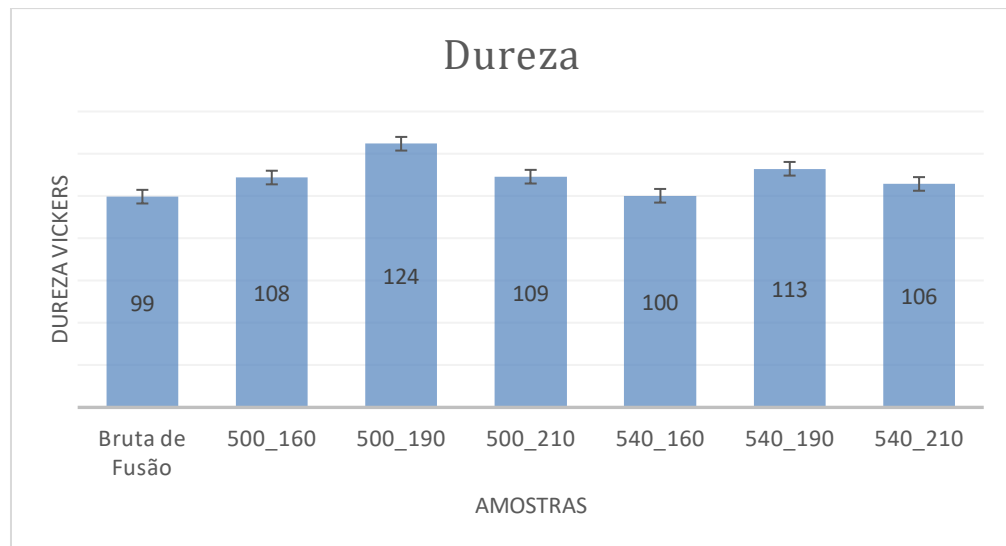


Figura 23: Resultados do comportamento da dureza média da liga de Alumínio-silício.

Segundo resultado, as amostras sob os tratamentos térmicos apresentaram um aumento na dureza da liga estudada. A evolução do comportamento de dureza é perceptível em todas as amostras tratadas termicamente, já que ambas apresentam dureza maior que a amostra bruta de solidificação com dureza média de 99 HV.

O pico máximo de dureza observado foi obtido no envelhecimento a 190°C durante 4 horas, tanto para os tratamentos de solubilização a 500°C (124 HV), já para a amostra tratada a 540°C o pico de dureza foi de 113 HV. Este aumento na dureza está provavelmente associado a presença das partículas de silício, sendo notada uma maior dureza na amostra sob temperatura de solubilização a 500°C. A presença de partículas de Si esferoidizadas e com diâmetro menor contribuiu para um aumento da dureza quando comparada com as amostras tratadas a 540°C que apresentaram partículas Si bem grossas [17].

6. CONCLUSÕES

Neste presente trabalho foi investigado a evolução microestrutural da liga Al-Si EN AC 46000 em função dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Baseado nos resultados seguem as conclusões do trabalho.

- Todas amostras tratadas termicamente apresentaram dureza maior em relação a amostra no estado bruto de solidificação.

- A liga em seu estado bruto de solidificação apresentou microestrutura constituída por dendritas na fase primária de alumínio, intermetálico Al_5FeSi , partículas de silício com diferentes morfologias e eutético Al-Si.

- A fração volumétrica de silício apresenta tendência de aumento para maiores temperaturas de solubilização e envelhecimento, devido ao engrossamento das partículas de Si.

As amostras solubilizadas à 540°C apresentaram uma menor densidade de partículas de Si. No entanto um aumento significativo na densidade de partículas de Si ocorreu para as amostras solubilizadas à 500°C, possivelmente devido ao efeito de fragmentação e esferoidização ocorrido na menor temperatura de solubilização.

O aumento do diâmetro da partícula de Si foi influenciado pela difusão atômica governada pelo aumento das temperaturas de tratamento solubilização e envelhecimento.

- A globulização das partículas de silício é maior para as amostras tratadas com temperaturas de solubilização menores, apresentando circularidade em torno de 0,60.

- Para os dois grupos de solubilização o pico máximo de dureza obtido no envelhecimento foi alcançado para as amostras envelhecidas a 190°C por 4 horas.

