



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
Faculdade de Engenharia Mecânica

**WENDEL LEME BEIL**

**Comportamento em fadiga da Liga Al-  
6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada e tratada  
termicamente T6**

**CAMPINAS  
2023**

**WENDEL LEME BEIL**

# **Comportamento em fadiga da Liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada e tratada termicamente T6**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica, na Área de materiais e processos de fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

ESTE ARQUIVO DIGITAL CORRESPONDE À VERSÃO FINAL DA TESE DEFENDIDA PELO ALUNO WENDEL LEME BEIL E ORIENTADA PELO PROFESSOR DR. EUGÊNIO JOSÉ ZOQUI.

**CAMPINAS  
2023**

Ficha catalográfica  
Universidade Estadual de Campinas  
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura  
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

B396c Beil, Wendel Leme, 1974-  
Comportamento em fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada e tratada termicamente T6 / Wendel Leme Beil. – Campinas, SP : [s.n.], 2023.

Orientador: Eugênio José Zoqui.  
Tese (doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Materiais - Fadiga. 2. Tixotropia. 3. Ligas de alumínio - Fratura. 4. Alumínio - Fundição. I. Zoqui, Eugênio José, 1965-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações Complementares

**Título em outro idioma:** Fatigue behavior of Al-6.0wt%Si-2.5wt%Cu thixoforged and heat treated T6 alloy

**Palavras-chave em inglês:**

Materials - Fatigue

Thixotropy

Aluminum alloys- Fracture

Aluminum - Casting

**Área de concentração:** Materiais e Processos de Fabricação

**Titulação:** Doutor em Engenharia Mecânica

**Banca examinadora:**

Eugênio José Zoqui [Orientador]

Alessandra Cremasco

Itamar Ferreira

Julian Arnaldo Ávila Diaz

Hipólito Domingo Carvajal Fals

**Data de defesa:** 28-11-2023

**Programa de Pós-Graduação:** Engenharia Mecânica

**Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)**

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0002-1064-2790>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/7277489732840662>

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

**FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

TESE DE DOUTORADO

**Comportamento em fadiga da Liga Al-  
6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada e tratada  
termicamente T6**

Autor: Wendel Leme Beil

Orientador: Prof. Dr. Eugênio José Zoqui

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

**Prof. Dr. Eugênio José Zoqui, Presidente**  
FEM / UNICAMP

**Prof. Dra. Alessandra Cremasco**  
FCA / UNICAMP

**Prof. Dr. Itamar Ferreira**  
FEM / UNICAMP

**Prof. Dr. Julian Arnaldo Ávila Diaz**  
UPC / Universitat Politècnica de Catalunya

**Prof. Dr. Hipólito Domingo Carvajal Fals**  
UFTPR / Universidade Federal Tecnológica do Paraná

A Ata de Defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no SIGA/Sistema de Fluxo de Dissertação/Tese e na Secretaria do Programa da Unidade.

Campinas, 28 de novembro de 2023.

## **Dedicatória**

Aos meus filhos Davi Ferreira Beil e Isabela Maria Beil.

## **Agradecimentos**

Agradeço primeiramente a Deus que nunca me abandonou nos momentos mais difíceis de minha vida, inclusive nos momentos onde a doença era uma constante na humanidade e quando chegou dentro de meu lar permitiu que eu e minha família sobrevivêssemos.

Agradeço também às seguintes pessoas:

Ao meu orientador professor Dr. Eugênio José Zoqui, pela oportunidade e confiança e ajuda na realização deste trabalho.

À minha mãe Ana (in memoriam) o meu Pai Maurílio e meu irmão Luciano pelo apoio incondicional.

À minha esposa e meu filho pelo companheirismo nesta caminhada de vida.

À minha professora de inglês Cornélia Herr Zaterka.

Aos professores do SENAI, Ms. Ricardo Henrique Inácio, Cleber Balbino da Costa, Ms. Eduardo Gavira Bonani, Leandro Cesar Recchia, Marcelo Luiz Nunes, Dr. Wallyson Thomas da Silva e Celso de Hipólito por terem ajudado em diversos momentos.

Aos colegas de laboratório Dra. Cecília Weishaupt Proni, Dra. Gabriella Lujan Brollo, Dr. Leandro Cássio de Paula, Ms. Daimer Velasques, Fernando Fernandes e Ms. André Dantas e Ms. João Paulo.

Aos técnicos Claudomiro Alves, Dr. Fábio Gatamorta, Ms. Aristides Magri, Eduardo José Bernardes, Dr. João Eduardo Pólis, José Luís Lisboa, Fernando Ortolano, Disney Ricardo Thomazelli, Dra Márcia de Oliveira Taipina pela cooperação prestada.

Aos professores Dr. Juliano Soyama (UNICAMP) e ao professor Dr. Warlen Alves Monfardini (IFES) pela ajuda nas caracterizações realizadas no MEV.

À professora Dra. Alessandra Cremasco (UNICAMP), pela disposição em realizar e ajudar com as análises de DRX.

Aos professores Dr. Alberto Luiz Serpa (UNICAMP) e Dr. Pablo Siqueira Meirelles (UNICAMP) pela disposição em ajudar na realização dos ensaios de tração.

Ao professor Dr. Paulo Noronha Lisboa filho e sua aluna Ms. Adriana Alencar Santos, ambos da UNESP de Bauru, pela disposição em ajudar nas análises com o microscópio confocal.

A todos os professores da FEM UNICAMP que de forma indireta cooperaram para realização deste trabalho.

Ao pesquisador Dr. Rafael Henrique Lazzari Garcia do IPEN pela ajuda na interpretação dos dados de DRX.

Aos colegas da UNICAMP Délcio Antônio da Silva, Jefferson Antônio de Souza e Sr. Luca Guedes Leão, por terem em diversos momentos contribuído de alguma forma.

“<sup>27</sup>Assim Deus criou o ser humano à sua imagem, à imagem de Deus o criou; homem e mulher os criaram. <sup>28</sup>E Deus os abençoou e lhes disse:

- Sejam fecundos, multipliquem-se, encham a terra e **sujeitem-na**”.

**Gênesis: 1:27,28.**  
**Bíblia sagrada NAA.**

## Resumo

A tecnologia de processamento de metais no estado semissólido encontra-se em um pequeno nicho de aplicação, um importante fator para tal condição é a carência de informações referentes a aplicações com carregamentos cíclicos em ligas utilizadas neste tipo de processamento. O presente trabalho visa contribuir para este desenvolvimento por meio do estudo do comportamento em fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu nas condições as cast, as cast+T6, tixoforjada a 60% de fração líquida, a 30s e 60s de globularização e tratada termicamente T6. Para atingir este objetivo, este trabalho apresenta o desenvolvimento do equipamento necessário para a fabricação dos lingotes, bem como da matriz utilizada no tixoforjamento da liga estudada. A combinação de técnicas de refino de grãos, constituída pela agitação eletromagnética com refinador de grão Al-5wt%Ti-1wt%B, mostrou-se eficaz, produzindo lingotes com grãos de tamanho reduzido,  $112\pm 26\mu\text{m}$ , representando uma redução em mais de 100% em relação ao tamanho dos grãos obtidos sem a utilização de nenhuma técnica,  $263\pm 65\mu\text{m}$ . Os resultados mostram que a liga em estudo pode ser tixoforjada utilizando-se uma tensão de 4 a 6 vezes menor do que o limite de escoamento do material, produzindo produtos tixoforjados com microestrutura e composição química homogênea, com no máximo 0,7% de porosidade. Os resultados também mostraram que o tixoforjamento promove fragmentação dos defeitos de fundição, shrinkages e porosidades de gás. Os produtos tixoforjados quando submetidos ao tratamento térmico T6 apresentam um aumento de dureza em cerca de 30%, quando utilizados os tempos de 4 horas e 10 horas de solubilização e envelhecimento, respectivamente. No ensaio de tração a condição tixoforjada a 30s+T6 apresentou,  $362\pm 17,4\text{MPa}/213,2\pm 35,3\text{MPa}/4,5\pm 0,8\text{MPa}$  e a condição 60s+T6 apresentou,  $291,5\pm 20,7\text{MPa}/178,8\pm 0,9\text{MPa}/4,2\pm 0,9\text{MPa}$ , respectivamente para LRT/LE/AL% as quais apresentaram os melhores resultados. Nos ensaios de fadiga, as condições tratadas termicamente T6, foram as que apresentaram os melhores resultados, apresentando a estimativa média de resistência à fadiga, para  $10^7$  ciclos,  $\hat{\mu}_y = 98,36\text{MPa}$  e  $\hat{\mu}_y = 95,50\text{MPa}$ , respectivamente para as condições tixoforjadas nos tempos de 30s e 60s de globularização. A relação entre  $\hat{\mu}_y/LRT$  para as condições 30s+T6 e 60s+T6 foram nesta ordem de 0,27 e 0,33. Os estudos de fractografia mostraram a forte influência dos defeitos de fundição, porosidades de gás e vazios de contração, existentes na superfície dos corpos de prova.

Palavras chave: Tixoforjamento, Fadiga, Superfícies de Fratura.

## Abstract

The technology for processing metals in the semi solid state is in a small application niche, an important factor for this condition is the lack of information regarding applications with cyclic loading in alloys used in this type of processing. The present work aims to contribute to this development by studying the fatigue behavior of the Al-6.0wt%Si-2.5wt%Cu alloy under as-cast, as-cast+T6 conditions, thixoforged at 60% liquid fraction, 30s and 60s of globularization and heat treated T6. To achieve this objective, this work presents the development of the equipment necessary to manufacture the ingots, as well as the matrix used in the thixoforging of the studied alloy. The combination of grain refining techniques, consisting of electromagnetic agitation with an Al-5wt%Ti-1wt%B grain refiner, proved to be effective, producing ingots with grains of reduced size,  $112\pm 26\mu\text{m}$ , representing a reduction of more than 100% in relation to the size of the grains obtained without using any technique,  $263\pm 65\mu\text{m}$ . The results show that the alloy under study can be thixoforged using a tension 4 to 6 times lower than the yield strength of the material, producing thixoforged products with a homogeneous microstructure and chemical composition, with a maximum of 0.7% porosity. The results also showed that thixoforging promotes fragmentation of casting defects, shrinkages and gas porosities. Thixoforged products, when subjected to T6 heat treatment, show an increase in hardness of around 30%, when using 4 hours and 10 hours of solubilization and aging, respectively. In the tensile test, the thixoforged condition at 30s+T6 presented  $362\pm 17.4\text{MPa}/213.2\pm 35.3\text{MPa}/4.5\pm 0.8\text{MPa}$  and the 60s+T6 condition presented  $291.5\pm 20.7\text{MPa}/178.8\pm 0.9\text{MPa}/4.2\pm 0.9\text{MPa}$ , respectively for  $S_u/YS/\epsilon\%$ , which presented the best results. In the fatigue tests, the thermally treated conditions T6 were those that presented the best results, presenting the average estimate of fatigue resistance, for  $10^7$  cycles,  $\hat{\mu}_y = 98.36\text{MPa}$  and  $\hat{\mu}_y = 95.50\text{MPa}$ , respectively for the conditions thixoforged in times of 30s and 60s of globularization. The relationship between  $\hat{\mu}_y/S_u$  for the conditions 30s+T6 and 60s+T6 were in the order of 0.27 and 0.33. Fractography studies showed the strong influence of casting defects, gas porosities and shrinkage voids, existing on the surface of the specimens.

Keywords: Thixoforging, Fatigue, fracture surfaces.

## Listas de figuras

Figura 2.1 – Curvas S-N obtidas de ensaios realizados com o aço 4130, associando níveis de tensão com regiões de alto e baixo ciclo.....	34
Figura 2.2 – Curvas S-N obtidas de ensaios realizados com alumínio com diferentes graus de pureza, mostrando regiões de alto e baixo ciclo .....	34
Figura 2.3 – Exemplo gráfico da aplicação do método <i>UP and Down</i> em 16 amostras destacando em vermelho a amostra desconsiderada para análise estatística.....	38
Figura 2.4 - Esquema ilustrativo mostrando peculiaridades entre reofundição e tixoforjamento e possíveis rotas de processamento para obtenção do produto final.....	45
Figura 2.5 - Exemplo de produto tixoforjado em matriz fechada, a) vista superior e b) vista posterior.....	47
Figura 2.6 – Produto detalhado e resultados do processamento. 2.6a, desenho detalhado do produto, 2.6b blank utilizado, 2.6c modelo forjado convencionalmente em chumbo, 2.6d produto obtido por forjamento convencional aplicando 32 kN, 2.6e produto obtido por meio de forjamento convencional aplicando 91 kN, 2.6f produto obtido por meio de tixoforjamento com aplicação de 32kN.....	49
Figura 2.7 – Figura “a” matriz e produto e figura “b” representação esquemática do forjamento e da extrusão transversal.....	50
Figura 2.8 - Produto tixoforjado em aço SAE1006, cujo produto apresenta ângulos de saída.....	58
Figura 2.9 – Diferentes trajetórias de campo magnético utilizadas em <i>EMS</i> .....	62
Figura 2.10 – Apresenta a sequência em “a”, “b”, “c”, “d”, “e” e “f” indicando a evolução da microestrutura de roseta à globular, adaptado de (FLEMINGS, 1991) e “f” evolução da microestrutura relacionando solidificação e taxa de cisalhamento adaptado de (FAN, 2002). .....	63
Figura 2.11 – Figura 2.8 A, a e b apresenta o modelo de Otswald RIPENING proposto por Flemings e Kattamis (KATTAMIS, 1967) e 2.8c o modelo proposto por Kahlweit (KAHLWEIT, 1968). A figura 2.8B mostra os modelos propostos para o fenômeno de COALESCÊNCIA, a) Kirkwood e Young (YOUNG, 1992; KIRKWOOD,1994) e b) Genda (GENDA, 1987).....	64
Figura 2.12 – Partículas 3D apresentando a evolução do mecanismo de <i>ripennig</i> em função do tempo.....	65

Figura 2.13 – Sequência de imagens 3D mostrando mecanismo de coalescência atuando nos braços dendríticos e formação de <i>entrapped liquid</i> . .....	65
Figura 2.14- a) e b) – Imagens de ângulos diferentes 3D obtidas após renderização mostrando a tridimensionalidade da estrutura sob ângulos diferentes, Niroumand (2000) e figura 2.11- c) Estrutura tridimensional da fase sólida de uma liga Al-Cu semissólida obtida por raios-x. ....	66
Figura 2.15- Micrografias retiradas de uma liga de Al Si Cu. a) Imagem B&P sem utilização de filtros de polarização da luz, b) Imagem colorida com utilização de filtros de polarização com região contornada e c) Imagem B&P sem utilização de filtros de polarização da luz com região contornada.....	67
Figura 2.16 – Micrografias das regiões a, b e c referindo-se respectivamente a região central, intermediária e periférica da amostra para diferentes posições durante a compressão.....	70
Figura 2.17 - Curva tensão vs. Deformação evidenciando o comportamento tixotrópico da pasta semissólida.....	71
Figura 2.18 – Gráficos dos efeitos das principais variáveis que influenciam a viscosidade aparente média.....	71
Figura 2.19 – Diagrama de fases do sistema AlCu.....	78
Figura 3.1 – Fluxograma do processo de trabalho utilizado na tese.....	80
Figura 3.2 – Fotos da lingoteira metálica refrigerada com extrator mecânico pneumático utilizado na produção dos lingotes em a) e em b) detalhe mostrando a utilização do gausímetro na realização das medições do campo magnético. ....	82
Figura 3.3 – Campo magnético medido em relação a profundidade da cavidade do molde lingotador.....	83
Figura 3.4- Cenário completo dos equipamentos destinados ao tixoforjamento. a) Forno de Indução Norax 20kW 20kHz, b) bobina de indução contendo a amostra em aquecimento e c) prensa pneumática Alfamatic 12 Ton.....	87
Figura 3.5 – Vista de perfil da matriz utilizada para o tixoforjamento.....	88
Figura 3.6 - Ciclo de tixoforjamento dividido em 6 etapas. etapa1, condicionamento do <i>blank</i> a fração líquida desejada; etapa 2, transferência do <i>blank</i> para a matriz de tixoforjamento; etapa 3, Tixoforjamento propriamente dito; etapa 4, Recalque e resfriamento inicial do produto; etapa 5, extração do produto; etapa 6, resfriamento final do produto.....	89

Figura 3.7- Exemplo de como foi seccionado o produto tixoforjado e identificados os corpos de prova para tratamento térmico.....	90
Figura 3.8 – desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.....	93
Figura 3.9- Equipamento utilizado para os ensaios de fadiga, a) unidade mecânica, b) unidade de instrumentação e controle, c) peso posicionador para carregamento e d) corpo de prova fixo na pinça e engastado no rolamento autocompensador de esferas.....	94
Figura 3.10 - Corpo de prova, em forma de ampulheta, para um único ponto de carregamento, atendendo os aspectos construtivos para ensaios de fadiga flexo rotativos, conforme norma ISO 1143-2010(E).....	95
Figura 3.11- Imagem “a” micrografia B&P obtida com técnica de campo claro e imagem “b” micrografia colorida obtida com a técnica de luz polarizada.....	96
Figura 3.12 - Exemplo de micrografia submetida a ataque eletrolítico observada sob a técnica de campo claro à esquerda e à direita imagem processada pelo <i>software ImageJ</i> .....	97
Figura 3.13- Micrografia B&P à esquerda e mesma imagem processada pelo <i>software Image J</i> para mensurar a área correspondentes às porosidades.....	97
Figura 3.14 – Micrografia obtida pela técnica de campo claro, da face gerada pelo corte realizado perpendicular ao sentido longitudinal do corpo de prova de fadiga.....	98
Figura 3.15 – Micrografia obtida pela técnica de luz polarizada, da face gerada pelo corte realizado no sentido transversal do corpo de prova de fadiga.....	98
Figura 3.16 – Exemplo de superfície analisada por microscopia confocal.....	100
Figura 3.17 – Visor do equipamento utilizado para medição de rugosidade apresentando o perfil obtido nesta medição, comprimento de amostragem e valores obtidos para rugosidade Ra e Rz.....	101
Figura 4.1 – Amostra de lingote produzido.....	102
Figura 4.2 – Microestruturas geradas na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu produzida nas condições: sem refinador de grão e sem a agitação eletromagnética em a) e b), com refinador de grão e sem agitação eletro magnética em c) e d), sem refinador de grão e com a agitação eletromagnética em e) e f) e refinador de grão em conjunto com a agitação eletromagnética em g) e h).....	104
Figura 4.3 - Liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu solidificada sob a ação do refinador de grão em conjunto com a agitação eletromagnética e posteriormente reaquecida à 585°C e mantida por 30s em a e b e por 60s em c e d.....	106

Figura 4.4 - Exemplo de produto tixoforjado, com detalhes de todas as faces, com as dimensões, tolerâncias e rugosidade medida em diferentes pontos. Apresentando marcas do extrator em “f e g”, manchas devido a aplicação de desmoldante em “h e i” e rugosidade em a) Ra=0,686, b) Ra=1,012, c) Ra=0,5, d) Ra=0,622, e= 0,476.....	109
Figura 4.5 - Micrografias de diferentes regiões de produto tixoforjado com 30 segundos de globularização evidenciando regiões com líquido segregado na periferia do produto.....	111
Figura 4.6 – Exemplo de produto incompleto tixoforjado a 60s de globularização evidenciando regiões com líquido segregado para o meio do produto.....	112
Figura 4.7 - Contagem de elementos químicos no EDS realizado em linha em extremidade do raio de um produto tixoforjado a 60s que não preencheu a cavidade, evidenciando as diferentes concentrações de composição química entre as regiões de líquido segregado e outra com alta densidade de glóbulos da fase $\alpha$ e posicionamento da área de realização de EDS.....	114
Figura 4.8 - Contagem de elementos químicos no EDS realizado em linha em extremidade do raio de um produto tixoforjado a 60s que não preencheu a cavidade, evidenciando as diferentes concentrações de composição química entre as regiões de líquido segregado e outra com alta densidade de glóbulos da fase $\alpha$ .....	115
Figura 4.9 – Micrografias B&P e coloridas obtidas de produtos tixoforjados a 30s e 60s, os quais apresentaram perfeitamente a geometria da matriz.....	117
Figura 4.10 – Comparação dos parâmetros, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos e RQI, observados na matéria prima apenas reaquescida e posteriormente refrigerada e na matéria prima reaquescida e tixoforjada. ....	119
Figura 4.11 – a) Curvas de aquecimento aquisitadas do Blank até condicionamento para tixoforjamento e curvas de aquecimento da punção e da matriz, devido ao calor retirado para solidificação do <i>blank</i> e b) Detalhe A, ampliação da curva de transferência de calor do produto tixoforjado para a punção e a matriz até o momento da extração.....	120
Figura 4.12 – Liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu <i>as cast</i> (Lingotada), Tixoforjada a 30 e 60s de globularização, sem solubilização, solubilizada por 2, 4 e 6 horas.....	123
Figura 4.13 - Comparação do fator de forma e dimensionamento das partículas de silício seguindo o diâmetro de FERET sem a realização de solubilização e com solubilização realizada nos tempos de 2, 4 e 6 horas. ....	125

Figura 4.14 - Gráfico comparativo de durezas para tratamento térmico T6 realizado na liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu na condição as cast.....	127
Figura 4.15 - Gráfico comparativo de durezas para tratamento térmico T6 realizado em produtos tixoforjados da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu para tempo de globularização de 30 segundos.....	128
Figura 4.16 - Gráfico comparativo de durezas para tratamento térmico T6 realizado em produtos tixoforjados da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu para tempo de globularização de 60 segundos.....	129
Figura 4.17- Constituintes presentes em amostra da condição as cast, da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	131
Figura 4.18– Imagens obtidas pela técnica de MAPA apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição as cast, partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 17.....	133
Figura 4.19 - Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 30s de globularização em amostra retirada da região mais extrema em relação ao centro do produto.....	135
Figura 4.20 – Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região mais externa em relação ao centro, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 19.....	136
Figura 4.21 - Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 30s de globularização em amostra da região central do produto.....	137
Figura 4.22 - Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região central, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0Siwt%-2,5Cuwt% na condição tixoforjada 30s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 21.....	139
Figura 4.23 - Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 60s de globularização em amostra de região mais extrema em relação ao centro do produto.....	141
Figura 4.24 – Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região mais externa em relação ao centro, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 23.....	142

Figura 4.25 - Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 60s de globularização em amostra da região central do produto.....	143
Figura 4.26 – Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região central, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 25.....	144
Figura 4.27 - Constituintes presentes na matéria prima da liga Al-6,0wt%Si-Cuwt%Cu, na condição as cast + T6.....	147
Figura 4.28 – Mapeamento dos componentes, Al, Si, Cu, Ti, Fe, Mn e Mg de 3 ampliações realizadas de regiões indicadas na figura 4.27, referentes a amostra retirada de matéria prima da liga Al- 6wt%Si-2,5wt%Cu as cast+T6.....	148
Figura 4.29- Constituintes presentes na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, tixoforjada a 30s + T6 em amostra da região central do produto.....	149
Figura 4.30 – Mapeamento dos componentes, Al, Si, Cu, Ti, Fe, Mn e Mg de 3 ampliações realizadas de regiões indicadas na figura 4.29, referentes a amostra retirada da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada a 30s +T6.....	150
Figura 4.31 - Constituintes presentes na matéria prima da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, tixoforjada a 60s + T6 em amostra da região central do produto.....	151
Figura 4.32 - Mapeamento dos componentes, Al, Si, Cu, Ti, Fe, Mn e Mg de 3 ampliações realizadas de regiões indicadas na figura 4.31, referentes a amostra retirada da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada na condição 60s+T6.....	152
Figura 4.33 - Difrátogramas da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu nas condições as cast, as cast+T6, tixoforjada 30s, tixoforjada 30s+T6, tixoforjada 60s e tixoforjada 60s+T6.....	153
Figura 4.34 – Curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração para a Liga Al-6,0Siwt%-2,5Cuwt% na condição de as cast, tixoforjada 30s, tixoforjada 60s, as cast+T6 tixoforjada 30s + T6 e tixoforjada 60s +T6.....	155
Figura 4.35 – Valores de Limite de resistência a tração, Limite de escoamento e alongamento (%) para a liga Al-6wt%Si-2.5wt%Cu nas condições as cast, tixoforjada 30s, tixoforjada 60s, as cast+T6, tixoforjada 30s + T6 e tixoforjada 60s + T6 com seus respectivos desvios padrões.....	157
Figura 4.36 – Imagem representativa de uma sequência de medições de porosidades mostrando em: a)micrografia de referência para calibração do software com a barra de escala, b), c), d), e), f), g), h), i) e j) são micrografias utilizadas para quantificar porosidades	

com os valores apontados pelo software imageJ e k) vista superior de corte transversal de um lingote mostrando a equidistância das medições realizadas.....	158
Figura 4.37- Micrografia obtida por MEV exemplificando poro encontrado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, na condição as cast, que possibilita mostrar diferentes aspectos de profundidade e morfologias internas.....	159
Figura 4.38 – Figuras representativas de localização de retirada dos corpos de prova para realização das TICs, observando-se: a) Porção de lingote fabricado e b) produto tixoforjado, ambos com as indicações de como foram realizados os fracionamentos.....	161
Figura 4.39- Tomografias industriais computadorizadas realizadas nos corpos de prova de fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com suas respectivas imagens 3D das vistas frontais, inferiores e superiores, nas condições de: a) As cast, b) tixoforjada a 30s e c) tixoforjada 60s.....	163
Figura 4.40- Tomografias industriais computadorizadas realizadas nos corpos de prova de fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com suas respectivas imagens 3D das vistas frontais, inferiores e superiores, nas condições de: a) As cast+T6, b) tixoforjada 30s+T6 e c) tixoforjada 60s+T6.....	164
Figura 4.41- Gráfico para comparação das técnicas utilizadas para quantificar porosidades plotando os resultados de % porosidade por área obtido na aplicação do software <i>ImageJ</i> e % de porosidade por volume com a utilização de Tomografia Industrial computadorizada (TIC).....	165
Figura 4.42– Distribuição normal x densidade de probabilidade da esfericidade dos poros para todas as condições analisadas.....	166
Figura 4.43 – Porosidades em diferentes formatos da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, apenas lingotada (as cast).....	168
Figura 4.44 – (a) Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidade observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição <i>as cast</i> , (b) quadrante indicando o slice realizado possibilitando a visualização superior da porosidade.....	169
Figura 4.45 – Dados obtidos por meio das micro tomografias computadorizadas para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu. (a) distribuição de porosidades para a condição <i>as cast</i> , (b) distribuição de porosidades para a condição <i>as cast+T6</i> e (c) relação entre esfericidade e diâmetro para ambas condições <i>as cast</i> e <i>as cast+T6</i> . ....	171

Figura 4.46 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição <i>as cast</i> +T6.....	173
Figura 4.47 - Dados obtidos por meio das tomografias industriais computadorizadas para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu. (a) distribuição de porosidades para a condição tixoforjada 30s, (b) distribuição de porosidades para a condição Tixoforjada 30s+T6, (c) distribuição de porosidades para a condição tixoforjada 60s, (d) distribuição de porosidades para a condição Tixoforjada 60s+T6 e (e) relação entre esfericidade e diâmetro para ambas condições tixoforjada 30s e Tixoforjada 30s+T6, (f) relação entre esfericidade e diâmetro para ambas condições tixoforjada 60s e Tixoforjada 60s+T6.....	174
Figura 4.48 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s.....	175
Figura 4.49– Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s.....	175
Figura 4.50- Imagens realizadas no MEV em amostra da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s+T6 mostrando: (a) vista panorâmica da amostra; (b) e (c) porosidades formadas por grandes raios convexos; (d) e (e) porosidades que esferoidizaram na fase $\alpha$ -Al e (f) porosidade barrando a propagação de uma trinca.....	177
Figura 4.51 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s+T6.....	178
Figura 4.52 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s+T6.....	178
Figura 4.53 - Exemplo de corpo de prova utilizados nos ensaios de fadiga, vista da região em forma de ampulheta polida com pasta diamantada de 3 $\mu$ m. ....	179
Figura 4.54 – Análise da topografia da região do neck de três corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga, mostrando em a) as cast, b)tixoforjado 30s e c)tixoforjado 60s picos e vales originários da rugosidade superficial e defeitos de fundição , porosidades de gás e vazios de contração.....	180
Figura 4.55 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando 10 <sup>7</sup> ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição as cast.....	183
Figura 4.56 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando 10 <sup>7</sup> ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição as cast+T6. ....	183

Figura 4.57 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando $10^7$ ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s.....	184
Figura 4.58 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando $10^7$ ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s+T6.....	184
Figura 4.59- Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando $10^7$ ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjado 60s.....	185
Figura 4.60 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando $10^7$ ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição de tixoforjado 60s+T6 .....	185
Figura 4.61 – Resultados para estimativa média de resistência à fadiga ( $\hat{\mu}_y$ ), desvio padrão ( $\hat{\sigma}_y$ ) e menor limite de resistência à fadiga ( $\hat{y}$ ) para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu estudadas nas condições as cast, tixoforjada a 30s, tixoforjada a 60s, as cast+T6, tixoforjada a 30s+T6 e tixoforjado a 60s+T6.....	187
Figura 4.62 – Vistas superiores de cortes longitudinais mostrando o trajeto da trinca, seu sentido a partir da origem e sua propagação por fadiga e falha catatrófica condições: a) as cast, b) as cast+T6, c) tixoforjada 30s, d) tixoforjada 30s+T6, e) tixoforjada 60s e f) tixoforjada 60s+T6.....	190
Figura 4.63 - Micrografias B&P de regiões ampliadas, de início e fim da fratura da figura 4.62a mostrando em: a), b), c) e d), condição as cast e figura 4.62b mostrando em: e), f), g) e h), condição as cast+T6.....	194
Figura 4.64 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição as cast.....	195
Figura 4.65 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição as cast+T6. ....	196
Figura 4.66 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição as cast, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trinca e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c) e d) representação gráfica do vetor de perfil.....	197
Figura 4.67 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição as cast, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.66b, mostrando: em e) e f) estágio I ponto de	

iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e1 e e2; g) e h) estágio II regiões com estrias de propagação de trinca por fadiga, i) e j) região de falha repentina e k) e l) defeitos de fundição.....	198
Figura 4.68 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição as cast+T6, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trinca e III da falha catastrófica; b) vetor de perfil e regiões selecionadas para ampliação e c) e d) representação gráfica do vetor de perfil.....	199
Figura 4.69 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição as cast+T6, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.68b, mostrando: estágio I em f) e h) ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e3 e e4; estágio II regiões com estrias de propagação de trinca por fadiga e), g), h) e i), i) e região de falha repentina em j), k) e l). ....	200
Figura 4.70 - Micrografias B&P de regiões ampliadas da figura 4.62c mostrando em: a), b), c) e d), condição tixoforjada 30s. Micrografias de regiões ampliadas da figura 4.62d mostrando em: e), f), g) e h), condição tixoforjada 30s+T6.....	202
Figura 4.71 - Micrografias B&P de regiões ampliadas da figura 4.62e mostrando em: a), b), c) e d), condição tixoforjada 60s. Micrografias de regiões ampliadas da figura 4.62f mostrando em: e), f), g) e h), condição tixoforjada 60s+T6.....	203
Figura 4.72 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 30s.....	204
Figura 4.73 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 30s+T6.....	205
Figura 4.74 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 60s.....	206
Figura 4.75– Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 60s+T6.....	207
Figura 4.76 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trinca e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c)representação gráfica do vetor de perfil.....	209
Figura 4.77 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.76, mostrando: estágio I em d) porosidade, e) ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e4; estágio II	

regiões com estrias de propagação de trinca por fadiga, f) e g) e estágio III em h), i), j) e k).....	210
Figura 4.78 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s+T6, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trinca e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c)representação gráfica do vetor de perfil.....	211
Figura 4.79 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s+T6, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.78, mostrando: estágio I em d) e e) ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e5; estágio II em f), g) e h) e estágio III em i), j) e k). ....	212
Figura 4.80 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trinca e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c)representação gráfica do vetor de perfil.....	213
Figura 4.81 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.80, mostrando: estágio I em d) e e) e o ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e6; em f), estágio II em g) e h) e estágio III em I), j) e k).....	214
Figura 4.82 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s+T6, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trinca e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c)representação gráfica do vetor de perfil.....	215
Figura 4.83 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s+T6, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.82, mostrando: estágio I em d), e) e f) e ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS e7; estágio II em f) e g) e estágio III em i), j), k) e l).....	216
Figura A1 - Corpos de prova ensaiados na condição <i>as cast</i> (lingote). ....	231
Figura A2 - Corpos de prova ensaiados na condição <i>as cast</i> +T6.....	232
Figura A3 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados a 30s.....	233
Figura A4 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados a 60s.....	234
Figura A5 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados 30s+T6.....	235
Figura A6 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados 60s+T6.....	236

## Lista de tabelas

Tabela 2.1- Dados tabelados obtidos após finalização dos ensaios em todos os corpos de prova.....	39
Tabela 2.2 - Avaliação dos graus de liberdade, baseado nos dados tabelados, tabela 2.1 dos ensaios realizados expressos na figura 2.30 .....	41
Tabela 2.3 - Tabela para obtenção do coeficiente $k_{(P, 1-\alpha, v)}$ para um lado do limite de tolerância para uma distribuição normal para uma probabilidade P .....	42
Tabela 2.4 - Parâmetros termodinâmicos utilizados da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	59
Tabela 2.5 - Especificações para ligas de alumínio utilizadas em fundição.....	72
Tabela 2.6 - Valores de propriedades mecânicas de ligas utilizadas em tixoprocessamento obtidos por diferentes processos.....	74
Tabela 3.1- Composição química da A356, Al cp, do Cu cp e do refinador de grãos, utilizados para fabricação dos lingotes.....	83
Tabela 3.2- Proporções das ligas e materiais comercialmente puros utilizados. ....	85
Tabela 3.3 - Resumo dos parâmetros utilizados para vazamento da liga.....	86
Tabela 3.4 - Resumo dos parâmetros utilizados no processo de tixoforjamento.....	90
Tabela 3.5 - Tabela exemplo de divisão dos corpos de prova para ensaio de Tratamento térmico, para tempo de globularização de 30s.....	91
Tabela 3.6- Parâmetros utilizados nos escaneamentos dos corpos de prova.....	99
Tabela 4.1- Composição química média da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	102
Tabela 4.2Medidas dos parâmetros de Tamanho de grão (TGr), Lambda 2 ( $\lambda_2$ ), (SF) <i>Shape fator</i> e Porosidade para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu para diferentes condições.....	105
Tabela 4.3- Medidas dos parâmetros de Tamanho de grão (TGr), tamanho de glóbulo (TGI), Shape fator, <i>Rheocast Quality Index</i> (RQI) e Porosidade para a liga Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu para diferentes condições.....	108
Tabela 4.4- Comparação de durezas entre a região de segregação líquida e o núcleo.....	113
Tabela 4.5- Variação da composição química na extremidade do raio do produto apresentando líquido segregado, análise realizada por EDS do espectro 01 e 02 em áreas indicadas na figura 4.15.....	114
Tabela 4.6- Resultado da composição química da análise realizada por EDS na região do espectro 01 e 02 em áreas indicadas na figura 4.15.....	115

Tabela 4.7 - Medidas dos parâmetros de Tamanho de grão (TGr), tamanho de glóbulo (TGl), Shape fator e Rheocast Quality Index (RQI) e Porosidade para a liga Al6,0Siwt%-2,5Cuwt%, obtidos dos produtos tixoforjado que atenderam as especificações geométricas e dimensionais para tempos de globularização de 30s e 60s.....	118
Tabela 4.8 - Fator de forma (shape fator) e tamanho das partículas de silício, (diâmetro de Ferret) para a condição apenas lingotada com SEM + refino de grão e produtos tixoforjado e solubilizados com os tempos de globularização de 30 segundos e 60 segundos.....	124
Tabela 4.9- Média das medidas de dureza efetuadas seguidas do desvio padrão e do erro padrão, em todas as combinações de solubilização com envelhecimento realizados nas amostras da matéria prima na condição <i>as cast</i> apenas lingotada .....	126
Tabela 4.10 - Média das medidas de dureza efetuadas seguidas do desvio padrão e do erro padrão, em todas as combinações de solubilização com envelhecimento realizados nas amostras tixoforjadas com o tempo de 30 segundos de globularização.....	127
Tabela 4.11- Média das medidas de dureza efetuadas seguidas do desvio padrão e do erro padrão, em todas as combinações de solubilização com envelhecimento realizados nas amostras tixoforjadas com o tempo de 60 segundos de globularização.....	128
Tabela 4.12 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.18, oriunda da análise pontual por MEV-EDS na condição <i>as cast</i> .....	132
Tabela 4.13 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.20, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 30s segundos de globularização da liga Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	136
Tabela 4.14 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.22, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 30s segundos de globularizaçãoda liga Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu.,,.....	139
Tabela 4.15 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.24, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 60s segundos de globularização da liga Al6,0Siwt%-2,5Cuwt%.....	140
Tabela 4.16 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.26, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 60s segundos de globularização da liga Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	142
Tabela 4.17 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.28, oriunda da análise química pontual por MEV-EDS, na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu lingotada e tratada T6.	147

Tabela 4.18 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.30, oriunda da análise química pontual por MEV-EDS, na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada a 30s de globularização e tratada T6.....	148
Tabela 4.19 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.32, oriunda da análise química pontual por MEV-EDS, na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada a 60s de globularização e tratada T6.....	151
Tabela 4.20 - Fichas cristalográficas utilizadas para indexação dos picos apresentados no difratograma, conforme sua base de dados.....	154
Tabela 4.21- resultados de tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ), Tensão de ruptura ( $\sigma_{LRT}$ ) e Alongamento $\epsilon$ (%) obtidos dos ensaios de tração para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu nas condições como as cast, tixoforjada 30s, tixoforjada 60s, as cast+T6, tixoforjada 30s + T6 e tixoforjada 60s+T6 com seus respectivos desvios padrões.....	156
Tabela 4.22 - Valores de volume de material analisado, volume de porosidades detectados e razão entre volume de porosidades detectadas e volume de material analisado obtidos por TIC.....	162
Tabela 4.23 - Medidas de rugosidades obtidas nos parâmetros Ra e Rz em comprimento de amostragem de 0,250 mm acompanhado de medias e desvios padrões.....	181
Tabela 4.24 - Estimativa média de vida em fadiga ( $\hat{\mu}_y$ ), desvio padrão ( $\hat{\sigma}_y$ ) e menor limite de resistência a fadiga ( $\hat{y}$ ) para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu estudadas nas condições de as cast, tixoforjada a 30s, tixoforjada a 60s, as cast+T6, tixoforjada a 30s+T6 e tixoforjada a 60s+T6.....	186
Tabela 4.25 - Comparação da relação da resistência à fadiga ( $\hat{\mu}_y$ ) para $10^7$ ciclos com limite de escoamento (LE) e o limite de resistência a tração (LRT) da liga 319+T6, A356+T5, Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada 30s+T6 e Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada 60s+T6.....	187
Tabela 4.26 - Análises químicas pontuais (MEV-EDS) conforme indicado nas figuras 4.67e-f (condição as cast) e 4.69f, (condição as cast+T6).....	193
Tabela 4.27 - Análises químicas pontuais (MEV-EDS) conforme indicado nas figuras 4.77 (condição tixoforjada 30s), 4.79d (condição tixoforjada30s+T6), 4.81e (condição tixoforjada 60s) e 4.83 (condição tixoforjada 60s+T6).....	193
Tabela A1 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição <i>as cast</i> com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.....	231

Tabela A2 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição as cast+T6 com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.....	232
Tabela A3 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 30s com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.....	233
Tabela A4 - Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 60s com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.....	234
Tabela A5– Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 30s+T6 com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.....	235
Tabela A6 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 60s+T6 com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.....	236

## Lista de Abreviaturas e Siglas

A	Área
AISI	American Iron and Steel Institute
AL(%)	Alongamento percentual
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CAD	Computer aided design
cp	Comercialmente puro
DEMM	Departamento de engenharia de manufatura e materiais
DSC	Differential scanning calorimetry
DTA	Differential thermal analysis
EDS	Energy dispersive x-ray detector
FEM	Faculdade de engenharia mecânica
<i>fl</i>	Fração líquida
GISS	Gas induced semi solid
HV	Hardeness vickers
ISO	International Organization for Standardization
JSME	Japan Society of Mechanical Engineers
<i>LE</i>	Limite de escoamento
LRT	Limite de resistência a tração
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
NADCA	North American Die Casting Association
P&D	Pesquisa e desenvolvimento
PVC	Policloreto de polivinila
RQI	Rheocast quality index
SEED	Swirled enthalpy equilibration device
SF	Shape factor
SSM	Semi solid metals
TG	Tamanho de grão
TGL	Tamanho de glóbulo
TIC	Tomografia industrial computadorizada

## Lista de símbolos

$\alpha$ -Al	Fase rica em alumínio
$y$	S (resistência a fadiga a N ciclos)
$\hat{\mu}_y$	estimativa média da resistência a fadiga de $y$
$\hat{\sigma}_y$	estimativa média do desvio padrão de $y$ .
$d$	valor fixo do passo
$\lambda_2$	Espaçamento dendrítico secundário
$\varepsilon\%$	Alongamento percentual

## Sumário

1 INTRODUÇÃO .....	31
2 REVISÃO DA LITERATURA .....	33
2.1 Fadiga .....	33
2.1.1 Método da Escada ou <i>UP and Down Method</i> .....	35
2.2 Fatores que afetam o comportamento em fadiga.....	42
2.3 Processamento “Tixo” .....	43
2.4 Tixoforjamento .....	46
2.4.1 Parâmetros do processo de tixoforjamento.....	51
2.4.2 Parâmetros de ferramental e equipamento.....	54
2.4.3 Parâmetros relacionados a matéria-prima.....	57
2.5 Ligas de alumínio utilizadas em tixoprocessamento .....	72
2.6 Propriedades mecânicas em ligas de AlSiCu. ....	73
2.6.1 Efeito da composição química nas propriedades mecânicas das ligas AlSiCu.....	75
2.7 Tratamento térmico T6 em ligas de AlSiCu.....	77
2.8 Descontinuidades (porosidades).....	79
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	80
3.1 Produção dos lingotes e projeto da lingoteira.....	81
3.2 Tixoforjamento e projeto da matriz .....	86
3.3 Tratamento térmico T6, solubilização e envelhecimento artificial. ....	90
3.4 Ensaios de dureza e microdureza.....	92
3.5 Ensaios de tração .....	93
3.6 Ensaios de fadiga .....	93
3.7 Caracterização microestrutural via microscopia ótica.....	95
3.8 Caracterização microestrutural via MEV (Microscopia eletrônica de varredura) -EDS (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) .....	98

3.9 Medição e caracterização das porosidades por meio de tomografia computadorizada industrial .....	99
3.10 Análise da superfície dos corpos de prova de fadiga e medição da rugosidade superficial .....	100
3.11 Difração de Raios-X .....	101
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	102
4.1 Produção dos lingotes da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.....	102
4.2 Análise dos produtos tixoforjados .....	108
4.2.1 Caracterização microestrutural dos produtos tixoforjados .....	109
4.3 Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6).....	122
4.4 Caracterização de fases via MEV/EDS e DRX.....	129
4.4.1 Caracterização de fases para identificação e distribuição dos constituintes na matéria prima (lingote), condição as cast .....	130
4.4.2 Caracterização de fases via MEV/EDS para identificação de fases e distribuição dos constituintes nos produtos tixoforjados.....	133
4.4.3 Caracterização microestrutural via MEV-EDS para identificação de fases e distribuição dos constituintes na matéria prima e nos produtos tixoforjados após tratamento térmico T6.....	145
4.5 Ensaio de tração .....	155
4.6 Porosidades: uma comparação entre as análises realizadas via <i>ImageJ</i> e análises realizadas via Tomografia Industrial Computadorizada (TIC) nos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga .....	157
4.7 Rugosidade e defeitos superficiais dos corpos de prova para ensaios de fadiga .....	179
4.8 Ensaio de fadiga .....	181
4.8.1 Fratografia, vistas completas do caminho da trinca, fratura colorida, regiões ampliadas do trajeto da fratura e análise das superfícies por MEV-EDS. ....	188
5 CONCLUSÃO.....	217
5.1 Sugestões para trabalhos futuros .....	219

REFERÊNCIAS .....	220
APÊNDICE A – Corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga e suas respectivas tensões e contagem de ciclos .....	231

## 1 INTRODUÇÃO

A conformação de metais no estado semissólido pode ser dividida em duas vertentes, a reofundição que consiste na rota de processamento partindo do metal líquido, no qual, o resfriamento da liga a ser processada é controlado até que se obtenha a pasta semissólida na temperatura correspondente a fração líquida desejada, que no caso da reofundição pode variar de 50- 80%; a outra vertente é a tixofundição partindo-se da matéria prima no estado sólido, sendo por meio do aquecimento de um *billet* com características favoráveis ao tixoprocessamento, o aquecimento conduz a uma fusão parcial controlada, originando assim uma pasta semissólida com a fração líquida desejada que, para a tixoconformação pode variar de 30-60% (ZOQUI, 2014). Uma vez obtida a pasta semissólida, independente da vertente utilizada, ela é transferida para o conjunto máquina/matriz que dará forma geométrica ao produto almejado (MIDSON, 2014). Tanto a reofundição quanto a tixofundição são processos de grande interesse industrial e têm como mercado a indústria automobilística, aeroespacial, robótica de defesa, odontológica (VFORGE, 2022), por serem capazes de produzir peças estruturais com excelentes propriedades mecânicas. Peças como válvulas industriais para alta pressão, pivô de braço robótico (VFORGE, 2022), partes de motor a gasolina incluindo o cárter, suporte de motor e carcaças de mancais (KIRKWOOD et al, 2010) podem ser citadas como exemplos de peças produzidas por tixoprocessamento. Tais estruturas em engenharia são projetadas para que desempenhem sua função de forma confiável dentro de uma determinada vida útil e devido a sua aplicação, estão sujeitas a fadiga de alto ciclo, assim o projeto deve considerar a distribuição estatística da resistência a fadiga que o material deverá resistir, para um determinado número de ciclos. O conhecimento prévio desta distribuição estatística possibilita projetos de peças estruturais com maior segurança e prevenindo sua falha por fadiga.

Segundo Kirkwood et al (2010), a tecnologia tixo encontra-se em um pequeno nicho de aplicação e para mudar esta condição faz-se necessário superar três restrições: a existência de um pequeno portfólio de ligas tixoconformáveis, status que vem sendo alterado nos últimos anos por várias contribuições entre elas (ZOQUI et al, 2016); utilização de materiais recicláveis, com notável contribuição dos processos GISS, SSR e SEED que possibilitam a reciclagem in situ (KAPRANOS, 2019) e a utilização das ligas tixoconformáveis em aplicações de carregamento cíclico, ou seja, aplicações que sejam solicitadas em fadiga.

Alguns autores, como Facchini (2020), Mendes (2018), realizaram estudos preliminares, avaliando o comportamento em fadiga das ligas Al-2,0 wt%Si-2,5wt%Cu e A356 respectivamente, quando submetidas ao tixoforjamento e os resultados mostraram que a porosidade atuou de forma deletéria nos resultados obtidos. No entanto, não existem na literatura atual caracterizações acerca do comportamento em fadiga para grande parte das ligas utilizadas nos processos de tixoconformação.

Desta forma, este trabalho visa a contribuir para o desenvolvimento da tecnologia de processamento de metais no estado semissólido por meio do estudo do comportamento em fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu quando utilizada em tixoforjamento. Para isto, apresentará o desenvolvimento do equipamento necessário para a fabricação dos lingotes, bem como a matriz utilizada no tixoforjamento da liga estudada. A matéria prima produzida será previamente caracterizada para verificação da eficiência da combinação de técnicas no refino de grãos, em relação ao tamanho, morfologia e porosidades. O produto tixoforjado terá suas dimensões, forma geométrica e porosidades avaliados e sua microestrutura caracterizada, além do tamanho de grãos e glóbulos será também caracterizada a distribuição dos componentes químicos em toda sua extensão, tal estudo conduzirá a constatação de um produto com composição química almejada e de microestrutura homogênea.