7. REFERÊNCIAS

1. ALMEIDA, GISELE FABIANE, **Estudo da liga Al-Si hipoeutética fundida em moldes de areia verde: Efeito da adição de refinadores e modificadores de grão nas propriedades mecânicas**. 2009. 55f. Dissertação de Mestrado – Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2009.
2. ALUMÍNIO BRASILEIRO, *Soluções para uma vida sustentável – 2017 –* <http://abal.org.br/downloads/publicacoes/aluminio-brasileiro-solucoes-para-uma-vida-sustentavel-port.pdf> – Acesso em: (23.08.2020)
3. ANITA, ADRIENE **Influência dos teores de Mg, Sr e Ti nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A319**. Dissertação de Mestrado – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais.
4. ARANGO, JUAN MARCELO, **Análise térmica de ligas Al-Si com adição de inoculante**. 2009. 128f. Dissertação de Mestrado – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
5. ARANGO, JUAN MARCELO. MARTORANO, MARCELO, **Estudo de refino de grão das ligas al-si através de inoculantes do sistema Al-Ti-B**. 2011. 13f. Artigo –Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2011.
6. COSTA, Thiago A.; DIAS, Marcelino; GOMES, Laércio G.; ROCHA, Otávio L. **Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and harness of a directionally solidified Al-Si-Cu alloy**. *Jornal de ligas e compostos*, Campinas - Brasil, ano 2016, v. 683, p. 485-494, 25 out. 2016.
7. FFT – 2012 – <https://imagejdocu.tudor.lu/gui/process/fft> – Acesso em: (02.12.2020)
8. I. A. Luna, H. M. Molinar, M.J. C. Roma ´n, J.C.E. Bocardo, M. H. Trejo, **Improvement of the tensile properties of an Al-Si-Cu-Mg aluminum industrial alloy by using multi stage solution heat treatments**, *Mater. Sci. Eng. A* 561 (2013) 1–6
9. IGOR A. MAGNO, FABRÍCIO A. SOUZA, MARLO O. COSTA, JACSON M. NASCIMENTO, ADRINA P. SILVA, THIAGO S. COSTA, OTÁVIO L. ROCHA – **Interconnection between the solidification and precipitation hardening processes of an AlSiCu alloy** – *Materials Science and Technology* – Taylor & Francis Online – 19,03,2019 – Vol 35 – Seção 7 – páginas 4-13

10. KE LI, JIN ZHANG, XIAOLIN CHEN, YIHUA YIN, YI HE, ZIQI ZHOU, RENGUO GUAN – **Microstructure evolution of eutectic Si in Al-7Si binary alloy by heat treatment and its effect on enhancing thermal conductivity** – *Journal of Materials Research and Technology* – ScienceDirect – 19,06,2020 – Vol 09 – Seção 4 – paginas 2-7). China.
11. **Ligas de alumínio para fundição, Relações entre o processo de fundição e a microestrutura** – 2001 – <http://www.pmt.usp.br/pmt2402/Ligas%20de%20alum%C3%ADnio%20fundidas.pdf> – Acesso em: (25.08.2020)
12. LIMA, Nuno Alexandre Gonçalves. **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)**. 2011. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, [S. l.], 2012.
13. MAIA, ANDRÉ MIGUEL, **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. 2012. 84f. Dissertação de Mestrado – Universidade do Porto, Porto, 2012.
14. Mendes, R. P. K **Avaliação da influência dos parâmetros do processo de fundição sob pressão sobre a qualidade de uma peça injetada em liga de alumínio**. 2005, Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joenville, 2005.
15. MOREIRA, P.S. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (a 356.0) fundida**. 2011. Dissertação (Mestrado) - Rede Temática Em Engenharia de Materiais, Ouro Preto, 2011.
16. POLMEAR, I.J, **Light Alloys: From traditional alloys to nanocrystals**. Butterworthheinemann. 4th ed., 1996.
17. P. Ji-Hua, T. Xiao-long, H. Jian-ting, X. De-ying, **Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys**, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 21(2011) 1950–1956
18. R.N. Lumley, I.J. Polmear, H. Grootc, J. Ferrier, **Thermal characteristics of heattreated aluminum high-pressure die-castings**, *Scrip.Mater.* 58 (2008) 1006–1009

19. RODRIGUES, GABRIEL, **Efeitos dos tratamentos térmicos em ligas de alumínio**. 2015. 41f. Dissertação de Mestrado – Universidade de Rio Verde, Rio Verde, 2015.
20. SANTOS, Matheus Perin; SILVA, Jailson. **Efeito do titânio no espaçamento dendrítico secundário e nas propriedades mecânicas da liga A356**. Orientador: Guilherme Ourique Verran. 2009. *Iniciação científica (Superior Engenharia)* - Universidade do Estado de Santa Catarina, Santa Catarina, 2009.
21. Santos, Silvano Leal dos Santosa, Toloczko, Felipe Ribeiro, Merij, Abrão Chiaranda, Saito, Newton Haruo, Da Silva, Davinson Mariano. Investigation and Nanomechanical Behavior of the Microconstituents of Al-Si-Cu alloy After Solution and Ageing Heat Treatments. *Materials Research*. 2021; 24(2): e20200329.
22. SENAI (Brasil, São Paulo, Osasco.). SENAI-OSASCO. **Fundição II**. 2. ed. rev. São Paulo - Osasco: SENAI, 2007. 99 p. v. 2.
23. SOLIDIFICAÇÃO E SOLUÇÕES SÓLIDAS – 2007 – <http://www.foz.unioeste.br/~lamat/downmateriais/materiaiscap6.pdf> – Acesso em: (06.09.2020)
24. S. Shivkumar, S. Ricci, Jr. C. Keller, D. Apelian, **Effect of solution parameters on tensile properties of cast aluminum alloys**, *J. Heat Treat.*8 (1990) 63–70.)
25. S.W. Choi, H.S. Cho, C.S. Kang, S. Kumai, **Precipitation dependence of thermal properties for Al-Si-Mg-Cu-(Ti) alloy with various heat treatment**, *J. Alloys Compd.*647 (2015) 1091–1097
26. Y. Han, A.M. Samuel, H.W. Doty, S. Valtierra, F.H. Samuel, **Optimizing the tensile properties of Al-Si-Cu-Mg 319-type alloys: Role of solution heat treatment**, *Mater. Des.* 58 (2014) 426–438

8. APÊNDICE



Figura 24: Procurando Image-J na barra de pesquisa do google

O Image-J é um software de aquisição de imagem, disponível gratuitamente na plataforma google. Pesquisando pelo mesmo no google, é possível localizá-lo na página, (Download – ImageJ – NIH). Após entrar nesta página é possível baixar o software. O nome da página para download do software é amostrado na figura abaixo, indicado pela seta.