Uma vez concluída esta primeira fase do trabalho, o objetivo específico é avaliar o comportamento em fadiga de alto ciclo em peças tixoforjadas na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu nas condições de fundida, tixoforjadas a 30 e 60s de globularização e tratadas termicamente T6 para fins de aplicações estruturais.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 Fadiga

Estima-se que 90% das falhas mecânicas que ocorrem em serviço são ocasionadas por fadiga (DIETER, 1988). Fadiga pode ser definido como um processo de geração de danos causados por carregamentos cíclicos alternados que podem se iniciar microscopicamente e vão se somando, tornando-se em danos macroscópicos (trincas) que se propagam conduzindo o material a uma falha catastrófica em tensões muito aquém de sua resistência mecânica (DOWLING, 2018).

Na maioria dos ensaios os carregamentos cíclicos envolvidos envolvem um nível de tensão constante, máxima e mínima, a este tipo de carregamento dá-se o nome de carregamento em amplitude constante.

Vários estudos, iniciados ainda no século XIX, geraram resultados notáveis, podendo-se destacar os estudos realizados por August Wöhler, motivados por falhas em eixos ferroviários. Wöhler conduziu estudos com aços, ferros fundidos e outros metais (DOWLING, 2018), estes estudos produziram as famosas curvas relacionando S (Stress) - N (Nº de ciclos), as chamadas curvas S-N, que por este motivo também são denominadas curvas de Wöhler (SCHIJVE, 2003).

Exemplos de curvas de *Wöhler* são mostrados na figura 2.1 e na figura 2.2, onde pode-se observar um distinto comportamento entre ambas. A figura 2.1 apresenta curva S-N referente ao aço 4130 onde observa-se que para N (número de ciclos) elevados, a curva torna-se apenas uma linha horizontal indicando que apesar do aumento do número de ciclos a falha por fadiga provavelmente não ocorrerá, caso a tensão imposta seja mantida abaixo deste patamar. Tal comportamento é observado em aços carbono e em aços baixa liga. Este nível de tensão mais baixo para uma vida infinita é chamado de limite de fadiga ou em inglês *endurance limit*. A figura 2.2, mostra curvas referentes a ensaios realizados com alumínio comercialmente puro e a necessidade de se estabelecer uma relação direta entre o nível de tensão e o número de ciclos, devido a inexistência do característico limite de resistência a fadiga comumente encontrado em materiais ferrosos. Em curvas com esta característica associa-se a resistência a fadiga a um determinado número de ciclos (uma vida em fadiga) (DOWLING, 2018).

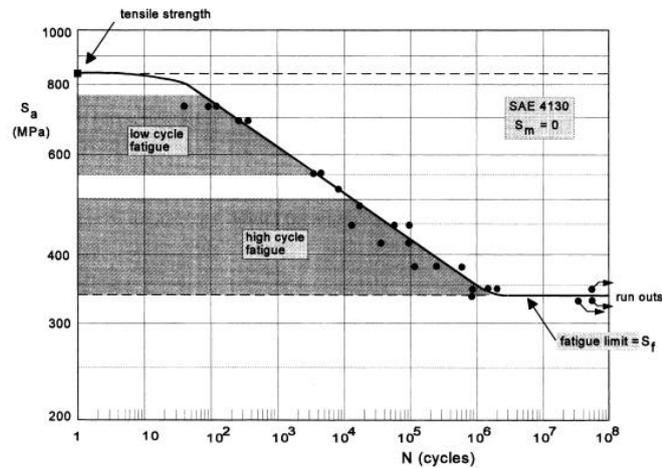


Figura 2.1 – Curvas S-N obtidas de ensaios realizados com o aço 4130, associando níveis de tensão com regiões de alto e baixo ciclo (GROVER, 1951)

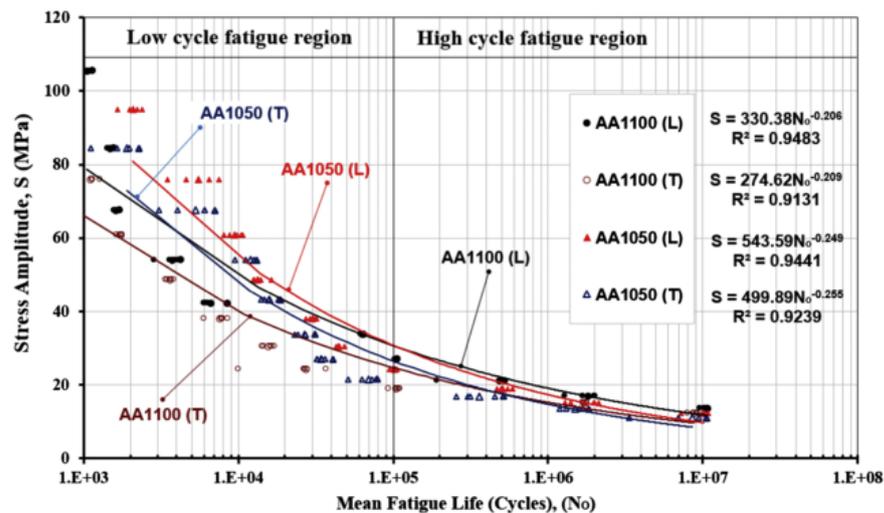


Figura 2.2 – Curvas S-N obtidas de ensaios realizados com alumínio com diferentes graus de pureza, mostrando regiões de alto e baixo ciclo (SAKIN, 2018).

Segundo Schijve (2009), quando o ensaio ocorre em altas amplitudes e vidas em fadiga menores que  $10^4$  ciclos chama-se fadiga de baixo ciclo quando os valores de amplitude são baixos e vidas em fadiga são maiores que  $10^5$  ciclos chama-se de fadiga de alto ciclo ou fadiga de baixa amplitude. O limite entre fadiga de alto ciclo e de baixo ciclo não é claramente definido por um número específico de ciclos, mas sim pelo tipo de deformação ocorrida pela amplitude de tensão aplicada, sendo que para fadiga de baixo ciclo observa-se valores maiores de tensão

e a ocorrência de deformação macroplástica em todos os ciclos, enquanto na fadiga de alto ciclo observa-se a aplicação de tensões menores e um comportamento elástico em escala macro no material, figura 2.2. Os ensaios de fadiga apresentam resultados com elevada dispersão, devido a natureza estatística das grandezas envolvidas como o número final de ciclos ( $N_f$ ), Limite de fadiga ( $S_f$ ) e resistência a fadiga ( $S_N$ ), devido a esta grande dispersão o ensaio é de longa duração e demanda uma quantidade elevada de corpos de prova. Em geral mais de 30 corpos de prova para cada nível de tensão e conseqüentemente elevado tempo de testes. Ensaio de longa duração referem-se basicamente a curva de *Wöhler* ( $S-N$ ). Uma opção mais acessível em relação a curva de *Wöhler* é a utilização de métodos estatísticos, como por exemplo o método da escada (FERREIRA, 2006), o qual detalha-se na seção 2.1.1.

### 2.1.1 Método da Escada ou *UP and Down Method*

A denominação do método da escada ou *Up and Down* define uma classe de análises estatísticas denominados métodos de escada, porque o nível de severidade no qual o próximo teste que será ensaiado depende do resultado do teste anterior e assim segue até que todas as tentativas estipuladas sejam ensaiadas e tal procedimento se representado de forma gráfica adquire o formato de degraus. A severidade no qual se dará o início do ensaio, o primeiro nível de intensidade, deve ser um nível onde pelo menos 50% dos elementos ensaiados respondam ao estímulo (NATRELLA, 1963), tal estímulo pode se referir, quando ensaiados explosivos, a altura da qual 50% dos explosivos explodem ou uma determinada droga que seja letal a 50% dos indivíduos (ANDERSON, MC CARTHY and TUKEY, 1946).

Após a segunda guerra mundial foi publicado o método então chamado de *UP and Down*, que foi primeiramente utilizado para analisar a sensibilidade de explosivos quando lançados de diversas alturas. O ensaio consistia inicialmente em escolher uma altura, geralmente um valor próximo a altura que se espera que ocorra a explosão, e lançar o explosivo, após o lançamento observava-se se ocorria ou não a explosão, caso o explosivo deflagrasse um valor fixo pré-determinado era subtraído da altura e caso o explosivo não deflagrasse este valor fixo era acrescentado. Assim a altura de lançamento anterior mais ou menos o valor fixo de altura, dependendo do evento ocorrido, compunha o valor da altura de lançamento para o próximo ensaio. As análises estatísticas de Dixon e Mood foram realizadas sob três considerações: a

primeira é que a variável sob análise pode ser normalmente distribuída; a segunda condição é a necessidade de um grande número de corpos de prova, de 40 à 50 ou mais a terceira condição é que a média e o desvio padrão deveriam ser aproximadamente estimados, devido as equações nas quais o desvio padrão baseia-se leva em consideração que o valor fixo a ser aumentado ou diminuído deve estar compreendido entre 0,5 e 2 desvios padrões (DIXON AND MOOD, 1948).

A princípio, o método é visto com vantagens e desvantagens. Pode-se considerar como sendo a primeira vantagem é que o método *up and down* tende naturalmente concentrar os dados em torno da média o que aumenta a precisão com a qual pode-se estimá-la. O método apresenta também uma redução entre 30% e 40% na utilização de corpos de prova o que caracteriza uma eficiência em sua realização em relação a um outro método utilizado para comparação o chamado *Probit Method*, além de se poder realizar a análise estatística de forma bem simplória com simples equações. Como desvantagens pode-se citar duas restrições que possivelmente limitaria a sua utilização dependendo da aplicação, são elas: primeiro os testes devem ser realizados sequencialmente, de forma que, para realização do ensaio seguinte, o resultado do anterior deve ser conhecido e a segunda desvantagem refere-se à eficiência do método que em uma primeira análise o autor afirma que tem confiabilidade questionável para amostragens menores de quarenta ou cinquenta corpos de prova (DIXON e MOOD, 1948).

Em relação à restrição referente a amostragens menores que 40 e 50, estudos posteriores como o realizado por BROWNLEE, HODGES e ROSENBLATT em 1953, mostraram que a média de distribuição como a utilizada por DIXON e MOOD também apresentava considerável confiabilidade em um número de amostras variando entre 5 e 10, sendo que quando o tamanho da amostra era pequeno a precisão do desvio padrão era consideravelmente diminuída, no entanto, quando apenas a estimativa da média do parâmetro estudado é o objetivo a precisão não é significativamente alterada.

Apenas nos anos 70 o método foi divulgado por Little, sendo apresentado um protocolo para ensaios de fadiga (LITTLE, 1972) (LITTLE, 1975).

Para a aplicação do método da escada faz-se necessário a escolha dos parâmetros iniciais como o valor fixo incremental de tensão a ser utilizado, o nível de tensão inicial e o número de amostras que serão utilizadas, tais parâmetros já foram parcialmente discutidos demonstrando-se a evolução dos estudos sobre o método, de forma que agora a discussão está baseada na norma ISO 12107- 2012(E) – *Metallic Materials – Fatigue Testing - Statistical planning and*

*analysis of data*. Observa-se que a abordagem “tradicional” do método *up and down*, assim chamado por (POLLACK, 2005), parte da necessidade de estimar tanto o desvio padrão quanto a média de resistência à fadiga para uma determinada vida em fadiga, partindo-se destas considerações tem-se que: o primeiro nível de tensão utilizado no ensaio deve ser preferencialmente o mais próximo do valor médio estimado da resistência à fadiga e o valor fixo do passo deve ser o mais próximo do desvio padrão, quando a informação sobre o valor do desvio padrão não está disponível adota-se então o valor de 5% da resistência à fadiga do material como sendo o valor utilizado para o valor fixo do passo.

Quanto ao número de amostras, a norma ISO 12107-2012(E), recomenda que pesquisas exploratórias requerem um mínimo de 15 amostras e para maior confiabilidade dos dados são requeridos 30 amostras.

A possibilidade de utilização de um menor número de amostras também é citada na norma mencionada, utilizando-se um mínimo de 6 amostras para pesquisas exploratórias e o mínimo de 15 amostras para a confiabilidade dados. A utilização deste número reduzido de amostras apenas é possível somente se o valor médio de resistência à fadiga puder ser estimado e o desvio padrão é conhecido. Para este caso de realização de ensaios com um número de amostras reduzidas um método chamado de *Modifield Staircase Method* é proposto.

Seis amostras também são recomendadas pela Associação Japonesa dos engenheiros mecânicos (JSME) (NAKAZAWA, 1987 apud Pollack, 2005) (YOSHIMOTO, 1962).

Após selecionados os parâmetros de ensaio, testa-se a primeira amostra, escolhida de forma aleatória entre as fabricadas, aplicando a tensão inicial e observa-se ao final se a amostra falhou ou não para o determinado número de ciclos (N), geralmente  $10^7$  ciclos. Se a amostra fraturou subtrai-se do nível de tensão inicial o valor fixo do passo pré-estabelecido, se não falhou eleva-se o nível de tensão o valor fixo do passo, assim o nível de tensão posterior será obtido do resultado do ensaio anterior somando ou subtraindo o valor fixo e segue-se desta maneira, avançando ou recuando passos, durante toda a execução do método até terminar o número de amostras planejado para o ensaio.

A figura 2.3, mostra os resultados obtidos em 16 amostras após a aplicação do método. Observa-se que foram ensaiados corpos de prova até que ocorresse a falha, de modo que se toma como sendo o primeiro nível de tensão para a aplicação do método a tensão correspondente ao primeiro corpo de prova não falho após a primeira falha ter ocorrido, desconsiderando os anteriores a este evento. Este procedimento está descrito no Anexo A da norma ISO 12107-2012(E).

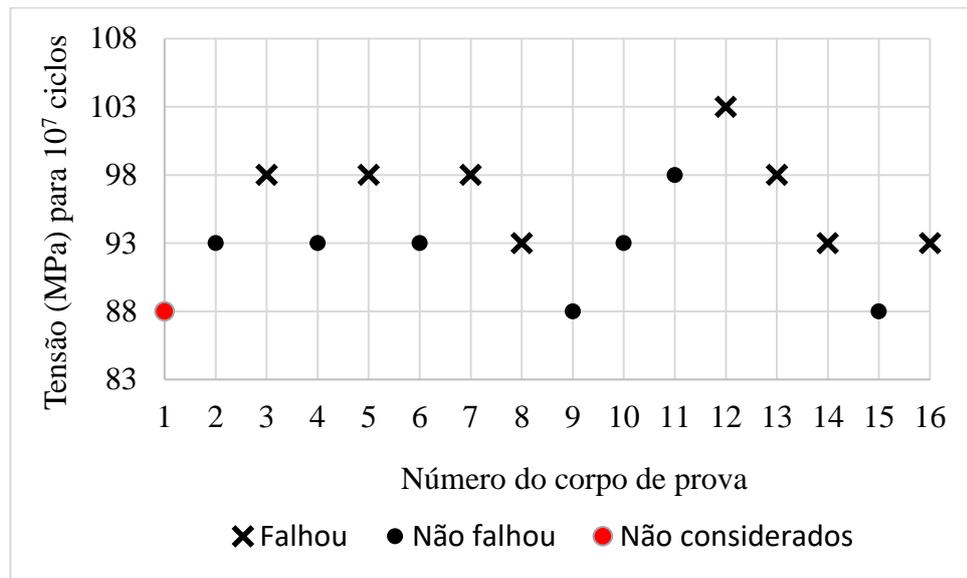


Figura 2.3 – Exemplo gráfico da aplicação do método *UP and Down* em 16 amostras destacando em vermelho a amostra desconsiderada para análise estatística.

Após testadas, as 15 amostras a partir do primeiro corpo de prova considerado na contagem as amostras são separadas em dois grupos, as amostras que falharam e as que não falharam e toma-se para análise estatística o grupo com o menor número de eventos, no caso da figura 2.3 o grupo analisado será o grupo das amostras que não falharam, pois quando se analisa os eventos ocorridos observa-se que, 8 eventos de falha contra 7 eventos de não falha. Com as amostras escolhidas faz-se necessário organizá-las em ordem decrescente, baseando-se no nível de tensão ensaiado,  $S_0 \leq S_1 \leq \dots \leq S_l$ , onde  $S$  representa tensão utilizada; a notação  $l$  representa o número de níveis de tensão e  $f_i$  o número de eventos. Os valores organizados podem ser observados na tabela 2.1.

Observam-se 3 níveis de tensão, 88, 93 e 98 MPa, sendo que o nível de tensão  $S_0$  é representado por  $S_0 = 88$  pois trata-se do menor nível de tensão observado nos dados em análise. Para calcular os valores estimados da média e do desvio da resistência a fadiga para uma determinada vida aplica-se as equações abaixo:

$$\hat{\mu}_y = S_0 + d \left( \frac{A}{C} \pm \frac{1}{2} \right)$$

equação 01

Tabela 2.1 – Dados tabelados obtidos após finalização dos ensaios em todos os corpos de prova.

Tensão $S_l$ MPa	Nível <b>i</b>	Valores		
		$f_i$	$if_i$	$i^2 f_i$
98	2	1	2	4
93	1	4	4	4
88	0	2	0	0
<b>Soma</b>	-	<b>C=7</b>	<b>A=6</b>	<b>B=8</b>

Na equação 01 o valor  $\pm \frac{1}{2}$  deve ser adotado de modo que:

$$+\frac{1}{2} \text{ quando o evento analisado é o que não falhou}$$

$$-\frac{1}{2} \text{ quando o evento analisado é o que falhou}$$

$$\hat{\sigma}_y = 1,62 d (D + 0,029)$$

equação 02

Onde:

$y = S$  (resistência à fadiga a N ciclos)

$\hat{\mu}_y$  = estimativa média da resistência à fadiga de  $y$ .

$\hat{\sigma}_y$  = estimativa média do desvio padrão de  $y$ .

$d$  = valor fixo passo

$$A = \sum_{i=1}^l if_i$$

equação 03

$$B = \sum_{i=1}^l i^2 f_i$$

equação 04

$$C = \sum_{i=1}^l f_i$$

equação 05

$$D = \frac{BC - A^2}{C^2} \quad \text{equação 06}$$

A equação 02 somente é válida se  $D > 0,3$  condição que é satisfeita quando  $\frac{d}{\sigma_y}$  é selecionado entre os valores de 0,5 e 2 (ISO 12107, 2012).

Exemplificando a aplicação do método utilizando ainda a figura 2.3 temos que:

$$\hat{\mu}_y = 88 + 5 \left( \frac{6}{7} + \frac{1}{2} \right) = 94,78 \text{ MPa} \quad \text{equação 07}$$

$$D = \frac{8 * 7 - 6^2}{7^2} = 0,408 \quad \text{equação 08}$$

$$0,408 > 0,3 \quad \text{equação 09}$$

$$\hat{\sigma}_y = 1,62 * 5 (0,408 + 0,029) = 3,539 \text{ MPa} \quad \text{equação 10}$$

Observa-se que o valor obtido,  $\hat{\mu}_y$ , expressa a estimativa do valor médio central de uma distribuição normal, no entanto, aplicando-se a equação 11 pode-se obter a estimativa do menor limite de resistência à fadiga.

$$\hat{y}_{(P, 1-\alpha)} = \hat{\mu}_y - k_{(P, 1-\alpha, v)} \hat{\sigma}_y \quad \text{equação 11}$$

Onde:  $P$ = probabilidade de falha;

$1-\alpha$ = intervalo de confiança;

$k_{(P, 1-\alpha, v)}$ = Coeficiente do limite de tolerância de um lado da distribuição normal.

O coeficiente  $k$  é obtido por meio de uma tabela apresentada na norma, levando-se em conta a probabilidade de falha  $P$ , o nível de confiança  $1-\alpha$  e o número de graus de liberdade  $v$ . O número de graus de liberdade obtém-se analisando a tabela 2.2, onde ao analisar a linha destacada pode-se afirmar que existem 4 amostras para um parâmetro desta forma os graus de liberdade (GL) nesta linha seriam:

$$Gl = Na - Np \quad \text{equação 12}$$

Tabela 2.2– Avaliação dos graus de liberdade, baseado nos dados tabelados, tabela 2.1 dos ensaios realizados e expressos na figura 2.3.

$S_l$ MPa	Nível	Valores			
	i	$f_i$	$if_i$	$i^2 f_i$	
98	2	1	2	4	<b>GL=4-1=3</b>
93	1	4	4	4	
88	0	2	0	0	
	<b>GL = 3-1=2</b>				

O mesmo é feito na coluna destacada. Como trata-se de uma tabela, os graus de liberdade são obtidos pela multiplicação dos graus de liberdade calculados na linha pelo valor encontrado para os graus de liberdade calculados na coluna onde pode-se afirmar que no caso existem 6 graus de liberdade. Assim aplicando a tabela 2.3 pode-se obter o valor para o coeficiente  $K$ , como mostrado abaixo.

De posse dos valores calcula-se o menor limite de resistência a fadiga aplicando a equação 11, assim tem-se:

$$\hat{y}_{(10,95)} = 84,95 \text{ MPa} \quad \text{equação 13}$$

Uma observação importante deve ser ressaltada que é a escolha do tamanho do passo fixo, que como já citado acima a norma recomenda que o valor deve encontrar-se entre  $0,5\sigma$  e  $2\sigma$ .

Valores muito menores que  $0,5\sigma$  podem encontrar-se muito acima ou abaixo da região de deslocamento em torno da média e requerer vários corpos de prova para se posicionar nesta região.

Valores de passo muito maiores que  $2\sigma$  resultam em passos muito grandes que tendem a grandes saltos em relação à média tanto para mais quanto para menos. Quando valores maiores que  $2\sigma$  são utilizados, obtêm-se o valor de  $D < 0,3$  o que implica no não cumprimento da condição estabelecida por norma.

Quando o parâmetro  $D < 0,3$  ocorre, a estimativa do desvio padrão torna-se apenas uma função do tamanho do passo fixo escolhido e uma outra equação é proposta por Dixon e Mood, (Dixon e Mood, 1948).

$$\hat{\sigma}_y = 0,53 d$$

equação 14

Tabela 2.3 - Tabela para obtenção do coeficiente  $k_{(P, 1-\alpha, \nu)}$  para um lado do limite de tolerância para uma distribuição normal para uma probabilidade P

Números De graus De liberdade	Probabilidade, P(%)			
	10		5	
	Nível de confiança, $1 - \alpha$ (%)			
	90	95	90	95
	4,258	6,158	5,310	7,655
3	3,187	4,163	3,957	5,145
4	2,742	3,407	3,400	4,202
5	2,294	3,006	3,091	3,707
6	2,333	2,755	2,894	3,399

Fonte: Adaptado da norma ISO 12107-2012(E).

## 2.2 Fatores que afetam o comportamento em fadiga.

Segundo González-Velázquez (2018), o comportamento em fadiga de uma liga metálica é afetado por diversos fatores, sendo eles:

- O meio no qual material está inserido;
- Concentração de tensão;
- Microestrutura;
- Superfície final;
- Propriedades mecânicas.

Dentre estes fatores, este trabalho concentra-se no estudo referente a microestrutura, superfície final e propriedades mecânicas, devido a própria aplicação da liga em estudo. Para isto ocorrerá uma breve explanação acerca dos processos aqui utilizados, composição química da liga e suas devidas modificações microestruturais.

### 2.3 Processamento “Tixo”

O processamento de metais no estado semissólido é uma tecnologia baseada no fenômeno da tixotropia. Uma massa tixotrópica permanece inalterada em termos de forma geométrica se nenhum esforço sobre ela é aplicado, mas quando esforços mecânicos são impostos, a massa se comporta como um fluido viscoso e com o aumento deste esforço imposto tem-se o aumento desta fluidez, ou seja, o material tixotrópico permanece relativamente inerte na ausência de esforços cisalhantes podendo ser manipulado e age como um fluido viscoso durante a imposição do cisalhamento (WILLENBACHER e GEORGIEVA, 2013).

O processo de obtenção de materiais com propriedades tixotrópicas foi inicialmente chamado pelos pesquisadores de reofundição, por ressaltar o distinto comportamento reológico nas estruturas estudadas (FLEMINGS, 1991).

Após anos de desenvolvimento e com o surgimento de novos processos o termo processamento no estado semissólido define toda a família de processos que utilizam matéria-prima, entre as temperaturas *solidus* e *liquidus*. Pode-se dividir a princípio estes processos em dois grupos genéricos, Reofundição e Tixoconformação (FAN, 2002) (ATKINSON, 2005).

Reofundição é a obtenção de uma peça metálica qualquer a partir de material semissólido obtido através da solidificação parcial, tendo como ponto de partida o líquido. Baseando-se no resfriamento controlado até uma temperatura intermediária entre a linha *liquidus* e a linha *solidus*, sendo que, este resfriamento deve ocorrer sob a ação de mecanismos que promovam a multiplicação cristalina e a alteração na morfologia de dendrítica pra globular. Após a obtenção da massa semissólida, ela é conformada em prensas horizontais ou verticais (ROBERT, 1989) (ZOQUI, 2014).

Tixoconformação é o processamento do material semissólido por meio da fusão parcial controlada, tendo como ponto de partida o material no estado sólido. O material inicialmente é produzido com características morfológicas favoráveis para o processamento semissólido, que

pode ser uma estrutura globular, parcialmente globular ou com estrutura dendrítica fina, para posteriormente ser reaquecido até a fração sólida que processo requer. No momento do processamento o material é aquecido para que atinja a temperatura que corresponda a fração líquido/sólida desejada e também para que os mecanismos de globularização que envolvem transferência de massa atuem, gerando uma estrutura caracterizada pela presença de grãos globulares envoltos em líquido e então transferido para o conjunto máquina/ferramenta para obtenção da forma final sob compressão (ZOQUI, 2014).

Tanto na tixoconformação quanto na refundição a presença de partículas esféricas em meio líquido em proporções facilmente controláveis, formando uma pasta semissólida, constitui condição *sine qua non* para o processamento. Tal microestrutura esferoidal pode ser obtida durante a solidificação por meio de agitação no meio líquido e pode ter distintas origens, podendo ser: agitação mecânica (SPENCER, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972), agitação eletromagnética (PAES, HERZIG e ZOQUI, 2000), ultrassônica (DE PAULA e ZOQUI, 2019), além de processos consagrados como o (SEED) Swirled Entalpy Equilibration Device (DOUTRE, LANGLAIS E ROY, 2004) ou GISS “*Gas Induced Semi Solid*” (WANNASIN, MARTINEZ E FLEMINGS, 2006).

A microestrutura esferoidal também pode ser obtida durante o reaquecimento tanto em matérias-primas que foram obtidas por processo de refino de grãos quanto processos que envolvam deformação plástica, (SIMA) Strain-Induced Melt Activation (CAO, ZHANG e ZHANG, 2017), (RAP) *recrystallization and Partial Melting Process*, (ECAP) *Equal Channel Angular Pressing* (CAMPO E ZOQUI, 2016).

No caso do refino de grãos e da matéria-prima obtida por deformação plástica, observa-se que só apenas após o reaquecimento na temperatura almejada para obtenção da fração líquido/sólido é que ocorrerá a modificação da microestrutura de dendrítica para globular pela ação dos mecanismos de globularização da partícula primária e assim a pasta semissólida poderá ser tixoprocessada (FLEMINGS, 1991). A figura 2.4 demonstra de forma esquemática possíveis rotas de processamento de materiais semissólidos.

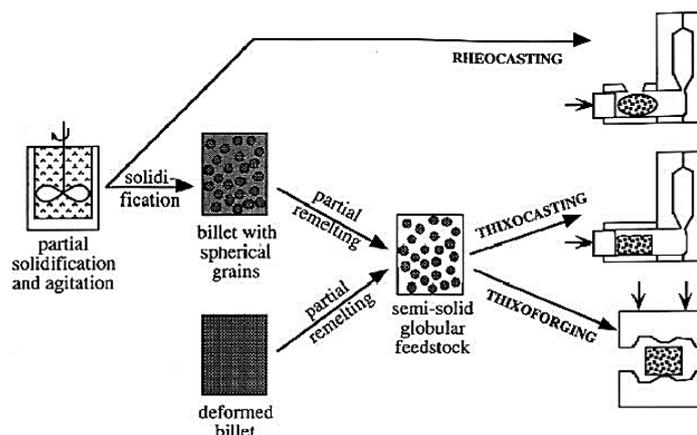


Figura 2.4- Esquema ilustrativo mostrando peculiaridades entre reafundição e tixofabricação e possíveis rotas de processamento para obtenção do produto final (ATICKINSON, 2005).

De acordo com Atkinson (2005), no processamento de materiais semissólidos observam-se vantagens e desvantagens, a saber:

Vantagens:

- Eficiência energética, o material não permanece no estado de processamento por longos períodos de tempo;
- O processo SSM tem produtividade similar ou melhor do que o processo de fundição sob pressão;
- Preenchimento suave da matriz possibilitando que o ar que escape da matriz e evite o problema com “*entrapped air*”, baixa porosidade resultando em produtos com alta integridade, inclusive em produtos com paredes finas, permite a aplicação a ligas de maior resistência mecânica tratáveis termicamente;
- Menores temperaturas de processamento, reduzindo assim o choque térmico nas matrizes e consequentemente elevando sua vida útil;
- Possibilidade de matrizes confeccionadas por prototipagem rápida devido ao menor impacto do material na matriz;
- Microestrutura fina e uniforme propiciando melhores propriedades;
- Contração reduzida favorecendo medidas mais precisas e produzindo produtos na condição *near net shape* o que eleva a capacidade da condição, reduzindo os custos de usinagem, reduzindo operações e a perda de material com a usinagem do sobremetal.

- Qualidade superficial adequada para tratamentos superficiais.

Desvantagens:

- Custo elevado da matéria prima devido a poucos fornecedores;
- Aumento de custos em P&D, no aperfeiçoamento de matrizes e de capital humano;
- Equipamentos precisos para controle de temperatura e fornecimento de calor, para que sejam utilizadas ligas com uma faixa mais estreitas de composição semissólida e elimine ou reduza ao máximo a segregação líquida.

## 2.4 Tixoforjamento

Dentre as possíveis rotas de trabalho utilizando as propriedades tixotrópicas dos metais no estado semissólido tem-se o tixoforjamento que será abordado aqui nesta seção de forma mais detalhada por consistir na rota de tixoconformação escolhida neste trabalho para processamento e estudo da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

O tixoforjamento em matriz fechada, de forma análoga, assemelha-se ao forjamento convencional, sendo um tixoprocessamento baseado na compressão do material semissólido por meio de uma matriz bipartida que tem uma de suas partes fixada na placa superior e outra na placa inferior de uma prensa vertical (KOPP, NEUDENBERGER e WINNING, 2001). Pode-se utilizar prensas hidráulicas como os trabalhos realizados por CHEN, SEKHAR e MEHARABIAN (1979), LAPKOWSKI (1989) ou pneumáticas, como por exemplo observado nos trabalhos de TORRES (2013), FACCHINI (2020) ou ainda prensas mecânicas excêntricas LOURENÇATO (2008), sendo que, devido a cada tipo de sistemática de aplicação do cisalhamento utilizado tem-se diferentes efeitos sobre a microestrutura final do material processado.

O tixoforjamento quando realizado utilizando-se matrizes fechadas, faz com que a pasta semissólida ao ser tixoconformada, adquira as formas geométricas das cavidades das matrizes em uma única prensagem devido à baixa viscosidade desta pasta, alcançando elevada plasticidade o que caracteriza uma vantagem do tixoforjamento em relação ao processo convencional de forjamento LAPKOWSKI (1989).

A figura 2.5, apresenta um exemplo de produto produzido por tixoforjamento em um único passo “prensagem”. Nota-se no produto a existência de diferentes espessuras de paredes, diferentes alturas e pequenos raios nas arestas, detalhes que indicam um bom preenchimento da matriz de tixoforjamento, o que apenas torna-se possível devido a característica tixotrópica do metal semissólido ao ser conformado.

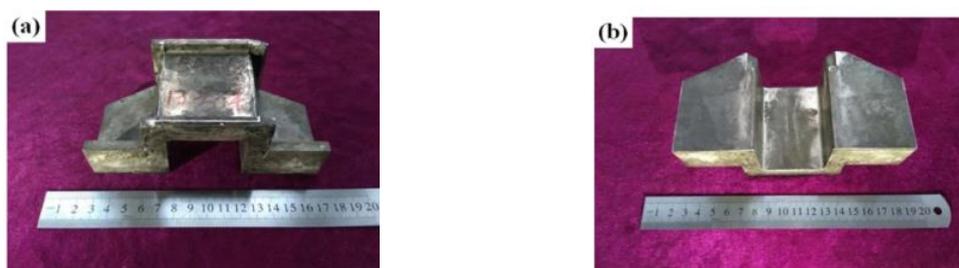


Figura 2.5 - Exemplo de produto tixoforjado em matriz fechada, a) vista superior e b) vista posterior (JIANG et al, 2020)

O estudo do tixoforjamento advém da década de descobrimento da tecnologia SSM (*semi solid metals*). Em 1979, CHEN, SHEKAR e MEHARABIAN realizaram estudos com a liga de alumínio cobre 2024, produzindo discos com  $\varnothing 120$  mm e com altura de 25mm e 40mm. Para a produção utilizaram matrizes confeccionadas de aço ferramenta H13 previamente aquecidas a temperatura de  $77^{\circ}\text{C}$ . O estudo mostrou uma comparação entre os processos de tixoforjamento e o processo de *squeeze casting*. Os discos produzidos foram ainda submetidos a tratamento térmico T6, para posterior execução de testes de tração e ensaios de fadiga. Os resultados apontaram que o processo de tixoforjamento possibilitou, devido sua condição semissólida, uma microestrutura mais homogênea em relação ao *squeeze casting*. Em relação as propriedades mecânicas os produtos obtidos pelos processos de tixoforjamento/*squeeze casting* apresentaram respectivamente os seguintes resultados para limite de resistência a tração, limite de escoamento, alongamento percentual e vida em fadiga para  $10^6$  ciclos: 455 MPa /473,6MPa, 340,2 MPa/355MPa, 11,2/13,4% e 103 MPa/120MPa. Observa-se que as propriedades mecânicas do produto tixoforjado se apresentaram discretamente menores em relação aos

produtos obtidos por squeeze casting, no entanto, nos ensaios de fadiga os produtos obtidos por tixoforjamento obtiveram melhores resultados.

LAPKOWSKI (1989) comparou o processo de forjamento a quente com tixoforjamento utilizando a liga Zn-4wt%Al-1wt%Cu, para isto propôs a utilização de um valor “K” chamado de coeficiente de empacotamento e de um índice denominado de grau de impressão de empacotamento que possibilitava avaliar a eficácia dos processos avaliando o preenchimento da matriz em função da temperatura do material, sendo que 100% representava o preenchimento total da matriz e quanto menor o valor, mais alto era o comprometimento do produto. Comparando o forjamento a quente convencional com tixoforjamento os resultados obtidos mostraram que, embora os produtos obtidos por ambos os processos apresentaram propriedades mecânicas similares, o produto tixoforjado obteve um grau de impressão de empacotamento de 99% enquanto o forjado a quente 76%, além do produto tixoforjado apresentar uma estrutura mais homogênea em relação ao produto forjado a quente. Os resultados obtidos também comprovam a possibilidade de obtenção de produtos tixoforjados em apenas uma operação.

LAPKOSWIKI (1998) conduziu ensaios com a liga A2017, utilizando o processo SIMA para obtenção de matéria-prima para realização de tixoforjamento. Os ensaios consistiram em avaliar duas condições iniciais de microestruturas, avaliar o preenchimento da matriz de tixoforjamento em apenas uma operação de prensagem bem como avaliar as forças utilizadas no processo. Para estes ensaios o equipamento utilizado foi uma máquina de ensaios INSTRON 1196. Os resultados obtidos estão demonstrados na figura 2.6, que se pode observar a figura 2.6a, desenho detalhado do produto, 2.6b *blank* utilizado, 2.6c modelo forjado convencionalmente em chumbo, 2.6d produto obtido por forjamento convencional aplicando 32 kN, 2.6e produto obtido por meio de forjamento convencional aplicando 91 kN, 2.6f produto obtido por meio de tixoforjamento com aplicação de 32kN.

Rovira, Lancini e Robert (1999), apresentaram um estudo mostrando a viabilidade da tixoconformação em uma liga de baixa ductilidade, Al-4,5wt%Cu com microestrutura refinada com utilização de refinador de grãos Al-5wt%Ti-1wt%B, efetuando tixoforjamento e tixoextrusão. Os resultados apontaram bons resultados para ambos os processos, sendo que para o tixoforjamento foi utilizado 70kN representando um terço da força utilizada no forjamento com o material no estado sólido.

KOPP, NEUDENBERGER e WINNING (2001), conduziram estudos associando dois processos, o tixoforjamento e a tixoextrusão transversal, para este trabalho utilizaram uma liga

de Sn-15wt%Pb e desenvolveram um conceito de ferramental que possibilitasse a realização de ensaios dos dois processos e ainda implementaram partes móveis na matriz de forjamento, possibilitando a produção de componentes com partes rebaixadas. Esta implementação de partes móveis (gavetas) representa uma grande vantagem de processo pois garante a subtração de operações posteriores. Os detalhes do ferramental e o produto obtido bem como o esquema ilustrativo dos dois processos estão mostrados na figura 2.7.

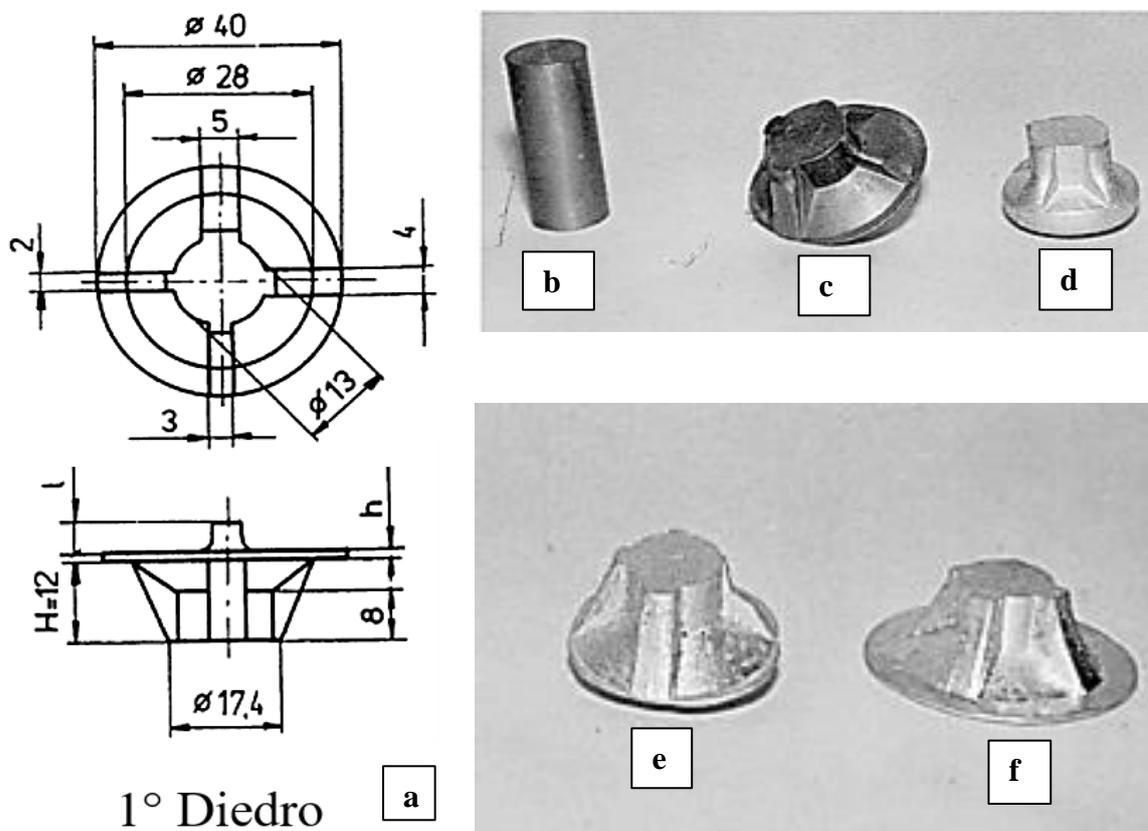


Figura 2.6 – Produto detalhado e resultados do processamento. 2.6a, desenho detalhado do produto, 2.6b blank utilizado, 2.6c modelo forjado convencionalmente em chumbo, 2.6d produto obtido por forjamento convencional aplicando 32 kN, 2.6e produto obtido por meio de forjamento convencional aplicando 91 kN, 2.6f produto obtido por meio de tixoforjamento com aplicação de 32kN Fonte: Adaptado de (LAPKOWSKI, 1998).

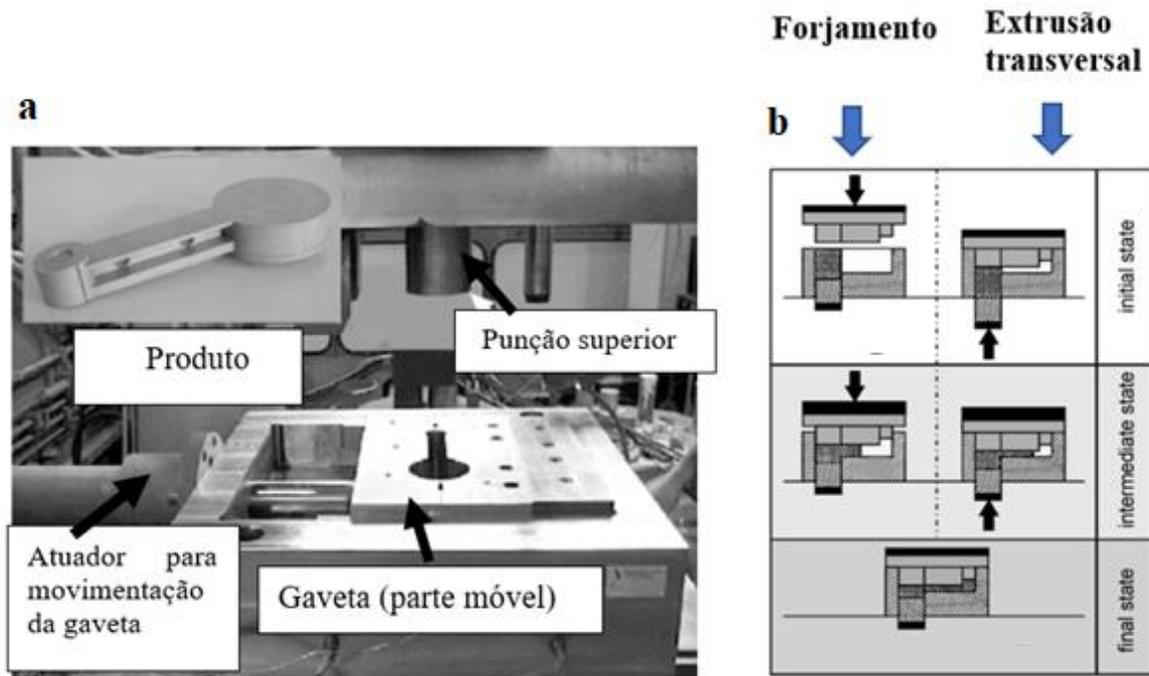


Figura 2.7 – Figura “a” matriz e produto e figura “b” representação esquemática do forjamento e da extrusão transversal.

LOURENÇATO (2008), realizou tixoforjamento utilizando uma prensa mecânica excêntrica e para isto empregou as ligas Al-Si-Mg, com 1, 2, 4 e 7wt%Si e 0,5wt%Mg. Embora tenha conseguido bons resultados com a velocidade e a capacidade do equipamento ao tixoforjar, após análise dos produtos obtidos constatou-se uma deficiência do equipamento utilizado, que consistia na impossibilidade de aplicação de recalque no momento imediatamente após o preenchimento da matriz, este recalque consiste em fazer com que o produto se solidifique sob ação de uma compressão o que proporciona uma possível redução ou eliminação dos vazios de contração.

Em estudos realizados com as ligas Al-4wt%Si-5wt%Zn, Al-5wt%Si-5wt%Zn, Al-6wt%Si-5wt%Zn BOAS(2012), e com as ligas Al-2wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7wt%Si-2,5wt%Cu TORRES (2013), em ambos os trabalhos, os autores realizaram uma comparação dos resultados obtidos com o tixoforjamento realizado em prensa pneumática e prensa excêntrica, ambos os trabalhos apontaram uma significativa redução de porosidade e conseqüentemente aumento de propriedades mecânicas para os produtos obtidos no tixoforjamento em prensa pneumática devido a possibilidade de recalque ao final do preenchimento das cavidades da matriz.

Embora os parâmetros estejam todos interconectados, para efeito de estudo e explicação, os parâmetros de tixoforjamento serão divididos em: parâmetros de processo; parâmetros de projeto ferramental/equipamento e parâmetros de matéria-prima.

#### 2.4.1 Parâmetros do processo de tixoforjamento

Os parâmetros de processo são parâmetros reguláveis e controláveis diretamente no equipamento por meio dos recursos que os maquinários utilizados oferecem, e por meio destes recursos busca-se uma combinação ideal de critérios para obtenção de produtos tixoforjados com a qualidade almejada

O ciclo de tixoforjamento pode ser dividido em etapas como segue a definição dos parâmetros a serem controlados em cada etapa do ciclo de trabalho conforme o planejamento do processo, as etapas são:

**Etapa 1**, condicionamento do blank à condição semissólida, existem 3 parâmetros que devem ser controlados. O primeiro parâmetro diz respeito ao controle da temperatura do blank, considerando que a composição química da liga ofereça características termodinâmicas favoráveis ao tixoforjamento, para tanto é necessário que já tenha ocorrido um estudo prévio via *DTA*, *DSC*, *THERMOCALC*, etc. Estes estudos definem a janela para tixoconformação e consequentemente a temperatura que deva ser programada para que corresponda a fração líquido/sólido planejada para o tixoprocessamento.

O segundo parâmetro a ser observado é taxa de aquecimento imposta ao material. A taxa de aquecimento pode ser diferente em diferentes faixas de temperatura ao longo do processo de aquecimento, podendo-se utilizar taxas maiores até que a temperatura atinja um ponto onde transformações de fases ainda não ocorram, ganhando-se tempo com o processo. A partir deste ponto, geralmente alcançado com uma elevada taxa de aquecimento, passa a ser imposta uma taxa de aquecimento que seja favorável a globularização da partícula primária e uma menor viscosidade aparente da pasta semissólida. Estudos realizados com a liga A356 lingotada sob ação de vibração mecânica apontaram, que a taxa de aquecimento de  $50 K.min^{-1}$  foi a que proporcionou a partícula primária mais esférica e por conseguinte a menor viscosidade aparente (PRONI e ZOQUI, 2017).

Terceiro e último parâmetro da etapa 1 é o tempo de permanência da matéria-prima na temperatura correspondente a fração líquido/sólido desejada. A globularização final dos grãos cristalinos é fortemente influenciáveis por este parâmetro. O tempo de permanência ótimo, definido em estudos prévios para ligas com composição química próxima e adequada para o tixoforjamento varia entre 30 a 60 segundos (PRONI, 2017).

TORRES (2013), estudando diferentes tempos de globularização (tempo de permanência na temperatura semissólida), utilizando as ligas Al-2wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7wt%Si-2,5wt%Cu, testou os tempos de 0s, 30s, 45s, 90s e 210s. Os resultados apontaram o tempo de 30s como sendo o tempo que resultou no menor tamanho de grão e no menor tamanho de glóbulo associado ao maior fator de forma e observou que períodos excessivamente longos para determinada liga permite que fenômenos de coalescência atuem por mais tempo provocando um crescimento no tamanho dos grãos.