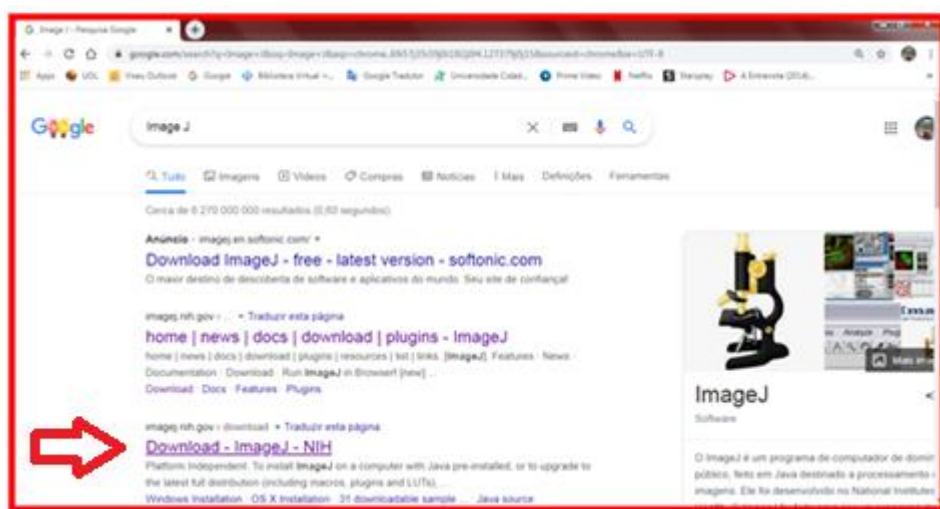


Figura 25: Aba do google, seleção do site para download do software

Acessando o site, próxima figura, as três primeiras opções de download, opções que variam com o tipo de computador que você está manejando, (Mac OS X; Linux e Windows) possibilitam o download com um clique. Ao clicar na opção de download e o download sendo concluído, a pasta do software será aberta em seguida.

Como mostra a figura. O Image J é direcionado a pasta de arquivos de sua escolha, em seu computador.

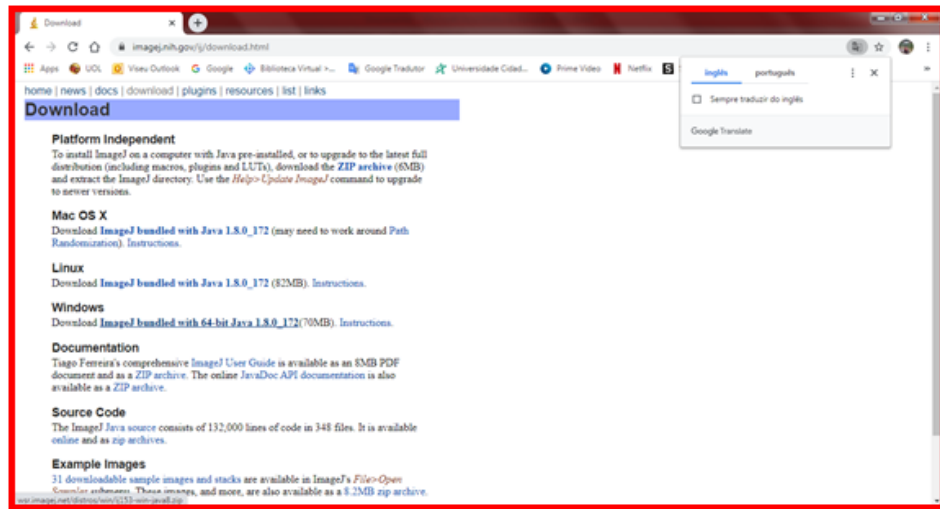


Figura 26: Site para download do software Image J

Ao clicar na opção de download e o download sendo concluído, a pasta do software será aberta em seguida. Como mostra a figura. O Image J é direcionado a pasta de arquivos de sua escolha, em seu computador.



Figura 27: Software sendo aberto nos arquivos do seu computador

Nestas duas próximas figuras é mostrado como abrir o software e seu design. Na primeira figura ao clicar em ImageJ, seta, abre-se a aba de baixo. Clicando em ImageJ.exe como está destacado pela seta e texto azul na figura. Ao clicar o software abrirá em segundos, junto a uma aba que exige permissão aos dados do seu computador. Permitindo o software, ao abrir direcionará você as suas pastas de arquivos de imagem.

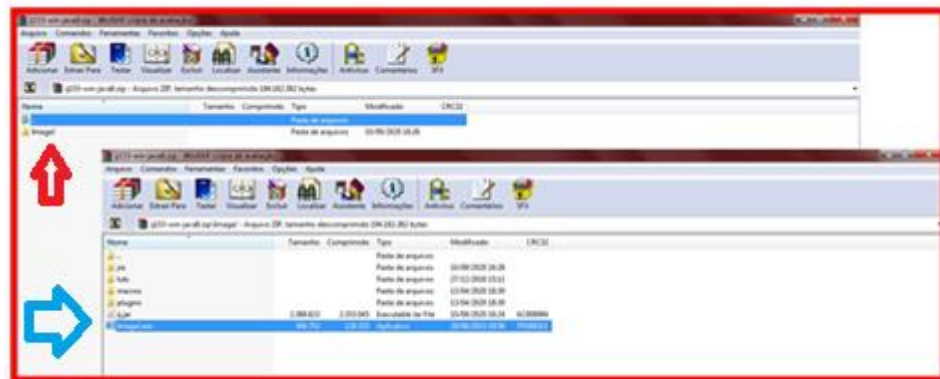


Figura 28: Design do software e como entrar no mesmo

O software possui esse design como mostrado no canto direito superior da figura.