**Etapa 2** consiste na transferência da matéria-prima para a matriz de tixoforjamento e seu posicionamento para conformação. Pontos importantes a serem observados nesta etapa são: o tempo gasto com transferência da matéria-prima, seu posicionamento e a temperatura da matriz. Uma vez atingida a temperatura programada e o tempo de permanência, o *blank* aquecido é transferido para a matriz de tixoforjamento, porém, imediatamente após a retirada do material da bobina de aquecimento indutivo, a temperatura começa a cair no trajeto entre a bobina até a matriz, pois ocorre troca de calor com os dispositivos usados para esta transferência, assim como com o ambiente em volta. Esta troca térmica faz com que no momento da conformação a temperatura esteja alguns graus abaixo da temperatura necessária e conseqüentemente o material esteja com a fração sólido/líquido alterada em relação à planejada. Desta forma, torna-se conveniente a adoção de uma temperatura acima da temperatura alvo para que o processo não seja prejudicado e que no momento do tixoforjamento a fração sólida/líquida em operação corresponda com a maior exatidão possível em relação à planejada. O posicionamento do *blank* na matriz para tixoforjamento deve ser o mais centralizado possível porque ao ser conformado o material deve fluir simetricamente em todas as direções dentro da matriz para que o preenchimento ocorra de forma uniforme. Outro ponto a se notar é a temperatura do ferramental e sua interferência no processo, uma vez que, no momento que o *blank* toca a cavidade dá-se início uma troca térmica devido ao gradiente de temperatura entre a pasta semissólida e a superfície da cavidade da matriz de tixoforjamento e esta equalização térmica persistirá de forma negativa durante o lapso de tempo entre a alimentação da matriz e o acionamento da

prensa. Desta forma, diminuindo-se o gradiente de temperatura entre a matriz e blank em níveis adequados e possíveis até o acionamento da máquina, se reduz também o efeito desta troca térmica o que possibilita o melhor preenchimento da matriz.

**Etapa 3** consiste no tixoforjamento propriamente dito. Esta etapa se concretiza após o acionamento da prensa e o avanço da parte superior da matriz obrigando o material por meio de forças compressivas a escoar e preencher a matriz. Nesta etapa existe a necessidade de parametrização das seguintes variáveis: temperatura da matriz, velocidade de prensagem e força de prensagem. A temperatura da matriz influenciará a taxa de transferência de calor e consequentemente a velocidade de solidificação, enquanto o material semissólido escoar para o preenchimento da cavidade da matriz. Observa-se que diferenças muito grandes de temperaturas entre a pasta semissólida e matriz proporcionará uma solidificação mais rápida o que pode intervir no preenchimento da matriz, principalmente se esta conter detalhes como paredes de pequenas espessuras em sua geometria (VANEETVELD et al, 2010).

Estudos realizados apontam ainda a influência da temperatura da matriz na distribuição da fase líquida durante o tixoforjamento, fazendo com que na ocorrência de grandes diferenças de temperatura entre o material e a cavidade da matriz a velocidade de solidificação aumente reduzindo a fluidez da pasta semissólida, no entanto, durante a tixoconformação, a fase líquida com maior fluidez escoar para as extremidades do produto tixoforjado, gerando assim uma região periférica com segregação de fase líquida eutética. Desta forma, com a solidificação em andamento, durante a tixoconformação, o escoamento do material para preencher a cavidade da matriz tem que ser suficientemente rápido para que supere a velocidade de solidificação e preencha até os detalhes periféricos da matriz com a mesma densidade de partículas sólidas e líquidas tornando o produto com propriedades mecânicas uniformes. Observa-se para que ocorra um preenchimento rápido da matriz a velocidade de conformação deve ser um parâmetro de processo a ser muito bem estabelecido devido a sua influência no produto final (CHO e KANG, 2000).

**Etapa 4** consiste no recalque e no resfriamento primário, baseia-se em manter, imediatamente após a conformação, o produto dentro da cavidade do matiz durante alguns segundos para que a solidificação ocorra sob a ação da força de compressão da prensa. Esta etapa visa otimizar a redução de poros de forma significativa e por consequência uma melhora substancial nas propriedades mecânicas. BOAS, (2012), TORRES, (2013), apontam em seus trabalhos excelentes resultados de redução de poros com o tempo de recalque de 30 segundos.

CHO e KANG (2000), trabalhando com as ligas A356 (ALTHIX) e a A12014 reportam bons resultados com tempo de recalque de 20s.

**Etapa 5** consiste simplesmente no recuo do cabeçote superior da prensa e conseqüente abertura da matriz para que na sequênciã, o extrator seja acionado. Nesta etapa o produto deve estar devidamente solidificado para que seja extraído da cavidade do molde e a extração deve ser acionada o quanto antes possível para diminuir a carga térmica absorvida pela matriz (RASSILI et al, 2010).

**Etapa 6** consiste no resfriamento do produto que após ser ejetado é prudentemente resfriado em água, imediatamente após extração, para que possíveis mecanismos metalúrgicos termicamente ativados sejam inibidos.

#### **2.4.2 Parâmetros de ferramental e equipamento**

Nesta seção serão abordados critérios e parâmetros que devem ser observados na confecção da matriz para tixoforjamento e na escolha da prensa que deverá ser utilizada.

- a) Material utilizado na construção de matrizes: A escolha do material do ferramental deve ser baseada nas características físico-químicas do material a ser tixoforjado e nos parâmetros estabelecidos de aquecimento para tixoconformação. Trabalhos mostram que a fração sólida utilizada em tixoforjamento de ligas de alumínio podem variar de 45% até 85%, nestas frações sólidas as temperaturas de trabalho podem atingir 650°C. Para estas temperaturas de trabalho, tem sido reportado a utilização dos aços que possuem resistência a abrasão e estabilidade térmica, após terem sido tratados termicamente, para trabalharem com durezas variando entre 50 e 60 HRC. Os aços ferramentas para trabalho a quente AISI H11 e AISI H13 atendem estas especificações (RASSILI et al, 2010), (CHO e KANG, 2000), (BOAS, 2012), (TORRES ,2013), (ROVIRA, 1996).  
OMAR et al (2005), tixoforjaram o aço de ultra alta resistência, HP9/4/30, empregando temperaturas de aquecimento da matéria-prima da ordem de 1470°C à 1480°C. Para o processamento nestas temperaturas não aconselha-se a utilização de

aços comumente utilizados no tixoforjamento de ligas de alumínio, pois estão sujeitos a amaciamento a partir de temperaturas de 500°C. Para o tixoforjamento do aço HP9/4/30 utilizou-se matrizes de grafite, sendo que foi utilizado um porta matrizes de aço ferramenta no qual as matrizes com a geometria do produto foram alojadas em seu interior.

- b) Aquecimento e dissipação de calor: Conforme explanado na seção 2.4.1 acerca da influência da troca térmica entre a superfície da matriz e a pasta semissólida, no preenchimento da matriz e nas propriedades do produto, torna-se evidente a necessidade de estudo sobre o tipo de aquecimento e o posicionamento dos elementos de aquecimento para controle da troca térmica entre a pasta semissólida e as matrizes. VANEETVELD et al (2010), realizaram estudos utilizando a liga 7075 aplicando alguns conceitos no projeto do ferramental. Os parâmetros de processo como velocidade de tixoconformação e temperatura das matrizes, variando entre 250°C e 300°C, foram estudados e como estes parâmetros influenciam na troca térmica entre o fluxo semissólido de material e a superfície da matriz durante a tixoconformação. Os resultados apontaram que a troca térmica tem influência na reologia do material, propriedades mecânicas e na qualidade do produto. Para controle da troca térmica foram instaladas resistências de colarinho e de cartucho, em pontos definidos na concepção do projeto, para controle preciso da temperatura das matrizes. A aplicação destes conceitos resultara no entendimento que taxas de solidificação muito altas podem impedir o preenchimento total das matrizes e taxas de solidificação muito baixas podem estimular a formação de trincas a quente em ligas que tenham esta tendência. Transferindo este conhecimento para um produto ou seções específicas de um determinado produto, observa-se que para produtos com paredes finas a troca térmica entre o fluxo de material semissólido e a matriz deve ser menor em relação a produtos com paredes mais espessas. Equipamentos capazes de manterem óleo recirculante a 300 °C são reportados em matrizes de fundição sob pressão, uma grande vantagem deste método é que ele permite o aquecimento e a dissipação do calor gerado no processo por meio do fluido utilizado (KIRKWOOD et al, 2010).
- c) Ângulos de saída nas matrizes: Rovira (2001), realizando tixoforjamento de um produto maciço, sem rebaixas ou reentrâncias, obteve excelentes resultados ao confeccionar a cavidade da matriz sem ângulos de saída.

Estudos realizados com tixoforjamento de tubos em aços de baixo carbono, SAE1006, mostram o produto com inclinação das paredes em sua geometria interna, esta geometria caracteriza um ângulo de saída na parte interna do produto apresentado na figura 2.8 (BECKER et al, 2018).

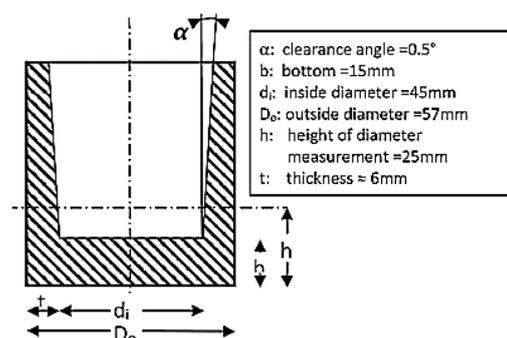


Figura 2.8 - Produto tixoforjado em aço SAE1006, cujo produto apresenta ângulos de saída (BECKER et al, 2018).

A tixoconformação por ser um processo que se utiliza de matéria-prima no estado semissólido, ou seja, utiliza-se do material parcialmente fundido, motivo pelo qual apresenta menor contração quando comparada com processos que se utilizam da matéria-prima no estado líquido. No entanto, observa-se que quando o produto a ser tixoconformado possui “machos” para obtenção de geometrias internas, por menor que seja a contração exercerá uma força de agarre no núcleo ou “macho”, fazendo com que o produto fique preso necessitando assim, de maiores forças para extração do produto podendo até causar deformações. Baseado no exposto, observa-se que a utilização de ângulos de saída respeitando as características do projeto do produto, seriam adequados e favoreceriam a extração evitando quaisquer deformações que possam vir a ocorrer em função da força exercida na etapa de extração.

- d) Escolha da prensa adequada ao tixoforjamento planejado deve ser realizada levando-se em conta as forças envolvidas, o controle dos movimentos, velocidade dos atuadores e o tipo de acionamento do cabeçote de prensagem se hidráulico ou pneumático, dimensões que comportem o ferramental e sistema de extração este conjunto de características devem ser levadas em conta na idealização de um projeto.

### 2.4.3 Parâmetros relacionados a matéria-prima

Para aplicação da tecnologia *SSM*, *Semi Solid Materials*, a liga metálica empregada deve atender a três critérios parametrizados: parâmetros termodinâmicos, parâmetros morfológicos e parâmetros reológicos, assim, detalha-se melhor estes parâmetros nas seções a seguir.

#### 2.4.3.1 Parâmetros termodinâmicos de ligas AlSiCu

Os processos de tixoconformação apenas são possíveis se as ligas a serem utilizadas permitirem a coexistência de duas fases distintas, uma fase líquida e outra sólida (fase primária) e ainda possibilitarem o controle durante a transformação sólido/líquido a uma certa faixa de temperatura (FLEMINGS, 1991). Segundo BROLLO (2017), o parâmetro termodinâmico deve ser o primeiro a ser avaliado, apenas após se mostrar adequado a tixoconformação passa-se a análise dos demais parâmetros.

Liu, Atkinson e Jones (2005), baseados na curva de transformação fração líquida versus Temperatura, propuseram três regras para avaliação termodinâmica das ligas candidatas ao tixoprocessamento, são elas: o maior Joelho (transição eutética) observado deve estar compreendido entre 0,3 e 0,5 de fração líquida, devido a taxa de fusão acima do Joelho eutético ser mais lenta do que abaixo o que possibilita um melhor controle; sensibilidade máxima de  $0,03^{\circ}\text{C}^{-1}$  a 0,5 de fração líquida; e a última regra refere-se ao intervalo máximo de solidificação que deve ser  $130^{\circ}\text{C}$  para evitar trincas de contração.

Para determinação das temperaturas envolvidas no processamento *SSM*, existem métodos de caracterização experimentais: como Calorimetria Exploratória Diferencial (*DSC-Differential Scanning Calorimetry*) e Análise Térmica Diferencial (*DTA - Differential Thermal Analysis*); e métodos teóricos baseados em modelos matemáticos como a Simulação por *Thermo-Calc®* (PRONI, 2014).

Inicialmente as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, tiveram seus parâmetros termodinâmicos levantados por (TORRES, 2013) via simulação *Thermo-Calc®* e *DSC*. Os resultados evidenciaram que ao utilizar as temperaturas obtidas por *DSC*, principalmente na

maior taxa de teste utilizada, a de 20°C/min, as amostras se fundiam, enquanto que quando utilizadas as temperaturas de trabalho obtidas via a simulação com o *software Thermo-Calc®* as amostras mostraram-se mais coerentes com as condições de trabalho.

BROLLO et al (2019), avaliaram a tixoconformabilidade das mesmas ligas que TORRES em 2017, incluindo a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu e para isto utilizaram técnicas de simulação *CALPHAD* e técnicas experimentais de *DSC* e *DTA*. No entanto, para a obtenção das temperaturas relevantes ao processamento *SSM*, ao invés de utilizar métodos tradicionais como o “método da tangente” para determinação das temperaturas *líquidus* e *solidus* e o “método da identificação visual” para a determinação da temperatura referente a região de instabilidade na curva *fl vs. T*, causada pela transformação eutética, utilizou-se um novo método, proposto por (BROLLO, 2017) denominado “Método da Diferenciação”. Com este novo método tornou-se possível suprir algumas limitações e certa imprecisão nas temperaturas obtidas em função da forte dependência do operador ao analisar as curvas geradas por *DSC* ou *DTA*. O Método da Diferenciação consiste em um método de análise de tixoconformabilidade baseado na aplicação de princípios de cálculo diferencial a curvas que caracterizam as transformações de fase durante a fusão ou solidificação de um material, tal método possibilita a identificação de forma clara e objetiva das temperaturas de interesse para tixoconformabilidade, (BROLLO, 2017).

Segundo (BROLLO, 2019) as técnicas *DTA* e *DSC* apresentaram divergências nos dados aquisitados, sendo que, para as ligas estudadas, a técnica *DSC* prevaleceu em relação a *DTA*. As vantagens dos ciclos obtidos com o *DSC* em relação ao *DTA*, são:

- Os dados obtidos com *DSC* apresentaram em média uma janela de trabalho com uma amplitude de 12°C maior e abrangeu uma fração de massa 12% maior do que os dados obtidos com *DTA*;
- O *DSC* mostrou-se mais sensível para captar variações nas condições cinéticas estudadas, como variação do fluxo de calor e composição química;
- O *DSC* também se mostrou mais eficiente para acompanhar o progresso da transformação de fase da fase terciária Al<sub>2</sub>Cu.

Um resumo dos valores obtidos acerca dos parâmetros termodinâmicos das ligas Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu para comparação entre os métodos e checagem dos critérios de tixoconformabilidade estão expressos na tabela 2.4.

Tabela 2.4- Parâmetros termodinâmicos utilizados da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Parâmetros Ligas (%W)	Método	T <sub>LIQ</sub> (°C)	T <sub>SOL</sub> (°C)	T <sub>knee</sub> /fl (°C/%)	T <sub>SSM</sub> I (°C)	T <sub>SSMF</sub> (°C)	T <sub>fl 60%</sub> (°C)	Sens. 60%fl (°C-1)
Al-6,0wt%Si- 2,5wt%Cu	DSC 25°C/min	637	502	571/ 0,40	589	604	583,2	0,01255
Al-6,0wt%Si- 2,5wt%Cu	DTA 25°C/min	686	503	582/0,26	586	622	610,2	0,01381
Al-6,0wt%Si- 2,5wt%Cu	Sheil	614	508	565/0,46	596	618	582	0,008

Fonte: Dados extraídos de BROLLO et al, 2019

### 2.4.3.2 Parâmetros morfológicos

Para obtenção de matéria-prima com parâmetros morfológicos adequados a tixoonformação pode-se empregar o processamento durante a solidificação ou após a solidificação, nos dois casos o intuito é a interferência na morfologia formada ou em formação promovendo a modificação da estrutura de dendrídica para globular. Para interferir na modificação desta morfologia durante a solidificação, tornando a matéria-prima apta para tixoonformação, pode-se usar processamentos que atuem tanto na nucleação quanto no crescimento, no entanto, independentemente do processamento escolhido para produção da matéria-prima o objetivo é minimizar ou anular o crescimento dendrítico (ZOQUI, 2001). A microestrutura que se obtém por meio de solidificação convencional é a dendrítica que se forma por processos de nucleação e crescimento de partículas sólidas que serão tão menores quanto maiores forem as taxas de resfriamento (SANTOS, 2006). Segundo SANTOS (2006), na

solidificação, a nucleação envolve a formação de partículas sólidas submersas em metal líquido, é uma transformação de fase com mudança de estado. De forma geral a nucleação ocorre de forma heterogênea, devido ao contato do metal líquido com as paredes do molde, pela presença de impurezas que acabam sendo sítios de nucleação ou com a utilização de agentes nucleantes.

Os processos para obtenção de matéria-prima para processamento semissólido que atuam na nucleação, baseiam-se na multiplicação de núcleos, fazendo com que cada núcleo sirva de substrato para nucleação de um novo grão por todo o volume da liga em solidificação. Como exemplos de processos que interferem na nucleação para produzir matéria-prima para a tixotomização, pode-se citar, refino de grãos por Ultrassom, (DOBATKIN e ESKIN, 1996), (DE PAULA e ZOQUI, 2019); New Rheocasting (NRC), (POTZINGER, KAUFMANN e UGGOWITZER, 2000); Refino de Grãos, (NAFISI e GHOMASHCHI, 2006), (EASTON et al, 2016).

O refino de grãos por inoculação de agentes químicos por meio de ligas mãe de titânio AlTiB, tem sido objeto de estudo nas últimas décadas e visa entender os mecanismos que regem o refino de grãos e otimizar o processo de inoculação destes agentes nucleantes para uso nas indústrias (QUESTED, 2004).

Segundo Proni (2014), a utilização de agentes químicos para o refino de grãos visa:

- Assegurar a formação de sítios de nucleação da fase primária;
- Associar-se quimicamente, no caso da utilização das ligas mãe de Ti ou B, como Al<sub>5</sub>TiB, com os nucleantes do Titânio ou do Boro, como por exemplo AlTi<sub>3</sub> e TiB<sub>2</sub> respectivamente;
- Diminuir a energia crítica de nucleação no caso da adição do Titânio e do Boro.

De acordo com Proni (2014), a formação e tempo de sobrevivência do TiAl<sub>3</sub> no metal fundido depende da velocidade de resfriamento, no caso de ligas hiper peritéticas. No caso da eficiência do substrato está diretamente relacionada a sua morfologia, de forma que, placas “alongadas” são ruins, em forma de “cruzes” não é muito encontrado e “placas” a mais utilizada. A utilização do Boro modifica a tensão superficial do alumínio fundido aumentando o molhamento do molde e assim possibilitando maior formação de núcleos iniciais de solidificação. O Boro junto ao Titânio reduz a solubilidade do Ti no líquido reduzindo a temperatura para nucleação do TiAl<sub>3</sub>. Uma nota importante é que o refino de grãos por agentes químicos nucleantes produzirá uma microestrutura dendrítica fina, ou seja, os grãos cristalinos serão de pequenas dimensões, no entanto, a morfologia será dendrítica. No caso da utilização

desta matéria-prima para processos de tixoconformação, ressalta-se que apenas o reaquecimento para o tratamento térmico de globularização promoverá globularização da partícula primária, tornando a matéria-prima uma pasta semissólida composta por sólidos globulares envoltos no líquido eutético.

Os processos que atuam no crescimento, basicamente atuam de forma a fragmentar a dendrita em crescimento, promovendo assim a multiplicação cristalina e de promover a mudança na morfologia da estrutura dendrítica para estrutura globular, entre estes processos pode-se citar como exemplos:

- agitação mecânica viscosímetro de Spencer (SPENCER et al., 1972) e reator com propulsor de Prasad (PRASAD, 1982);
- agitação Eletromagnética (BEIL, 2015) (VIVÉS e PERRY, 1986) e (ZOQUI, PAES e SADIQUI, 2002).

Entre os processos citados que promovem agitação no metal líquido para alterar sua morfologia, a agitação magnética possui vantagens: como produção contínua; processo de fácil controle; e lingotes produzidos com estabilidade de composição química. A principal vantagem da agitação magnética repousa no fato de não haver contato entre o metal líquido e algum tipo de mecanismo mecânico para promover agitação no metal em solidificação. No caso da agitação magnética, o campo magnético promove a agitação no metal líquido incorrendo na não contaminação do metal fundido por partículas que por ventura poderiam se soltar de um rotor em contato com metal em solidificação, como no caso da agitação mecânica, mantendo assim, a composição química original do lingote (VIVES, 1992).

Uma desvantagem deste método consiste na inomogeneidade entre a periferia e centro do lingote produzido, devido ao campo magnético não atingir de forma igualitária a microestrutura em formação, sendo de menor intensidade no centro do molde. Os campos magnéticos utilizados podem ter diferentes trajetórias, como mostra a figura 2.9a-c. Observa-se que para obtenção da matéria-prima para tixoconformação pode-se associar processos a fim de otimizar o tamanho (cerca de 100um) e a forma dos grãos (o mais esférico possível), como exemplo a utilização de agitação eletromagnética e refino de grãos (KUMAR, GHOSE E MANDAL, 2019).

A associação de agitação eletromagnética com refino de grãos via lingotamento semi contínuo será utilizado no processo de fabricação da matéria-prima para o tixoforjamento neste trabalho. A agitação magnética como já dito atua no crescimento da dendrítica existente no líquido

em solidificação de forma que possibilite que os mecanismos de engrossamento de *Ostwald ripening* e coalescência possam atuar de forma mais eficiente para modificação da microestrutura.

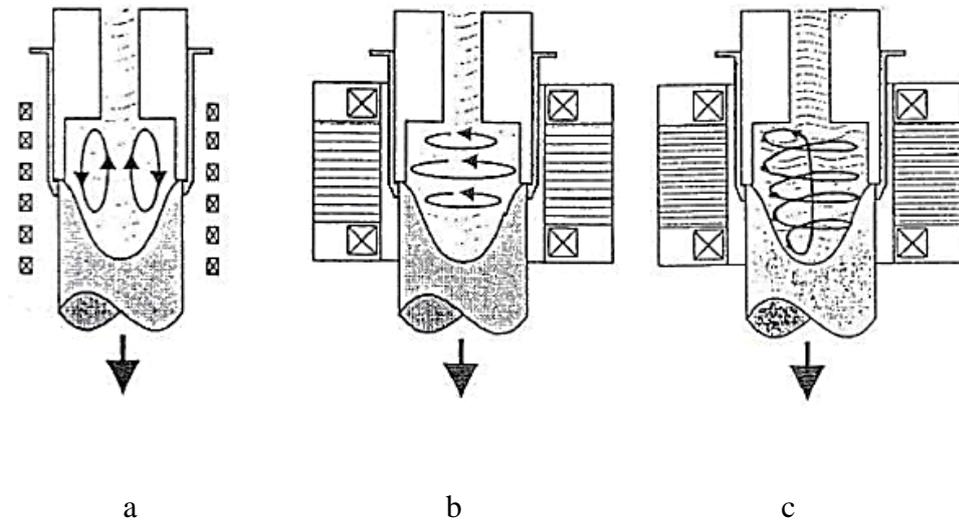


Figura 2.9 – Diferentes trajetórias de campo magnético utilizadas em EMS  
(NIEDERMAIER AND LANGGARTNER, 1998)

Tais mecanismos atuam de forma a evitar que a dendrítica cresça ou mesmo que ela se forme por meio de uma agitação vigorosa pela ação do campo magnético no metal fundido, promovendo assim uma multiplicação cristalina oriunda de fragmentos dendríticos gerados pela agitação.