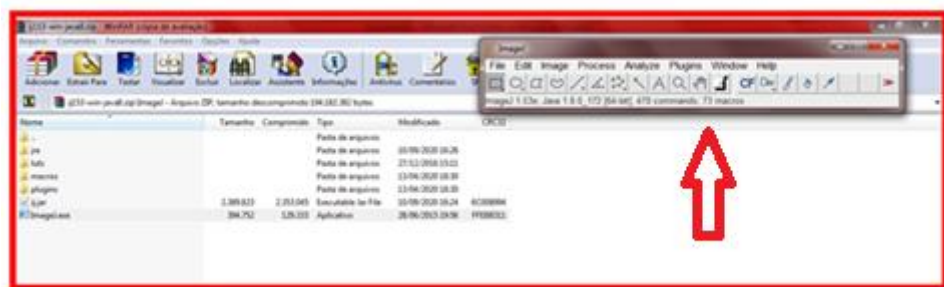


Figura 29: Design da barra de ferramentas do software Image-J

Selecionando a opção file – Open o software o direciona as imagens contidas no computador.

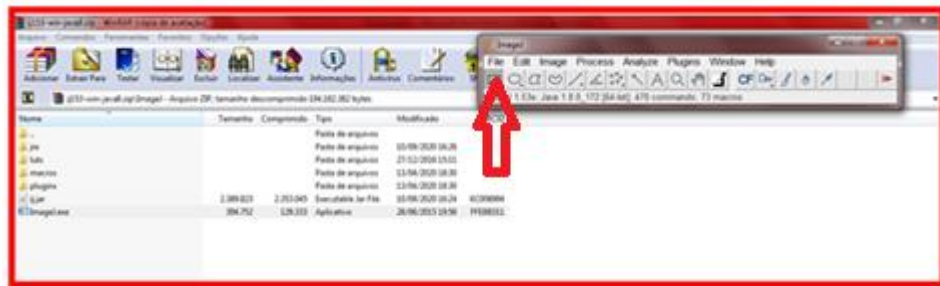


Figura 30: Ferramenta para abertura da imagem a ser trabalhada

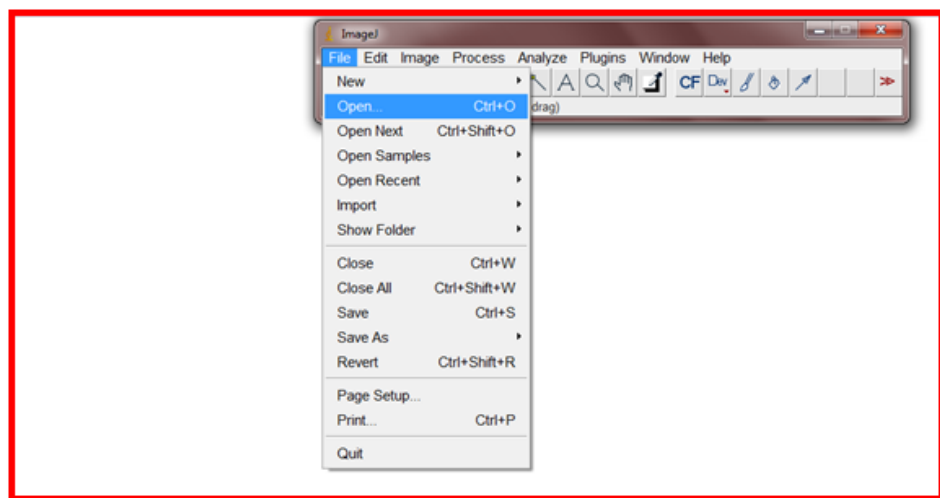


Figura 31: Sequência de ferramentas para abertura da imagem a ser trabalhada

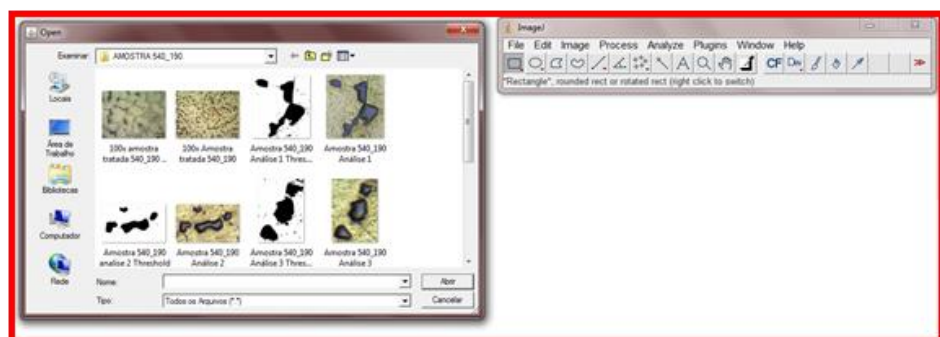


Figura 32: Imagem ilustrativa das imagens que estarão em seus arquivos para seleção

Abrindo a pasta de arquivos com as imagens, deve-se escolher uma imagem que possua uma escala ou distância conhecida, para futuramente ser feita a conversão da escala de distância pixels para uma escala em metros ou alguma derivação do metro. Como está amostrado abaixo.