A figura 2.10a, mostra que cada fragmento dá origem a um novo grão (a), com morfologia inicialmente dendrítica (b), que cresce sob intensa agitação e abrasão entre os outros grãos e com a atuação conjunta de mecanismos de redução de energia superficial *ripening*, dá-se início à globularização (c), com a evolução da microestrutura observa-se a globularização quase completa em (d), e a taxa de resfriamento suficientemente lenta, figura 2.10f as partículas primárias tornam-se esferoidais ou em alguns casos elípticas 2.10d e em algumas das vezes com uma pequena quantidade de líquido retido indicado em 2.10e (FLEMINGS, 1991).

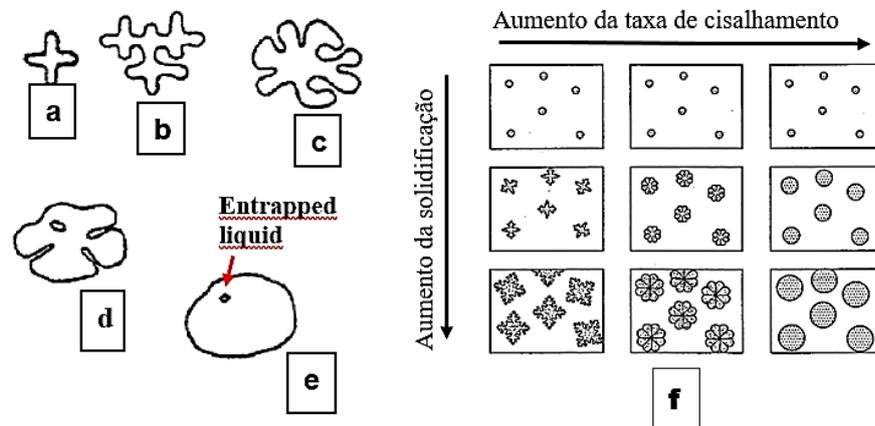


Figura 2.10 – Apresenta a sequência em “a”, “b”, “c”, “d”, “e” e “f” indicando a evolução da microestrutura de roseta à globular, adaptado de (FLEMINGS, 1991) e “f” evolução da microestrutura relacionando solidificação e taxa de cisalhamento adaptado de (FAN, 2002).

Segundo Flemings (2005), os fenômenos de engrossamento promovem a globularização das partículas primárias representadas pela dendritas equiaxiais em crescimento durante a solidificação, originadas a partir dos fragmentos dendríticos como acima mencionados. O fenômeno de globularização da fase  $\alpha$ , fase sólida envolta no eutético líquido, ocorre tendenciosamente a reduzir a energia total do sistema, por meio da redução da energia interfacial entre as fases sólida e líquida, devido à geometria esférica/globular apresentar a menor relação superfície/volume (GLEITER, 1996). Estes fenômenos de engrossamento envolvem transferência de massa de regiões de menor curvatura para regiões de maior curvatura e se manifestam com o crescimento das partículas maiores por meio da simultânea dissolução das partículas menores. Existem dois fenômenos retratados pela literatura que promovem a evolução da morfologia da microestrutura de dendrítica para globular, denominados de *Ostwald ripening* e “coalescência” ou *Coarsening*. (KATTAMIS, 1967) (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994). Os três modelos propostos para *Ostwald ripening*, são mostrados na figura 2.11A, sendo que “a e b” apresenta o modelo de *Ostwald ripening* proposto por Flemings e Kattamis (KATTAMIS, 1967) e “c” o modelo proposto por Kahlweit (KAHLWEIT, 1968), os quais envolvem os fenômenos de: dissolução de ramos menores; difusão de soluto no meio líquido entre os ramos dendríticos sendo acrescentado aos ramos grosseiros, ocasionando a redução de ramos e o aumento entre os restantes. A figura 2.11B mostra os dois modelos propostos para a Coalescência, a) KIRKWOOD e Young (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994)

e b) Genda (GENDA, 1987), tais modelos envolvem a aglomeração de ramos secundários devido a deposição de soluto em regiões concavas ou apenas a aproximação física de superfícies e seu contato, sendo que o modelo apresentado por GENDA elucida a formação do *entrapped liquid*, podendo o *entrapped liquid* variar a quantidade e sua morfologia, no entanto, sua presença é inerente ao processo (ZOQUI, 1995).

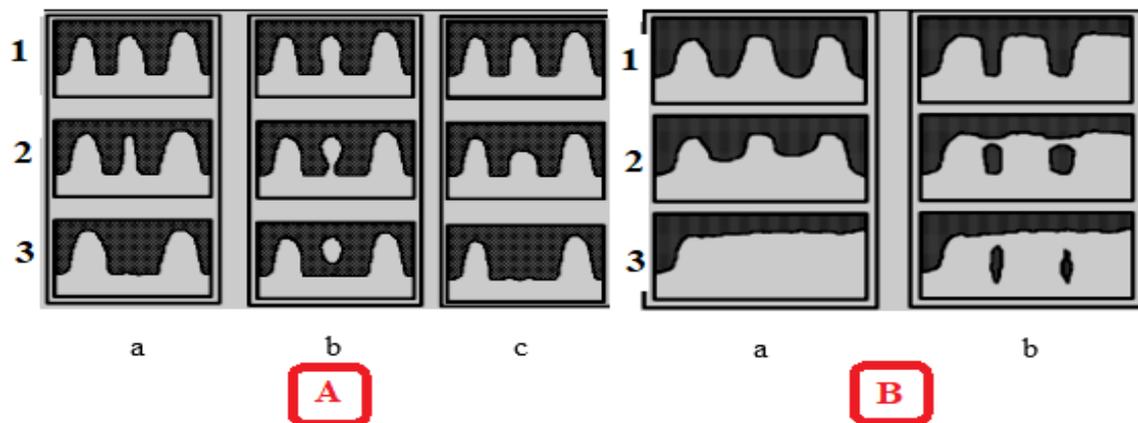


Figura 2.11 – Figura 2.11 A, a e b apresenta o modelo de Ostwald RIPENING proposto por Flemings e Kattamis (KATTAMIS, 1967) e 2.11c o modelo proposto por Kahlweit (KAHLWEIT, 1968). A figura 2.11B mostra os modelos propostos para o fenômeno de COALESCÊNCIA, a) Kirkwood e Young (YOUNG, 1992; KIRKWOOD, 1994) e b) Genda (GENDA, 1987).

As figuras 2.12 e 2.13 apresentam imagens 3D dos fenômenos de *RIPENING* e coalescência respectivamente, nas quais observa-se na figura 2.12 a evolução do *engrossamento* pelo mecanismo de *ripening* entre as partículas 1 e 3 e entre 2 e 4, onde nota-se a incorporação das partículas menores 1 e 4 nas partículas maiores 3 e 2. Já a figura 2.13 mostra o preenchimento dos espaços vazios entre as partículas ou entre os braços dendríticos “coalescência” apresentando a formação de *entrapped liquid*, observando que tal mecanismo ocorre entre partículas ou braços dendríticos de tamanho similares.

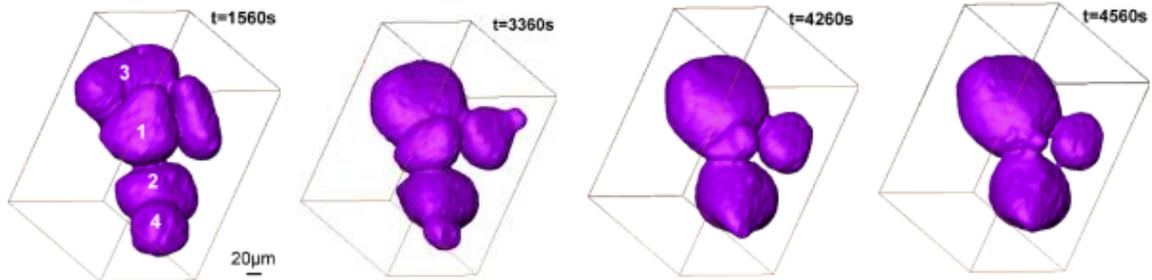


Figura 2.12 – Partículas 3D apresentando a evolução do mecanismo de *ripennig* em função do tempo. Adaptado de (LIMODIN et al, 2007).

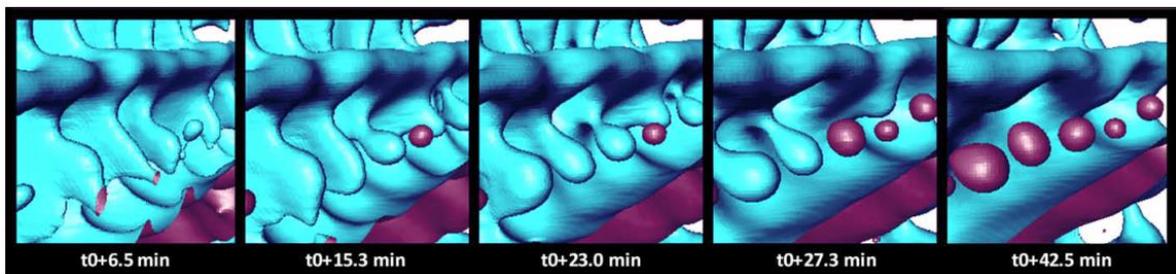


Figura 2.13 – Sequência de imagens 3D mostrando mecanismo de coalescência atuando nos braços dendríticos e formação de *entrapped liquid*. (TERZI, 2010).

Os parâmetros morfológicos da matéria-prima utilizada para tixoconformação estão baseados na caracterização do tamanho e do formato da partícula primária que, nos casos de processos que envolvam a fusão parcial controlada pode ser atingido apenas após o seu reaquecimento e permanência na temperatura para que atinja a fração sólido/líquido desejada.

A microestrutura que se forma após o reaquecimento da matéria-prima, resultando na pasta semissólida, apresenta complexa estrutura tridimensional interconectada que cuja caracterização deve ser feita por técnicas adequadas que expressem a correta análise e que corresponda a características reológicas que consequentemente acarretem uma viscosidade coerente à caracterização realizada.

Para apresentar a tridimensionalidade da estrutura semissólida, técnicas foram desenvolvidas como nos estudos realizados por (NIROUMAND, 2000), cuja técnica consistiu na utilização de até nove sucessivas imagens 2D, com espaçamento entre 80 e 90µm entre elas, obtidas por microscopia ótica e posteriormente as renderizou com a utilização de um software CAD. A imagem obtida por esta técnica está apresentada na figura 2.14a e b. Ludwig et al

(2004) utilizaram raios-X para mostrar o esqueleto dendrítico que compõem as pastas semissólidas, A figura 2.14c apresenta a imagem obtida.

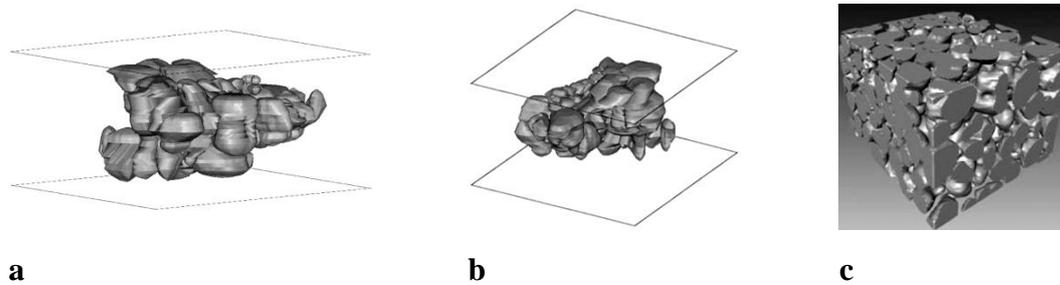


Figura 2.14- a) e b) – Imagens de ângulos diferentes 3D obtidas após renderização mostrando a tridimensionalidade da estrutura sob ângulos diferentes, Niroumand (2000) e figura 2.11-c) Estrutura tridimensional da fase sólida de uma liga Al-Cu semissólida obtida por raios-x, (LUDWIG, 2004).

Dentre as técnicas utilizadas para análise da tridimensionalidade da estrutura semissólida a utilizada por (LOUÉ e SUERY, 1995), demonstra simplicidade em sua aplicação. A técnica consiste na caracterização por meio de imagens 2D obtidas por meio da microscopia ótica com a utilização de filtros para polarização da luz, desde que as amostras tenham sido previamente preparadas e submetidas a um ataque eletrolítico adequado para que ocorra a anodização. As imagens obtidas por esta técnica, em um material policristalino, apresentam cada grão de uma cor diferente e devido cada grão apresentar uma orientação cristalográfica distinta, assim, evita-se equívocos de interpretação devido à consideração que grãos vizinhos com a mesma cor e/ou tonalidade são grãos distintos, quando não são, mas sim partes de um mesmo grão, evidenciando a interconexão das partículas. Observa-se que na figura 2.15a que quando se trata de uma micrografia B&P cada partícula da fase primária na cor cinza denomina-se “glóbulo”, como por exemplo, regiões contornadas em vermelho na figura 2.15c. Na figura 2.15b, micrografia colorida, a região contornada em branco denomina-se grão. Confrontando as micrografias da figura 2.15b e 2.15c, observa-se que analisando apenas a micrografia B&P pode-se contabilizar a presença seis glóbulos enquanto na micrografia colorida, figura 2.12b, aponta-se apenas um grão existente pois são partículas vizinhas e possuem a mesma cor e

tonalidade.

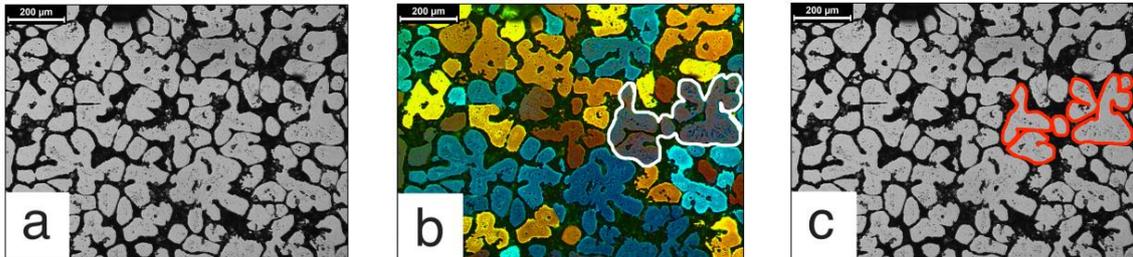


Figura 2.15- Micrografias retiradas de uma liga de al Si Cu. a) Imagem B&P sem utilização de filtros de polarização da luz, b) Imagem colorida com utilização de filtros de polarização com região contornada e c) Imagem B&P sem utilização de fitros de polarização da luz com região contornada. Adaptado de (BROLLO, 2017).

Dada a necessidade de caracterização das partículas primárias e suas interconexões, para que se avalie morfologicamente o potencial de uma liga para processos de tixoconformação, (PAES, HERZIG e ZOQUI, 2000) apresentou uma ferramenta que relaciona tamanho de glóbulo primário e tamanho de grão com fator de forma (circularidade), esta ferramenta possibilita analisar a eficiência do processo de obtenção da matéria-prima.

A equação 15 mostra o fator de forma (*roundness surface ou surface fator*) e a equação 16 mostra o conceito do RQI, *RHEOCAST QUALITY INDEX*.

$$SF = \frac{P^2_{\alpha}}{4\pi A_{\alpha}} \quad \text{equação 15}$$

Onde SF é *surface fator* (fator de forma), P é perímetro da partícula primária e A é a área da partícula primária.

$$RQI = \frac{GLS}{GS*SF} \quad \text{equação 16}$$

Onde RQI é *RHEOCAST QUALITY INDEX*, GLS representa o tamanho de glóbulo, GS Tamanho de grão e SF (surface fator) o fator de forma (PAES, HERZIG e ZOQUI, 2000) e (ZOQUI, PAES e ES-SADIQUI, 2002).

### 2.4.3.3 Parâmetros reológicos

O parâmetro que mede o comportamento reológico de pastas semissólidas é mensurado na prática por meio da medição de sua viscosidade aparente. A importância do estudo da viscosidade e a posse dos valores obtidos repousa na possibilidade de escolha do equipamento, quanto à sua capacidade de carga e rege a capacidade de preenchimento de matrizes por uma determinada pasta semissólida conforme o tixoprocessamento escolhido.

Os valores da viscosidade aparente, na fusão parcial controlada de pasta semissólidas, são dependentes da morfologia da partícula primária sólida, da taxa de cisalhamento e da fração sólida (KIRKWOOD et al, 2010).

A mensuração da viscosidade aparente é obtida basicamente por duas diferentes concepções de equipamentos: i) viscosímetros rotacionais concêntricos, dando destaque ao viscosímetro de Couette, sendo este o primeiro equipamento utilizado no início das pesquisas de caracterização do comportamento reológico de materiais semissólidos. Este ensaio foi conduzido com a liga fundida e durante “solidificação parcial”, cisalhou-se a liga no espaço anelar, entre os dois cilindros, sendo o interno fixo e o externo rotativo e então mediu-se o torque, assim, de posse das medidas do torque e da velocidade angular obtém-se a taxa e a tensão de cisalhamento; ii) ensaios de compressão em placas paralelas de materiais semissólidos são realizados durante a “fusão parcial controlada” do corpo de prova a ser ensaiado. Nestes ensaios obtém-se a força x deslocamento que podem ser transformados em Tensão( $\sigma$ ) x deformação de engenharia ( $e$ ), (KIRKWOOD et al, 2010).

Inicialmente os ensaios de compressão entre placas paralelas foram realizados por Laxmanan e Flemings (1980) que realizaram ensaios com uma liga de Sn-15wt%Pb descrevendo o comportamento reológico da liga no estado semissólido.

Kang et al (1999), estudaram o efeito da taxa de deformação e seu comportamento em ensaios de compressão da liga ALTHIX (356). A figura 2.16 apresenta a evolução da microestrutura associada a diferentes posições de deslocamento apontadas na figura 2.17 curva

tensão vs. deformação. Observa-se na figura 2.17, na posição A, após o deslocamento de 1mm começa um acréscimo de tensão até atingir o ponto B, pico de tensão, posicionado a 2mm de deslocamento. Até esta posição ocorre deformação dos grãos sólidos e ao observar a figura 2.16, as micrografias referentes as posições A e B não exibem evidências de fluxo de eutético fluído, existindo o aglomerado de partículas sólidas, ou seja, o esqueleto tridimensional da fase  $\alpha$  primária sob a tensão referente ao ponto B e a partir desta resistência inicial ocorre um dismantelamento do aglomerado de partículas sólidas e o líquido flui entre os grãos, servindo como lubrificante, como observado figura 2.16 posições C e D e regiões a, b e c da amostra, e o escoamento do material ocorre a uma maior taxa de cisalhamento reduzindo significativamente a viscosidade seguido de um decréscimo na tensão observado pelos pontos C e D a um deslocamento de 5 e 8mm respectivamente, tal comportamento exprime a característica tixotrópica das pastas semissólidas. A partir da região D em diante ocorre a expulsão da fase líquida como evidenciado na figura 2.16 na micrografia obtida da posição c da amostra do ponto E, e o contato e a deformação passa a ser sólido com sólido e a tensão volta a aumentar como mostrado no ponto E. A figura 2.17 ponto E e posições “a” e “b” mostram contato sólido com sólido e a posição “c” apresenta a fase líquida segregada.

Torres (2013) realizou ensaios de compressão nas ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-5,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu. Observa-se que a fração sólida é a variável de maior influência sob a viscosidade aparente seguida pelo teor de silício e também se nota uma leve tendência de queda da viscosidade com o aumento do tempo de globularização, como pode-se observar na figura 2.18.

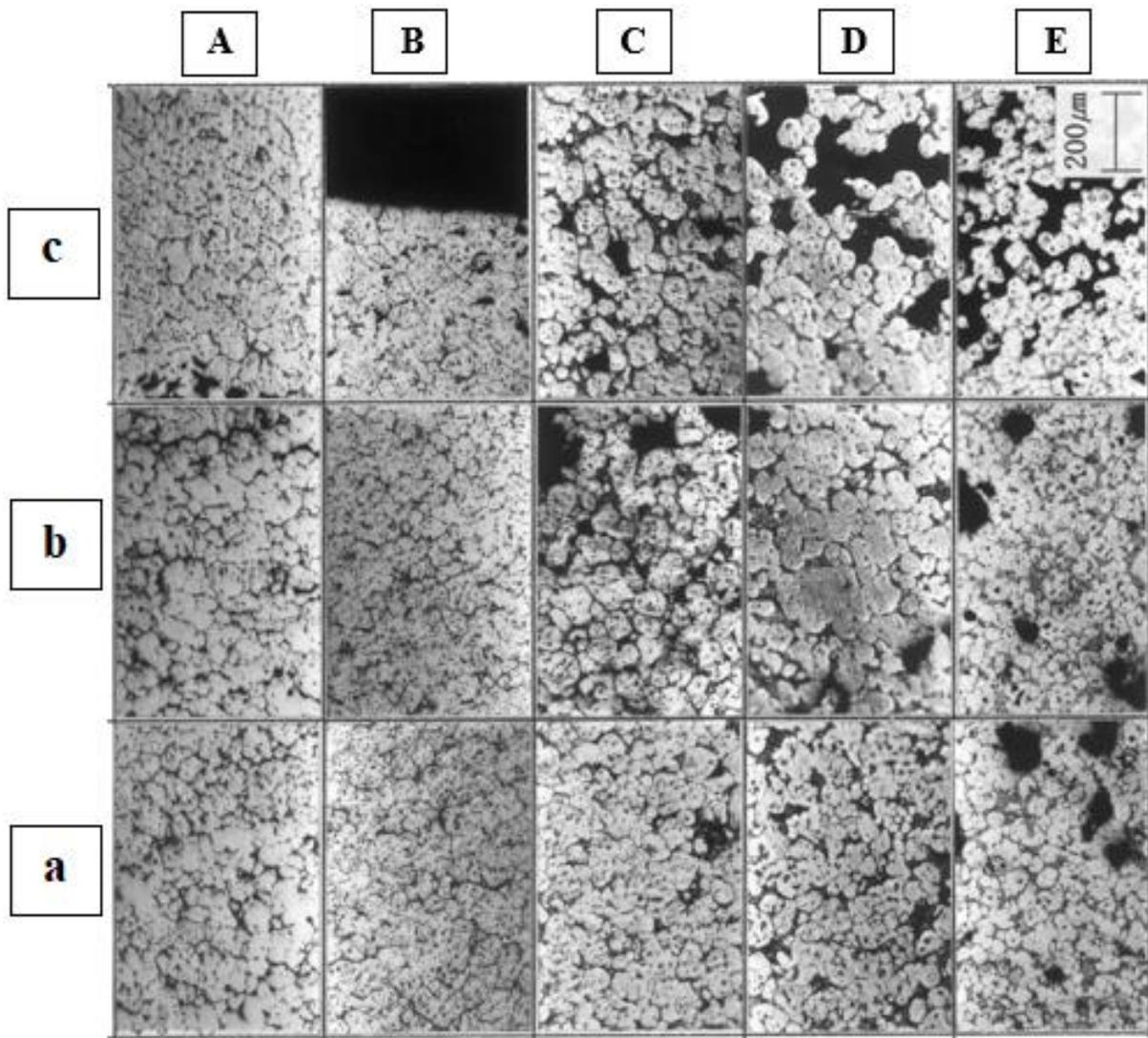


Figura 2.16 – Micrografias das regiões a, b e c referindo-se respectivamente a região central, intermediária e periférica da amostra para diferentes posições durante a compressão.

Adaptado de (Kang, 1999).

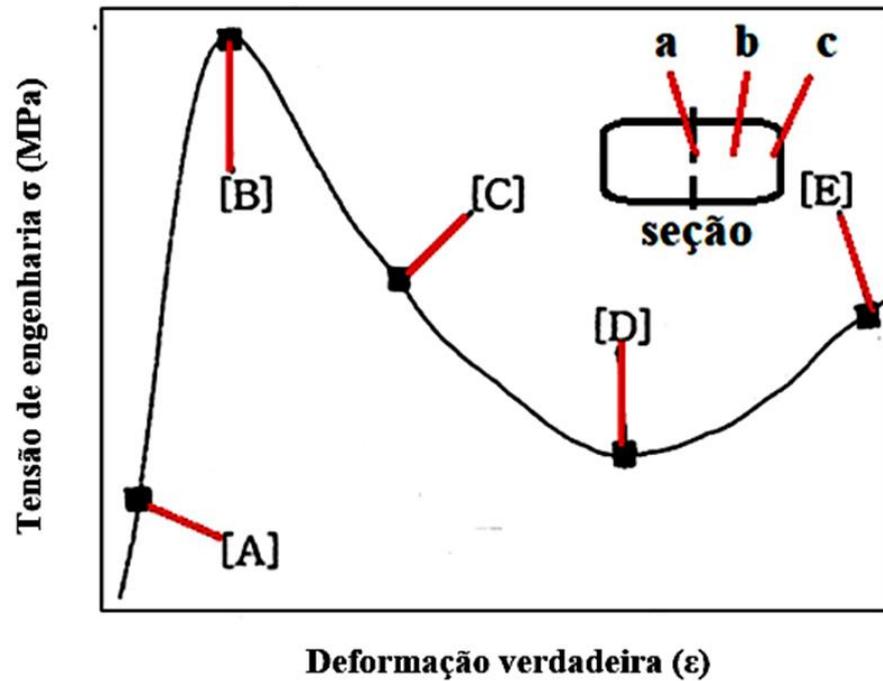


Figura 2.17 - Curva tensão vs. Deformação evidenciando o comportamento tixotrópico da pasta semissólida. Adaptado de (Kang, 1999).

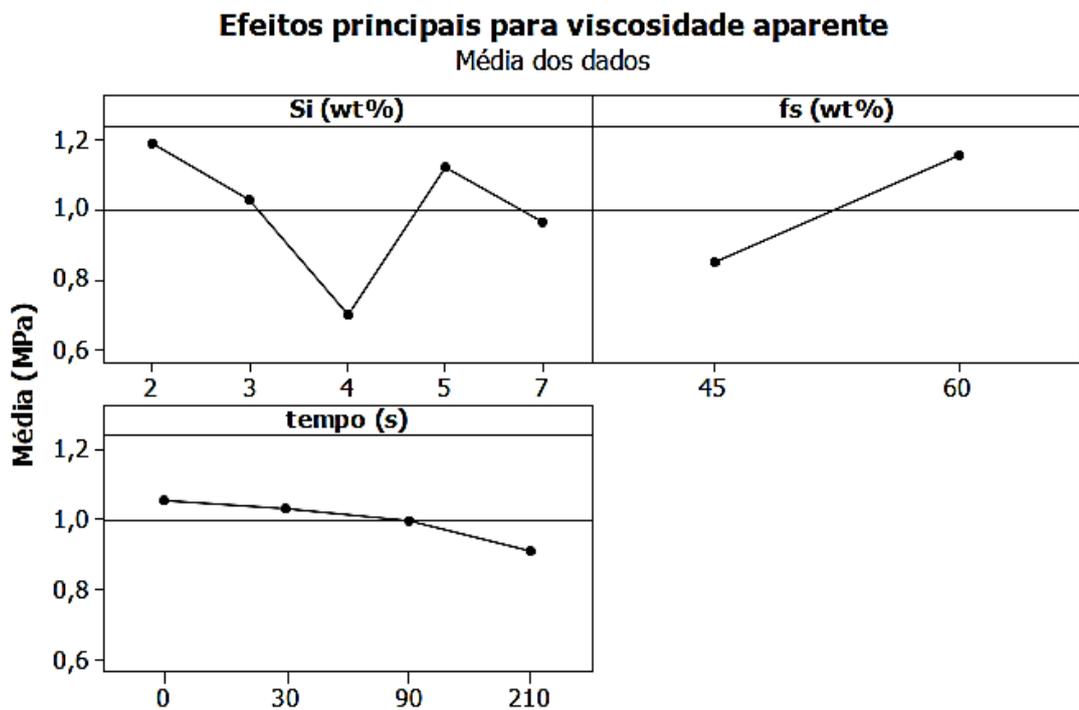


Figura 2.18 – Gráficos dos efeitos das principais variáveis que influenciam a viscosidade aparente média. Fonte: (TORRES, 2013).

## 2.5 Ligas de alumínio utilizadas em tixoprocessamento

O sistema amplamente reconhecido para classificação das ligas de alumínio é sistema designado pela ASTM e a ALUMINIUM ASSOCIATION, que no geral as classifica em dois grupos, as ligas trabalháveis e as ligas de fundição, sendo que ambos os grupos seguem critérios para classificação e nomenclatura. As ligas de fundição têm suas composições químicas classificadas por meio de um sistema com três dígitos seguido por um valor decimal. O primeiro dígito se refere ao elemento de liga majoritário. Quanto ao segundo e ao terceiro dígito refere-se a uma liga específica, representando sua família. O decimal .0 é apresentado significa os limites de composição da liga de fundição. Os decimais .1 e .2 referem-se a composições de lingotes, que após fusão e processamento de resultar em composições químicas conformes requisitos de especificação de fundição. Por vezes esta designação pode vir precedida por letras como por exemplo a liga A356, o que significa que em uma primeira versão era a liga 356, segunda versão A356 e terceira B356, esta evolução nas versões se refere a uma redução de impurezas, mais especificamente o Ferro (ROOY, 1990). As famílias de liga de fundição e suas composições estão expressas na tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Especificações para ligas de alumínio utilizadas em fundição.

<b>Liga</b>	<b>Definições</b>
<b>1XX.X</b>	Composições puras não ligadas, especialmente para fabricação de rotor
<b>2XX.X</b>	Ligas nas quais o cobre é o principal elemento de liga, mas outros elementos de liga podem ser especificados.
<b>3XX.X</b>	Ligas nas quais o silício é o principal elemento de liga, mas outros elementos de liga como o cobre e o magnésio são especificados.
<b>4XX.X</b>	Ligas nas quais o silício é o principal elemento de liga.
<b>5XX.X</b>	Ligas nas quais o magnésio é o principal elemento de liga
<b>6XX.X</b>	Não usado
<b>7XX.X</b>	Ligas nas quais o zinco é o principal elemento de liga, mas outros elementos como o cobre e o magnésio podem ser especificados.
<b>8XX.X</b>	Ligas nas quais o estanho é o principal elemento de liga.
<b>9XX.X</b>	Não usado

Fonte: (KAUFMAN E ROOY, 2004)

Dentro destas famílias de liga de fundição as mais usadas em processos de tixofundição e reofundição são as ligas da família A3XX.X, a qual segundo a tabela 2.5, se refere as ligas de alumínio silício com cobre e/ou magnésio englobando as ligas Al Si Cu, Al Si Mg e Al Si Cu Mg (ZOQUI, 2014).

## **2.6 Propriedades mecânicas em ligas de AlSiCu.**

Segundo Samuel (1996), ligas de fundição da família Al-Si são largamente empregadas na produção de componentes automotivos e necessitam de controle sob a composição química e o processamento, como por exemplo tratamentos térmicos, para obtenção de uma microestrutura otimizada e por consequência a obtenção de excelentes propriedades mecânicas. O comportamento da microestrutura quando solicitada mecanicamente é representada por várias características como o refino de grãos, espaçamento dendrítico, morfologia, estrutura das fases constituintes e as descontinuidades (porosidades), sendo a interação destes componentes que resulta nas propriedades mecânicas finais. Pode-se citar como exemplo de ligas que contém o cobre como seu principal elemento de liga, a liga 319, que além do cobre possui outras impurezas que irão ditar as propriedades finais da liga e neste caso as propriedades serão definidas pelo grau de saturação do cobre e/ou magnésio na matriz de alumínio, a composição das fases como o ferro intermetálico, porosidades e por fim, a distribuição e morfologia das partículas de silício eutético na matriz.

As ligas de AlSiCu além de serem largamente utilizadas em processos de fundição convencionais, pois possuem moldabilidade, fluidez e boa estanqueidade (HATCH, 1984), observa-se também que estas ligas, como as 356, 357, 319, 319s, 355, 380, e 390, acumulam características favoráveis ao processamento semissólido (ZOQUI, 2014).

As propriedades mecânicas de produtos tixoprocessados são fortemente influenciadas por fatores já mencionados como processamento, composição química e descontinuidades (porosidades ou vazios de contração) em sua estrutura e tais fatores têm sido amplamente estudados nas ligas de AlSiCu por (TORRES, 2013), (FACCHINI, 2020), (SAMAT, et al 2021). A tabela 2.6, mostra as propriedades mecânicas de ligas do sistema Al-Si utilizadas em tixoprocessamento, comparando-as quando obtidas por diferentes rotas.

Tabela 2.6 – Valores de propriedades mecânicas de ligas utilizadas em tixoprocessamento obtidos por diferentes processos.

Liga / Processo	TT* <sup>1</sup>	LRT (MPa)	LE(0,2%) (MPa)	ε%	Dureza (HRB) 500kgf/ 10mm	Resistência à Fadiga para 10 <sup>7</sup> Ciclos (MPa)	Referências
319s <i>Thixocast</i>	T6	400	317	5	119	164	NADCA, 2018
319 <i>Rheocast</i>	F	234	131	4	-	-	NADCA, 2018
319 <i>Rheocast</i>	T6	255	152	6	-	-	NADCA, 2018
A356.0 <i>Thixocast</i>	T5	248	179	10	89	93	NADCA, 2018
A356.0 <i>Thixocast</i>	T6	303	228	12	-	-	NADCA, 2018
A356.0 ( <i>tixoforjada-30s</i> )	F	202	117	-	-	72,5	MENDES, 2018
A356.0 <i>Rheocast</i>	F	241	110	13	-	-	NADCA, 2018
A356.0 <i>Rheocast</i>	T5	269	179	7	-	-	NADCA, 2018
A356.0 <i>Rheocast</i>	T6	310	234	13	-	-	NADCA, 2018
Al3Si2,5Cu ( <i>tixoforjada-30s</i> )	F	171,4	113,9	3,4	-	64,5	FACCHINI, 2020
Al3Si2,5Cu ( <i>tixoforjada-30s</i> )	T6	294,2	256,6	2,8	-	74,2	FACCHINI, 2020

### 2.6.1 Efeito da composição química nas propriedades mecânicas das ligas AlSiCu

Os elementos de liga adicionados ao alumínio promovem endurecimento por dois diferentes mecanismos: solução sólida e partículas finamente dispersas. No caso da solução sólida, o endurecimento está diretamente relacionado a diferença de tamanhos entre os átomos do metal base (solvente) e o elemento de liga adicionado (soluto), quanto maior esta diferença, para maior ou menor, maior será a distorção elástica na rede cristalina, maior será a dificuldade à movimentação de discordâncias e por consequência maior endurecimento. A solubilidade do átomo soluto na rede cristalina do solvente limita-se ao limite de solubilidade particular de cada material, sendo que, ao se ultrapassar este limite na adição de átomos, ocorre a precipitação de partículas de segunda fase, tratamento térmico que será estudado na seção a seguir, e a interface entre a fase original e a fase precipitada atua como restrição ao movimento de discordâncias proporcionando o aumento no endurecimento (ASKELAND E WRIGHT, 2015).

No entanto, alguns elementos também tendem a causar efeitos deletérios nas propriedades das ligas de AlSiCu, como por exemplo o Fe, bem como a morfologia dos precipitados que influenciam diretamente no comportamento da liga quando solicitada mecanicamente.

Dentre os elementos que compõe as ligas da família 3XX.X e especificamente as ligas de AlSiCu têm-se:

- Silício: as ligas comerciais de Al-Si mais utilizadas em tixoprocessamento são de composição hipoeutética, com exceção da liga 390 (ZOQUI, 2014). O silício aumenta a fluidez do alumínio favorecendo o preenchimento de matrizes que possuem em sua geometria partes de pequena espessura além de reduzir trincas de contração. A sua densidade é de  $2,3 \text{ g/cm}^3$  e sua solubilidade na rede cristalina do alumínio é de 1,6% a  $577^\circ\text{C}$ . O silício compõe o eutético durante a solidificação que tem morfologia no formato de placas finas (aciculares), o que contribui para um decréscimo de ductilidade, esta morfologia pode ser modificada, realizando tratamento térmico de solubilização, que como já dito, consiste em esferoidizar as placas de silício para melhoria da ductilidade (CAI et al, 2021);

- Cobre: melhora substancialmente a resistência mecânica e a dureza das ligas, tanto na condição de apenas fundido e/ou tratado termicamente, no entanto, reduz a resistência a corrosão da liga. A solubilidade do cobre na rede cristalina do alumínio é de 5,65% à 548°C. As composições de 4 à 5,5% respondem melhor ao tratamento térmico (KAUFMAN e ROOY, 2004). Em ligas de Al-Si hipoeutéticas o cobre está relacionado à formação de um eutético ternário de Al-Si-Al<sub>2</sub>Cu, bem como a formação do Al<sub>2</sub>Cu. Nestas ligas, a presença de teores de magnésio em cerca de 0,45% resulta em placas grosseiras de Al<sub>5</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>2</sub>Cu<sub>2</sub> (SAMUEL, 1998);
- Magnésio: quando adicionado às ligas Al-Si promove aumento de resistência e dureza, após a realização de tratamento térmico precipitando a fase endurecedora Mg<sub>2</sub>Si, esta fase endurecedora tem efeito contrário na ductilidade da liga (KAUFMAN e ROOY, 2004);
- Titânio: é geralmente utilizado para o refino de grãos em ligas de alumínio e forma a fase TiAl<sub>3</sub>, geralmente com pequenas quantidades de boro. O excesso estequiométrico de TiB<sub>2</sub> é necessário para um eficaz refino (KAUFMAN e ROOY, 2004);
- Manganês: é considerado uma impureza em ligas de fundição devendo ser mantido em baixos níveis, ferro e manganês podem ser considerados isomorfos refletindo em condições estequiométricas que favoreçam a formação da fase prejudicial AlFeMn;
- Ferro: Deve ser mantido em baixas concentrações porque sua presença representa uma queda muito grande de ductilidade devido a formação de fases intermetálicas (KAUFMAN E ROOY, 2004). A solubilidade do ferro no alumínio é de 0,05% motivo pelo qual sua presença em valores acima gera à formação de intermetálicos. Em ligas de AlSiCu pode-se observar a apresentação de duas fases ternárias, Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>8</sub> conhecida como α-FeAlSi e FeSiAl<sub>5</sub> conhecida como fase β-AlFeSi (HATCH, 1984), sendo a fase β-AlFeSi responsável pela fragilização da liga devido sua morfologia ser acicular resultando em um concentrador de tensões, estando o comprimento e a espessura desta fase

diretamente relacionadas na extensão da degradação das propriedades (SAMUEL, 1996).

## 2.7 Tratamento térmico T6 em ligas de AlSiCu

O tratamento térmico T6 é constituído de duas etapas a primeira de solubilização e a segunda de envelhecimento artificial. A solubilização em Ligas de AlSiCu visa a: dissolver partículas formadas durante a solidificação contendo Cu e/ou Mg e homogeneizar os elementos de liga e esferoidizar as partículas de silício no eutético (SJÖLANDER E SEIFEDDINE, 2010).

Na prática, a solubilização consiste em aquecer a liga até uma temperatura que seja conveniente e mantê-la por um tempo adequado para que os fenômenos difusionais ocorram e então resfria-se rapidamente a liga em temperatura suficientemente baixa para que a difusão seja desprezível, assim obtêm-se a temperatura ambiente uma fase primária supersaturada de segunda fase (SANTOS, 2006).

Segundo (SANTOS, 2006), após a liga ser solubilizada segue-se a precipitação, sendo um tratamento térmico fortemente dependente do tempo motivo pelo qual recebe a denominação de envelhecimento. O envelhecimento consiste em promover, a partir de uma fase primária supersaturada, a formação de segunda fase na forma de partículas finamente dispersas no interior do grão e não mais concentrada em seus contornos. A escolha das temperaturas de trabalho para a realização do tratamento térmico T6 deve seguir alguns critérios, para realizar a solubilização, como por exemplo para uma liga de Al-Cu de composição C mostrado na figura 2.19, a temperatura de trabalho deve estar acima da temperatura solvus ( $T_s$ ), na área do diagrama de fases onde exista apenas a fase primária, no caso fase  $\alpha$ . No entanto, deve-se atentar para os sistemas que apresentem transformação eutética.

A solidificação de produtos obtidos por fundição ocorre fora do equilíbrio termodinâmico, ocorrendo rejeição de soluto que provoca um super resfriamento constitucional que leva a formação de dendritas, entre ramos dendríticos, mesmo em ligas com composição abaixo da composição eutética, o teor de soluto pode atingir a composição eutética que se fundirá a temperatura eutética ( $T_e=548^\circ\text{C}$ ), assim a temperatura de solubilização deve ser acima da temperatura solvus ( $T_s$ ) e por segurança, abaixo da temperatura eutética ( $T_e$ ) como o mostrado na figura 2.19.

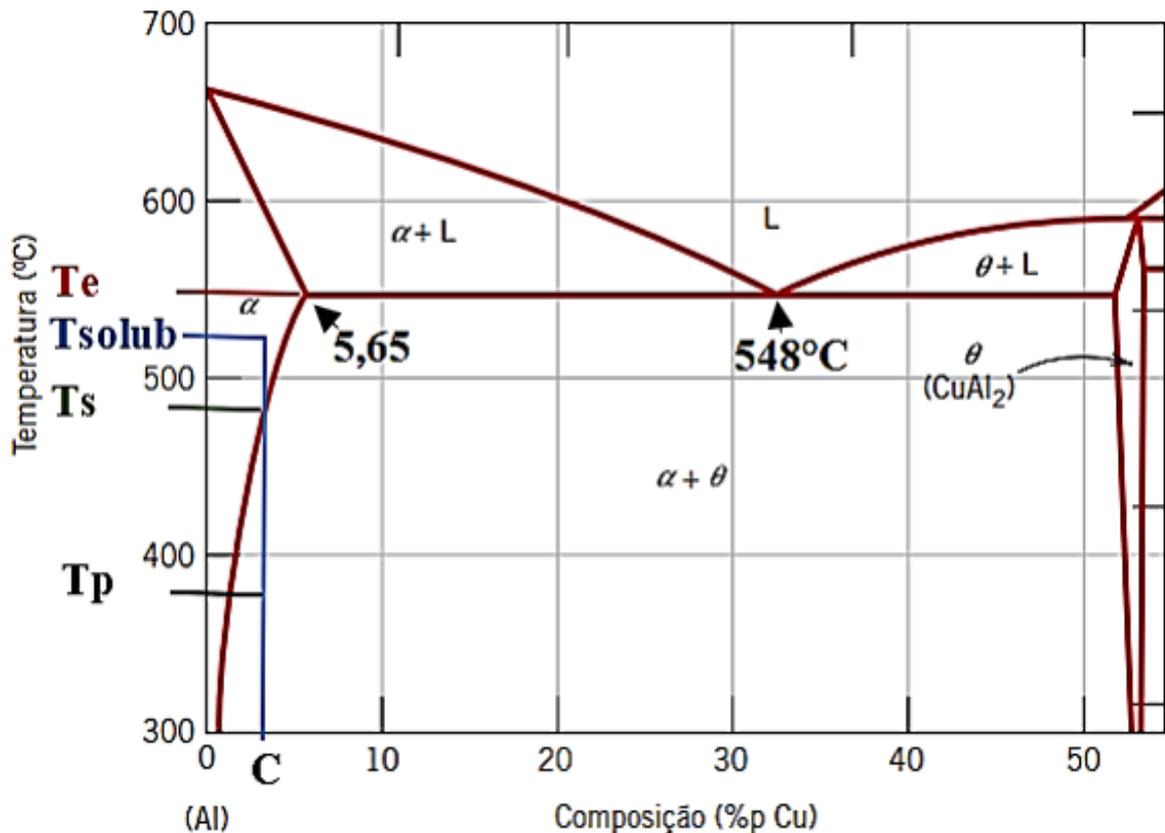


Figura 2.19 – Diagrama de fases do sistema AlCu. Adaptado de Callister, 2016 apud MURRAY, 1985)

A temperatura escolhida para a precipitação ( $T_p$ ), deve fornecer energia ao sistema para que a velocidade de nucleação seja maior que a velocidade de crescimento, mas baixa o suficiente para impedir a difusão de longo alcance para os contornos de grãos novamente, esta temperatura geralmente é maior que a temperatura ambiente e bem menor que a temperatura *Solvus* ( $T_s$ ), embora existam ligas que a precipitação ocorra a temperatura ambiente (SANTOS, 2006).

Em ligas de AlSiCu, utilizadas em tixoprocessamento, a solubilização é realizada em temperaturas entre 480°C e 540°C e o envelhecimento entre 150°C e 240°C (ZOQUI, 2014).

## 2.8 Descontinuidades (porosidades)

A porosidade em fundição pode ser descrita como descontinuidades ou vazios no material que afetam negativamente suas propriedades mecânicas.

Segundo Monroe (2006), tais descontinuidades são caracterizadas pelo aprisionamento de ar durante a solidificação. A origem de porosidades pode ser atribuída ao aprisionamento de ar durante a alimentação do molde, trincas de contração que ocorrem durante os momentos finais de solidificação, ausência ou deficiência de saída de gases, reações entre o metal líquido e a parede do molde, gases dissolvidos no metal fundido ou na escória.

Samuel et al (2016), em seu trabalho realizado com a liga 319.2, agrupa as origens de porosidades citadas, em dois grupos: as porosidades de contração que ocorrem com a diminuição de volume decorrente da solidificação e a evolução de gases dissolvidos devido a diminuição da solubilidade no metal sólido quando comparado ao líquido. No estudo conduzido por Samuel é realizado um levantamento estatístico acerca da influência de algumas variáveis na formação de porosidades e os dados mostraram que o hidrogênio exerce maior influência na porcentagem de poros formados. A teoria da formação de *bifilm* é bastante sustentada para elucidar a formação de poros. *Bifilm* é a formação bolhas oriundas de um fluxo turbulento durante a alimentação do molde onde ocorre o dobramento e fechamento de uma superfície oxidada pelo contato do metal líquido com o ambiente, que antes era linearmente representada e após a formação do *bifilm* torna-se uma pequena cavidade, impregnada de óxidos. Após sua formação o *bifilm* possui em seu interior paredes não “coladas” revestidas de material cerâmico (CAMPBELL, 2019).

A influência de poros nas propriedades mecânicas tem sido estudada, (SAMUEL, 2021), relacionou limite de resistência a tração, limite de escoamento e fadiga da liga A356 na condição T6, os resultados apontaram que 1% de porosidade o limite de resistência à tração (*LRT*) diminuiu em 75 MPa e o limite de escoamento (*Le*) em 25 MPa. Em relação a fadiga os estudos apontaram que enquanto a área de porosidade aumenta uma ordem de grandeza os ciclos diminuiram duas ordens de grandeza.

Facchini (2020), em um estudo preliminar, avaliou a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, na condição de apenas tixoforjada e tixoforjada submetida a realização de tratamento térmico T6, realizando ensaios de fadiga posteriormente e os resultados apontaram que todas as falhas ocorridas nos ensaios estão relacionadas à presença de porosidades.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será detalhado a sequência de trabalho executada que é exemplificada através do fluxograma apresentado na figura 3.1.