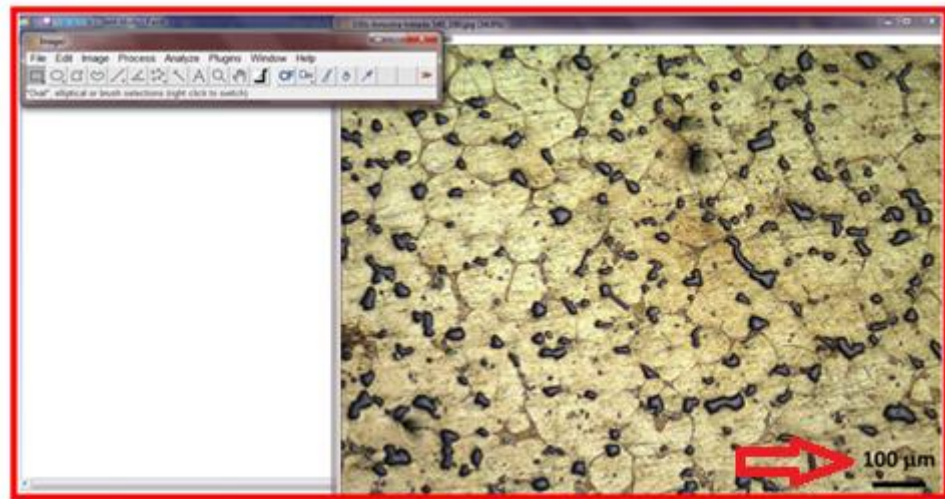


Figura 33: Início da conversão de escala pixels para metros

Para fazer a conversão de escala é necessário selecionar a opção destacada na figura, na barra de opções do Image J. Função Straight. Com esta linha, colocar uma posição inicial e final, referente a distância conhecida, para realizar a conversão. Após feita a linha, ir até a função Analyse – Set Scale. Abrindo uma imagem similar à da figura abaixo. Realizando as conversões de escala. Preferencialmente clique na função global, pois esta conversão valerá para todas as imagens trabalhadas enquanto o Image J não ser fechado. Porém, confira sempre se a escala ainda oferece resultados na escala de distância que você selecionou.

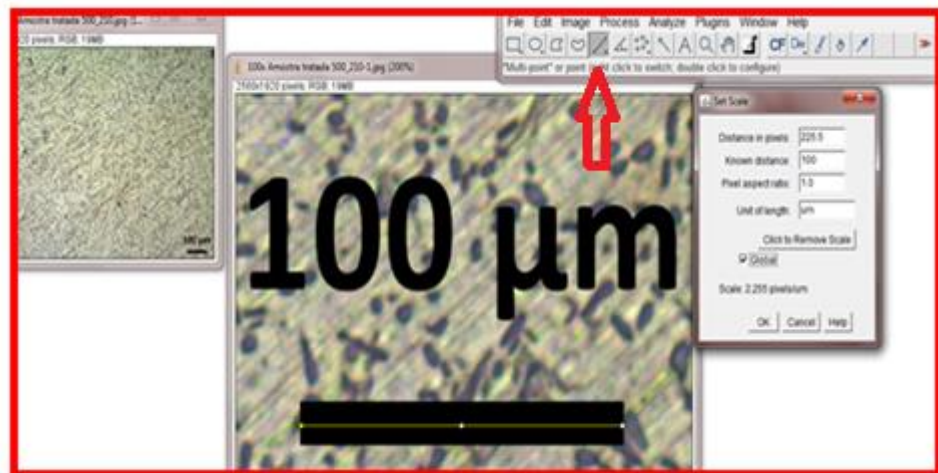


Figura 34: Ferramentas necessárias para conversão de escala (demonstrativo)

Feita a conversão, as imagens a serem analisadas podem começar a serem tratadas para que o software obtenha os resultados a partir das imagens binárias geradas. Através da função *Analyze – Set Measurements* é possível selecionar os dados que o software irá computar com o fim da sua análise. Como é amostrado no canto esquerdo da próxima figura.

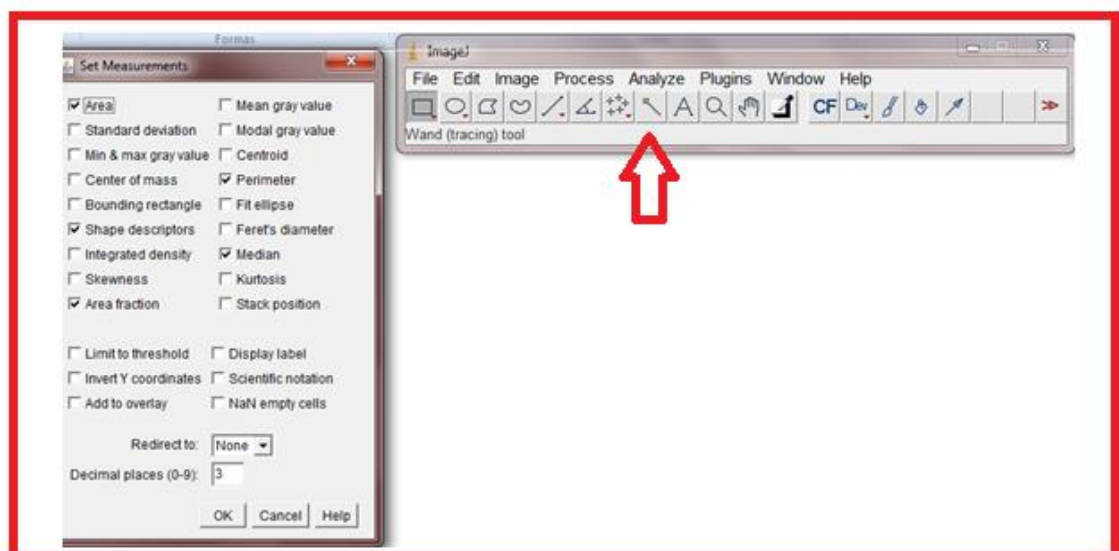


Figura 35: Escolha dos dados para registro do software através da análise da imagem

Antes de começar a trabalhar sua imagem, caso seja feita análise das partículas é preferível que sejam trabalhadas duas imagens ao mesmo tempo, onde uma das imagens será o referencial da análise (imagem sem alterações) que será cortada para facilitar o trabalho da imagem binária e a outra imagem uma imagem binária que será uma cópia da original, que será trabalhada a partir dos artifícios do software. Para obter o corte da imagem, deve-se selecionar a função Image – Crop, onde a área selecionada é obtida através da opção Rectangle. A área pode ser padronizada, à medida que o retângulo ou quadrado é movimentado, na barra do software mostra distância entre as linhas.

Para obter a segunda imagem, deve-se selecionar a função image – duplicate. Começando o tratamento da imagem da segunda imagem, selecione a ferramenta Type, obtendo tons de cinza numa imagem de 8 bits facilitando o trabalho da imagem nos passos seguintes, devido o contraste que é obtido nesse passo, entre matriz e partículas.

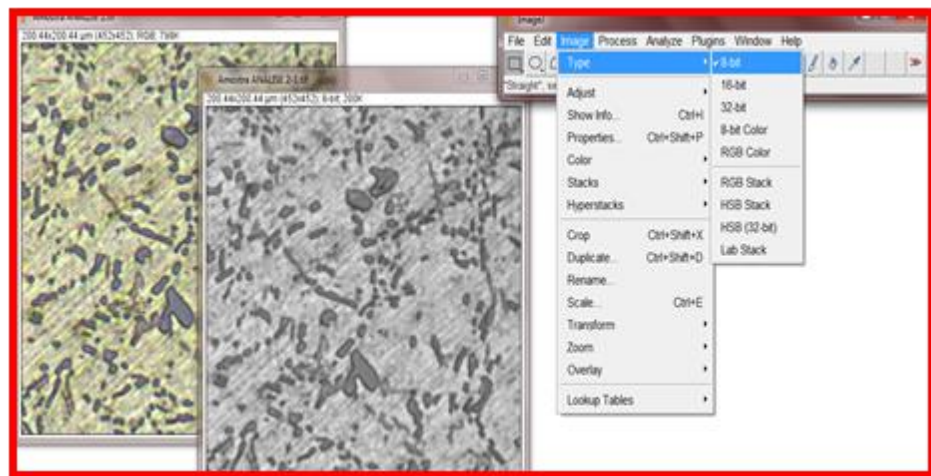


Figura 36: Trabalhando a imagem

A etapa seguinte tem como objetivo melhorar a qualidade da imagem por meio da opção FTT – Bandpass Filter, sendo a imagem filtrada ao remover altas frequências espaciais (borrando a imagem), ou seja, os contornos das partículas adquirem aspecto mais escuro. Destacando em maior grau de nitidez em relação a matriz de alumínio.

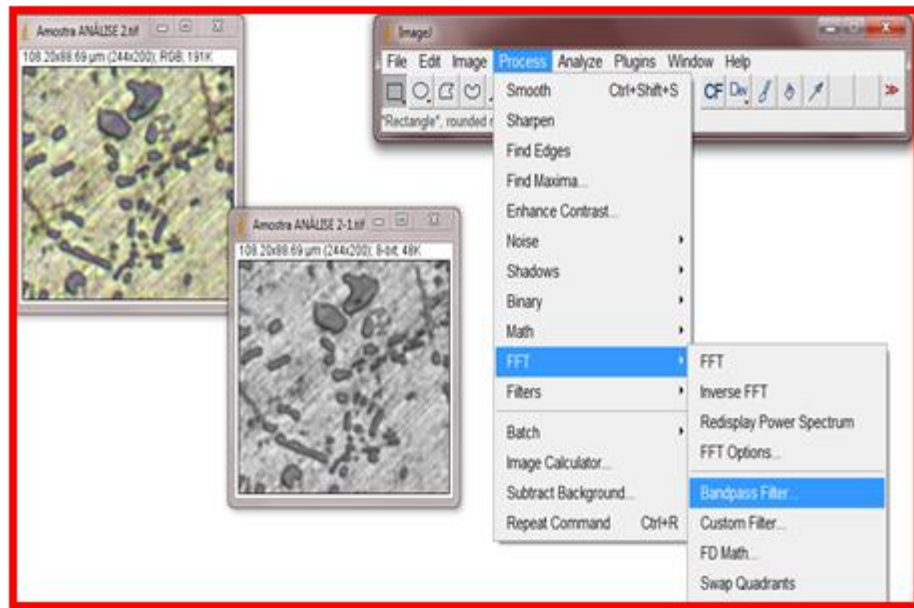


Figura 37: Trabalhando a imagem, etapa de destaque matriz/partícula através da filtragem

Após feita a filtragem da imagem, deve-se realizar o ajuste que separa totalmente a matriz(fundo) das partículas desejáveis. Para realizar este feito deve-se clicar na função Image – Adjust – Threshold. Esta função controlará a quantidade do contraste entre matriz e partículas.

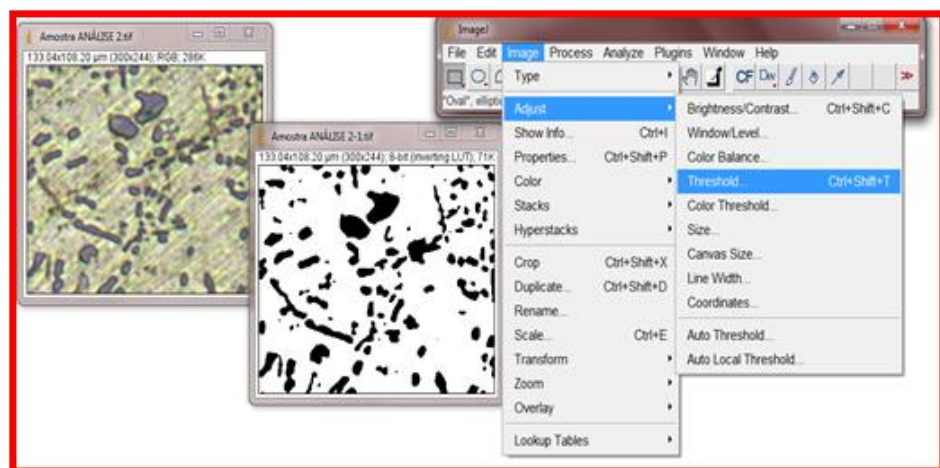


Figura 38: Trabalhando a imagem, etapa de destaque matriz/partícula através do Threshold

Este contraste é controlado através dessa aba que aparece, após o selecionamento da função Threshold. O software de imediato da uma configuração ideal, porém, está pode ser melhorada manualmente alterando a distância nas barras, ao lado esquerdo das setas.

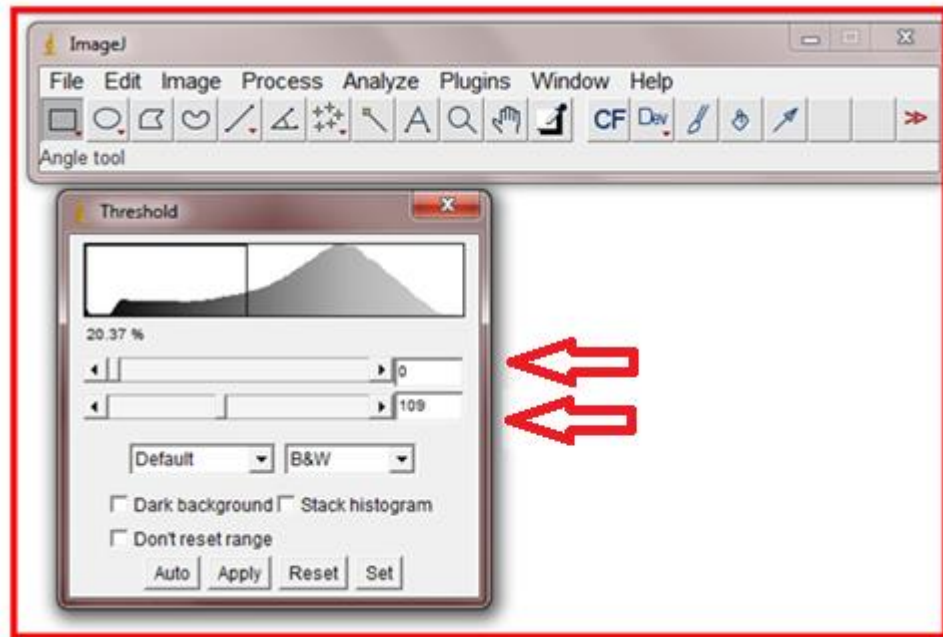


Figura 39: Barras de ajuste Threshold

Após o destacamento entre a matriz (fundo da imagem) com as partículas. Para realizar a análise de fato, é necessário ir até a função Analyze – Analyze Particles, que irá abrir uma aba similar a aba abaixo, como na figura abaixo. Esta aba permite a seleção da faixa das partículas que serão analisadas, onde os parâmetros destas faixas são tamanhos e circularidade, destacados pela seta vermelha. Essas faixas ao serem alteradas manualmente, podem retirar partículas, precipitados ou qualquer outra impureza que tenha impacto em seus dados.

Abaixo das opções de faixa há a opção show. Selecionando a opção Overlay, as partículas que forem computadas serão amostradas após o fim da análise, na própria imagem. Por fim, apertando Ok, será realizada a análise das partículas.

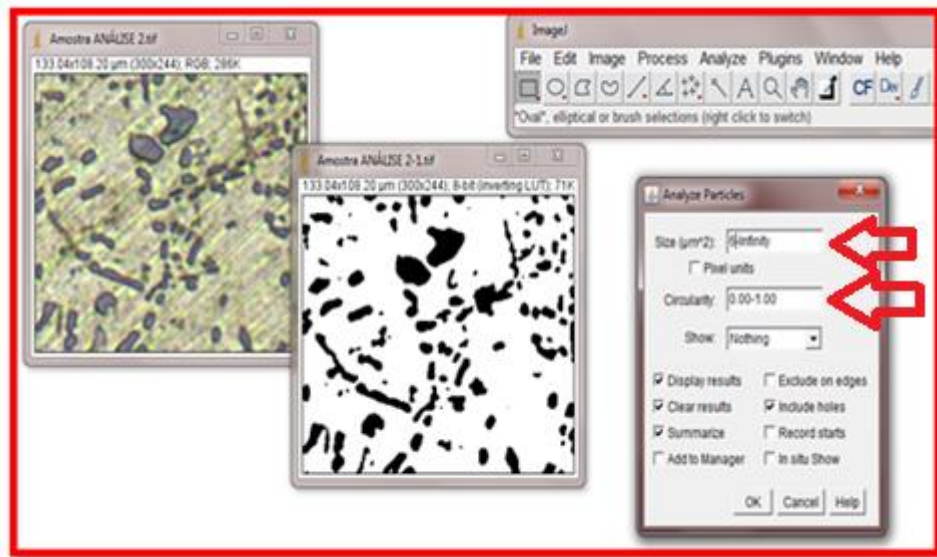


Figura 40: Análise de partículas

As partículas desejáveis obtêm destaque da matriz metálica, sendo assim selecionadas para as análises quantitativas e qualitativas.

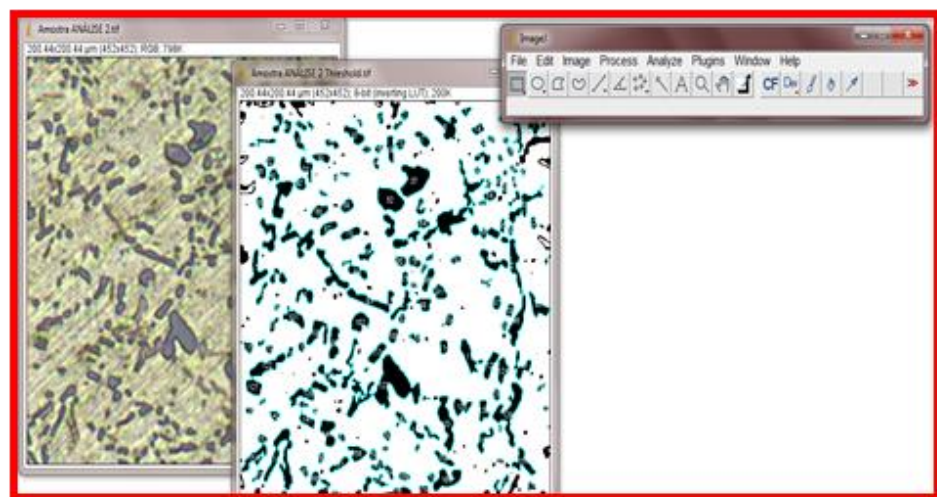


Figura 41: Ilustração da marcação das partículas desejáveis

Por fim, após efetuar à análise de partículas, são apresentados os resultados gerais na tabela Summary (sumário, enquanto na tabela Results (resultados) são obtidos os resultados referentes a cada partícula.

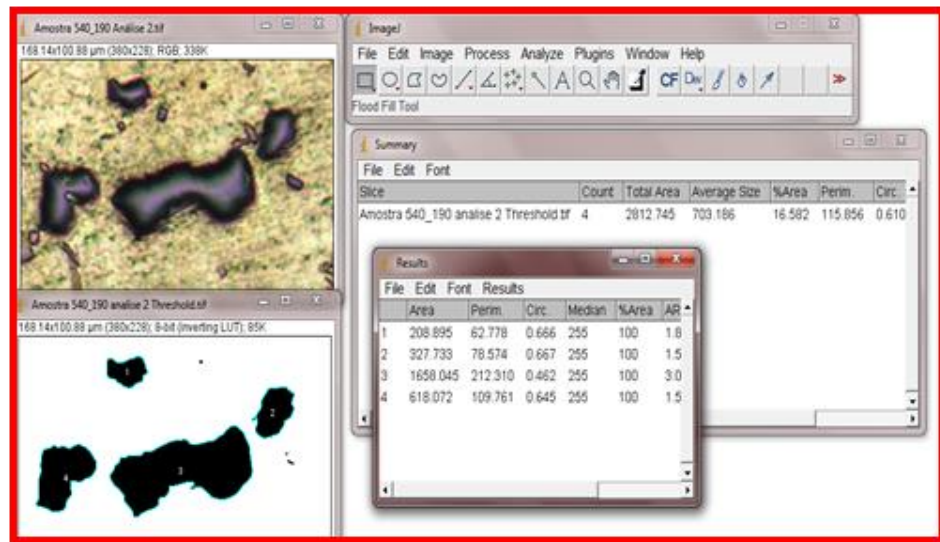


Figura 42: Ilustração da obtenção dos resultados

Após obtenção dos dados, os mesmos podem ser copiados e colados para plataforma Excel. Realizando o comando Ctrl+A para selecionar todos os dados, seguidos de Ctrl + C e Ctrl + V (na pasta do excel) os dados são copiados e colados.