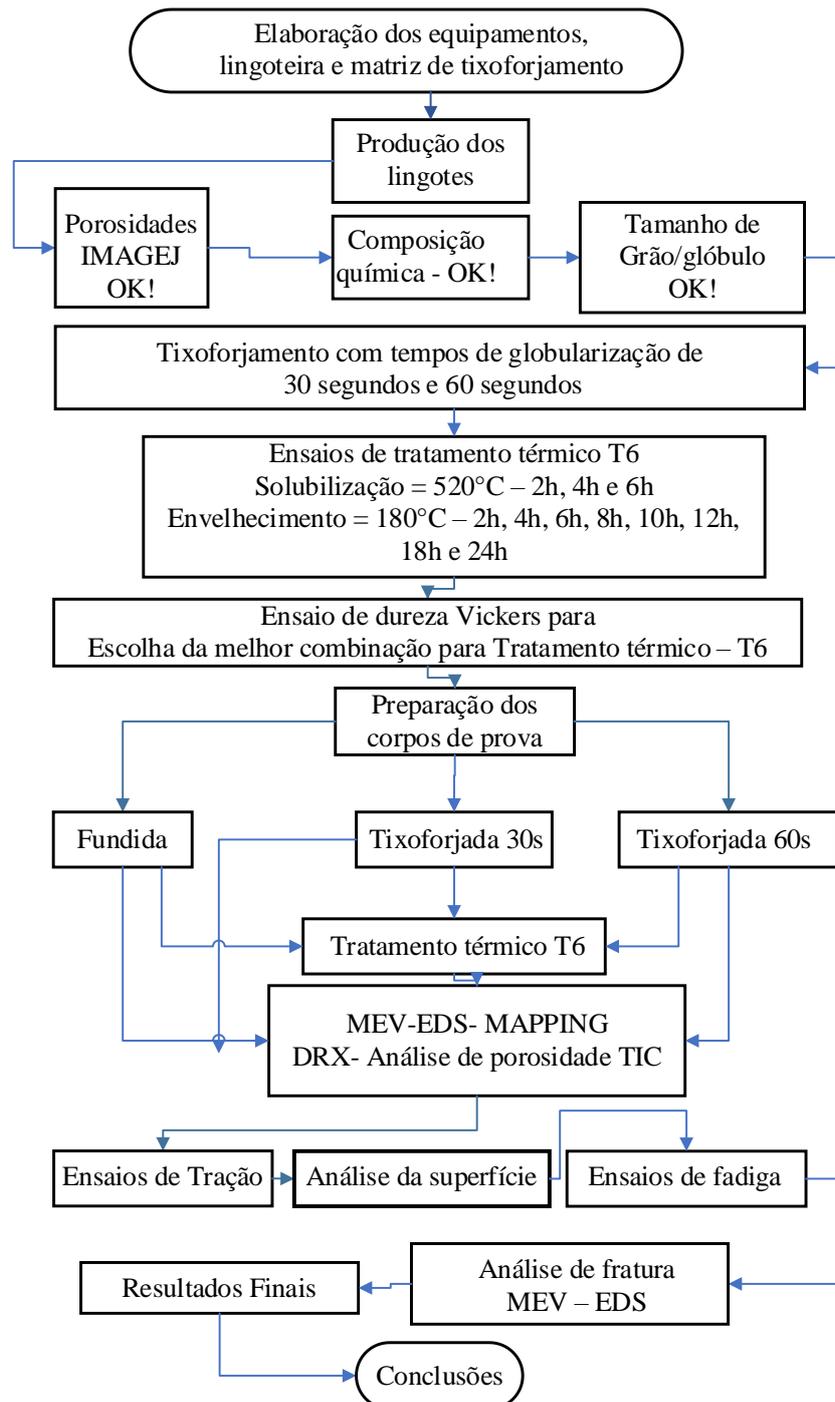


Figura 3.1 – Fluxograma do processo de trabalho utilizado na tese.

### 3.1 Produção dos lingotes e projeto da lingoteira

Para produção dos lingotes utilizou-se um equipamento de lingotamento especialmente desenvolvido pelo autor, com novo molde lingotador e um estator gerador do campo magnético diferente do habitualmente utilizado no laboratório. No projeto deste novo equipamento foram observados alguns parâmetros exitosos de trabalhos anteriores, realizados por este grupo de pesquisa, assim buscou-se reunir condições que aprimorassem mais o processo de refino de grãos. O trabalho de TORRES (2013), mostra que durante a produção de lingotes atingiu o menor tamanho de grão,  $244 \mu\text{m} \pm 52,9 \mu\text{m}$ , unindo três condições, a condição por ele denominada alta vazão (10 l/min), agitação eletromagnética com campo variando entre 8 e 15 Gauss e uso de refinador de grãos. BEIL (2015), utilizando uma vazão de 15 l/min, campo magnético entre 12 e 20 Gauss, observou que a transferência de calor era otimizada quando a rugosidade na cavidade do molde lingotador diminuía e atingiu-se grãos variando entre  $154 \mu\text{m}$  e  $176 \mu\text{m}$ . Assim este novo equipamento construído para este estudo utilizou-se da experiência prévia do grupo de pesquisa do laboratório de tixofundição para potencializar a eficiência no refino de grãos, bem como oferecer condições para que parâmetros de lingotamento possam ser escolhidos com uma maior gama de regulagem. Tais conhecimentos permitiram que o novo molde lingotador fosse projetado possibilitando variar a vazão de água no sistema de arrefecimento em até 30 l/min. A cavidade do molde, onde o metal líquido entra em contato, durante o vazamento, foi usinada e posteriormente polida para que a rugosidade pudesse atingir  $R_a 0,06$  e assim otimizar a transferência de calor.

Um novo mapeamento do campo eletromagnético fez necessário na cavidade do molde lingotador, devido ao novo conjunto mecânico utilizando uma liga de cobre para o corpo do molde lingotador e, na galeria de refrigeração, a utilização de material polimérico, PVC (policloroeteno). Em razão dos fatores citados, que influenciam na permeabilidade magnética do campo, foram realizadas três medições em cada ponto, nas posições de centro e periferia da cavidade, com um Gausímetro da marca LAKESHORE 410 que permite medidas desde 0,1 Gauss até 20 kGauss. Ressalta-se que as medições de campo magnético foram realizadas a temperatura ambiente e para realização das medições utilizou-se um dispositivo que permite a variação de profundidade em 10 mm e o deslocamento entre centro e periferia figura 3.2. As médias das medições realizadas em relação a profundidade da cavidade do molde estão apresentadas na figura 3.3.



Figura 3.2 – Fotos da lingoteira metálica refrigerada com extrator mecânico pneumático utilizado na produção dos lingotes em a) e em b) detalhe mostrando a utilização do gaussímetro na realização das medições do campo magnético.

Desta forma, o gráfico da Figura 3.3 orientou a utilização da porção do lingote situada entre 30mm e 180 mm, região onde o campo magnético encontra-se dentro de seus maiores valores e dentro do que a literatura sugere como sendo o mais assertivo. A produção da liga à base de alumínio Al6,0wt%Si2,5wt%Cu., utilizada nesta tese foi realizada no laboratório de tixoconformação do Departamento de engenharia de manufatura e materiais na faculdade de engenharia mecânica da UNICAMP.

Para isto, foi utilizado um forno com aquecimento resistivo e para composição da liga utilizou-se a liga 356, Alumínio comercialmente puro, cobre comercialmente puro e o refinador de grãos Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B.

Para verificação da composição química das ligas de alumínio utilizadas para fabricação dos lingotes bem como a composição química dos lingotes produzidos foi utilizado um equipamento de espectrometria de emissão óptica da marca Anacon científica, modelo Bill-Oes e a composição do cobre comercialmente puro e da liga refinadora de grãos adotou-se o indicado pelo fabricante, os valores encontrados estão representados na tabela 3.1.

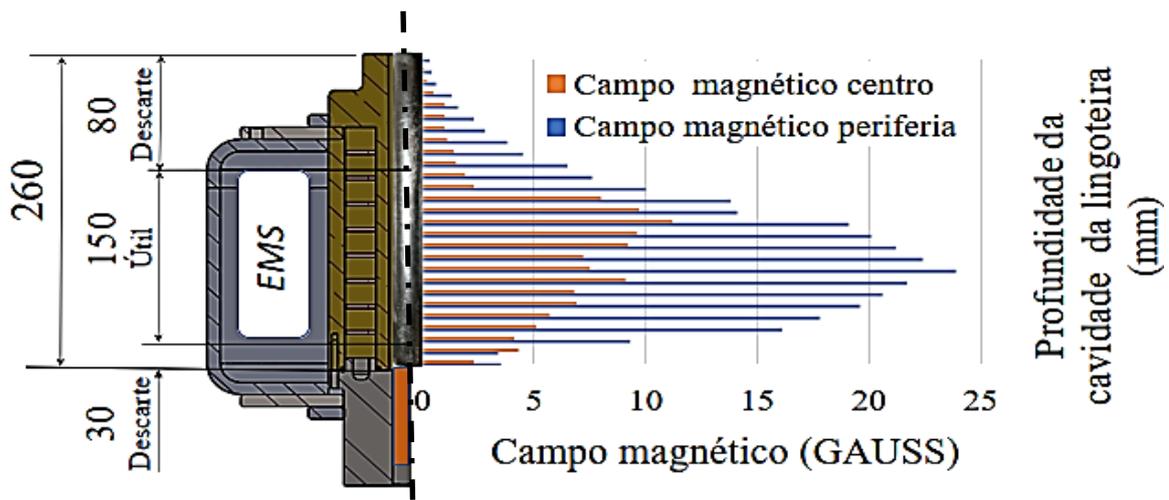


Figura 3.3 – Campo magnético medido em relação a profundidade da cavidade do molde lingoteador.

Tabela 3.1- Composição química da A356, Al cp, do Cu cp e do refinador de grãos, utilizados para fabricação dos lingotes.

Ligas e metais comercialmente puros	Composição química (wt% peso)							
	Si	Fe	Mg	Cu	B	Mn	Ti	Al
A356	7,60	0,27	-	0,14	-	0,15	0,07	91,42
Al cp	0,09	0,01	0	0,01	-	-	0,01	99,64
Cu cp	-	-	-	99,97	-	-	-	-
Al-5,0wt%Ti- 1,0wt%B	0,06	0,30	-	-	1	-	4,88	93,76

Para fundição da liga a ser estudada foi preparado um cadinho de carbetto de silício previamente revestido com QF180 (sílico aluminosa), este revestimento baseou-se na aplicação de finas camadas de QF180 com um pincel comum e posteriormente cura dentro de um forno tipo mufla aquecido a 150°C, por trinta minutos, repetiu-se este processo por três vezes até que o cadinho ficasse com uma camada uniforme de QF. Com o cadinho preparado, foi abastecido com a liga 356 e o Al cp e levados a um forno resistivo para fusão e aquecido a temperatura de 700°C. A temperatura foi constantemente monitorada por meio de um leitor de temperatura conectado a um termopar tipo K *Alumel cromel* que era inserido periodicamente dentro do cadinho de fusão. Após atingirem a temperatura, aguardou-se 10 minutos para estabilização da temperatura e completa fusão dos materiais inicialmente adicionados e em seguida foi adicionado o Cu cp e durante 10 minutos o banho líquido foi agitado com uma lança de aço inox previamente revestidos pelo mesmo processo e material de revestimento do cadinho. Passados os dez minutos para dissolução do Cu com demais componentes adicionou-se o refinador de grãos Al5wt%Ti-1wt%B e iniciou-se a desgaseificação por meio de um tubo revestido com cimento QF, o tempo de desgaseificação baseou-se nos trabalhos realizados por (MENDES, 2018), quando trabalhando com a liga A356 obteve melhores resultados utilizando 5 minutos de borbulhamento com uma vazão de 2,0 l/min para desgaseificação. A desgaseificação foi realizada utilizando gás Argônio. Em seguida o material fundido foi transferido para dentro da lingoteira onde foi solidificado sob a ação de agitação magnética e então extraído após 30 segundos. Para determinação da temperatura de vazamento a ser empregada foi acrescentado 50°C na temperatura *liquidus* como super aquecimento. As proporções das ligas 356 e da liga refinadora Al5wt%Ti-1wt%B e dos metais Cu cp e Al cp foram determinadas para 1000g de massa por meio do seguinte critério de equacionamento.

Considerando: X= Al cp;

Y = A356;

Z= Cu cp;

W= Al5Ti1B.

Foram criadas quatro equações, onde a primeira é para a quantidade total de massa, a segunda foi escrita para o Cobre, sendo que foi acrescentado 10% fundamentado no trabalho

apresentado por (TORRES, 2013), a terceira para o silício, onde observa-se a variação do índice “q” conforme a porcentagem do silício. A quarta equação foi escrita para o titânio seguindo o trabalho de (Lourençato, 2008) que aponta a necessidade de 0,2% de ti para refino de uma liga. Adotou-se este método para que no final, a liga obtida pudesse ter sido produzida levando-se em conta seus principais elementos de liga, assim reduzindo os erros intrínsecos ao processo possibilitando uma melhor precisão na composição final. Para compor o índice de cada variável foram utilizados os valores apresentados na tabela 3.1, as equações que compõem o sistema estão apresentadas abaixo.

$$X + Y + Z + W = 1000 \quad \text{equação 15}$$

$$0,01X + 0,14Y + 99,97Z + 0W = 2750 \quad \text{equação 16}$$

$$0,09X + 7,6Y + 0Z + 0,06W = q \quad \text{equação 17}$$

$$0,008X + 0,07Y + 0Z + 4,88W = 200 \quad \text{equação 18}$$

Observa-se que “q” é a porcentagem de Silício que deve ser multiplicada pela massa, tal definição foi utilizada por (LOURENÇATO, 2008). Aplicando o sistema de equações representado acima as devidas proporções calculadas estão representadas na tabela 3.2. Após o vazamento de cada 1000g da liga foram retiradas duas amostras, uma da base e outra do topo de cada lingote produzido, para ensaios de composição química, sendo que em cada amostra foram realizadas três, medições totalizando nove medições por lingote. As amostras serradas foram usinadas para que suas faces se tornarem planas e limpas aí então foram submetidas a um banho em cuba ultrassônica por 5 minutos para garantir isenção de resíduos para posteriormente seguir a análise de composição química. Um resumo dos parâmetros utilizados no lingotamento está apresentado na tabela 3.3.

Tabela 3.2- Proporções das ligas e materiais comercialmente puros utilizados.

Liga produzida	Ligas e metais comercialmente puros (g)			
	Al cp	A356	Cu cp	Al-5,0wt%Ti-1wt%B
Al-6wt%Si-2,5wt%Cu	145,2	787,4	26,4	40

Tabela 3.3 – Resumo dos parâmetros utilizados para vazamento da liga.

<b>Parâmetro</b>	<b>Valores</b>
Massa fundida	1000g
Temperatura de vazamento	700 °C
Tempo de desgaseificação com argônio	5 minutos
Vazão de argônio	2 l/min
Campo magnético (região útil)	Máximo 25 Gauss
Vazão de água na lingoteira	30 l/min
Tempo para extração	15 segundos após o vazamento

### 3.2 Tixoforjamento e projeto da matriz

O tixoforjamento foi utilizado para processar os lingotes fabricados com a liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu e obtenção dos produtos. O tixoforjamento foi realizado no laboratório de tixoconformação do Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais (DEMM) Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) UNICAMP e a estrutura necessária para o processamento consistiu em: um forno de indução Norax Canada Inc. 20 kW e 20 kHz; uma prensa pneumática de 12 toneladas da marca Alfamatic modelo “OP 2M” de 12 Ton, um sistema de aquisição de dados marca DATAQ® *Instruments*, modelo DI 245 e software WINDAQ e uma matriz para tixoforjamento com um sistema de aquecimento. O conjunto de equipamentos utilizados estão mostrados na figura 3.4. A matriz utilizada foi projetada baseando-se nos trabalhos de LOURENÇATO (2008) e TORRES (2013) e foi implementada com furos para inserção de termopares que proporcionaram controle da temperatura da matriz e aquisição do perfil térmico da matriz durante o tixoforjamento. Nesta versão da matriz tanto a parte superior quanto a inferior foram projetadas com furos para acondicionar resistências do tipo cartucho com potência de 250W e 300W respectivamente. Um desenho de perfil da matriz utilizada é apresentado na figura 3.5. A escolha da temperatura de aquecimento das partes da matriz foi direcionada pelo trabalho de (CHEN, 2015), que observou um aumento no limite de resistência a tração em produtos tixoforjados com a liga 6061, com a matriz aquecida entre 200 e 350°C, sendo que a partir de 350°C o limite de resistência a tração apresentou queda.

O trabalho de (TORRES, 2013) também serviu para referência, ele tixoforjou produtos com ligas de AlSiCu com a matriz aquecida em cerca de 200°C apresentando excelentes resultados. Baseado no exposto escolheu-se a temperatura de 250°C para aquecimento da parte inferior e superior da matriz.



a)



b)



c)

Figura 3.4- Cenário completo dos equipamentos destinados ao tixoforjamento. a) Forno de Indução Norax 20kW 20kHz, b) bobina de indução contendo a amostra em aquecimento e c) prensa pneumática Alfamatic 12 Ton.

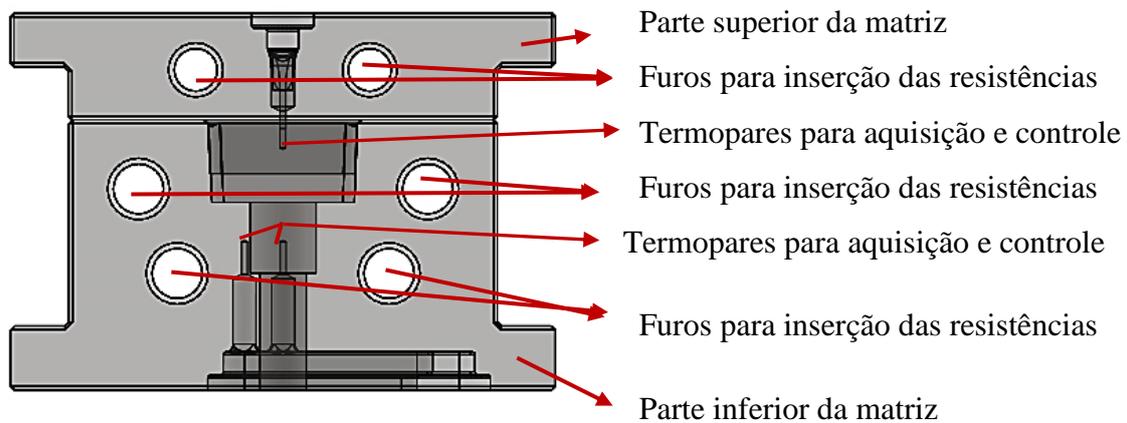


Figura 3.5 – Vista de perfil da matriz utilizada para o tixoforjamento. Fonte: O autor.

Para o tixoforjamento, as partes úteis dos lingotes foram seccionadas e deram origem a blanks com  $65\text{mm} \pm 1$  de comprimento e diâmetro de  $30\text{mm} \pm 1$ . O cálculo deste comprimento foi baseado no volume da cavidade gerado com a matriz fechada e a este volume vazio gerado foi acrescentado 10% no volume, assim, o comprimento de 65mm do *blank* de tixoforjamento, é composto pelo volume necessário para se preencher a matriz e ainda permite um volume extra de material para que o recalque possa ocorrer sem que as faces da matriz se encontrem e produto se solidifique sob a ação compressiva da prensa.

Segundo (BOAS, 2012), adoção de recalque torna-se imprescindível, pois possibilita uma redução significativa de porosidade e por consequência uma melhora substancial nas propriedades mecânicas. Neste trabalho foi adotado um tempo de recalque de 15 segundos.

Para a escolha das temperaturas de trabalho foram levados em conta os trabalhos de (BROLLO et al, 2019), cujas temperaturas foram obtidas pelo método da diferenciação e (TORRES, 2013) que reportou melhores resultados com as temperaturas obtidas por meio de simulações com o software *Thermocalc*® do que as obtidas por meio de *DSC*.

Segundo PRONI (2014), ao estudar as ligas A356, AA2011 e AA2014 os valores mínimos de viscosidade e de tensão foram obtidas quando utilizadas taxas entre  $40^\circ\text{C}/\text{min}$  e  $60^\circ\text{C}/\text{min}$ , desta forma, foi utilizada a taxa de  $50^\circ\text{C}/\text{min}$  até atingir a temperatura correspondente a 40% de fração sólida.

Após atingido a temperatura alvo para a fração sólida de 45%, o trabalho de (TORRES, 2013), direcionou a escolha dos tempos de globularização para 30 e 60 segundos. Um resumo com os parâmetros do processo de tixoforjamento está apresentado na tabela 3.4.

O ciclo de produção dos produtos tixoforjados ocorreu conforme demonstrado na figura 3.6, onde observa-se cada etapa do processo, já descrita conceitualmente na revisão da literatura, o ciclo de produção completo é composto de seis etapas até a obtenção do produto já resfriado. As etapas do ciclo foram: etapa 1, condicionamento do *blank* a fração líquida desejada; etapa 2, transferência do *blank* para a matriz de tixoforjamento; etapa 3, Tixoforjamento propriamente dito; etapa 4, Recalque e resfriamento inicial do produto; etapa 5, extração do produto; etapa 6, resfriamento final do produto.

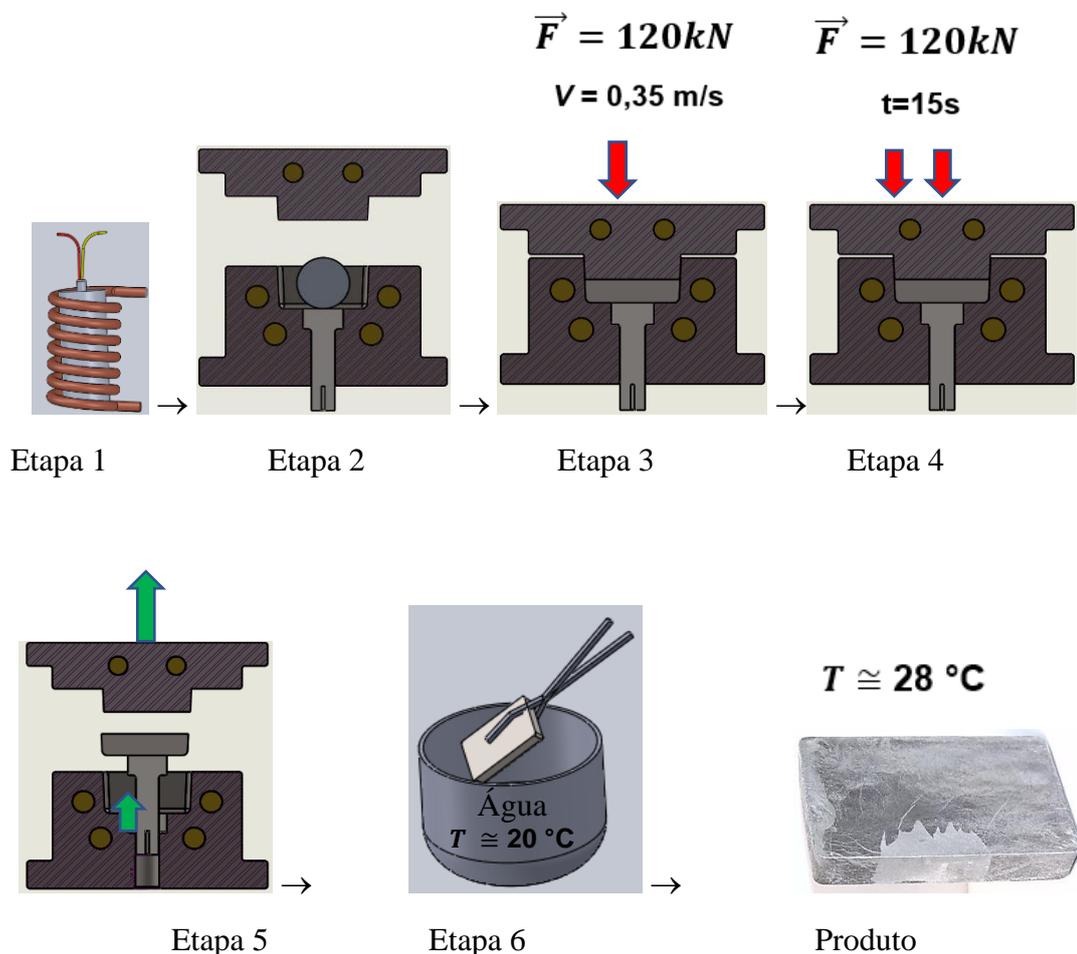


Figura 3.6 - Ciclo de tixoforjamento dividido em 6 etapas. Etapa 1, condicionamento do *blank* a fração líquida desejada; etapa 2, transferência do *blank* para a matriz de tixoforjamento; etapa 3, Tixoforjamento propriamente dito; etapa 4, Recalque e resfriamento inicial do produto; etapa 5, extração do produto; etapa 6, resfriamento final do produto. Fonte: O autor.

Tabela 3.4 – Resumo dos parâmetros utilizados no processo de tixoforjamento.

Parâmetro	valores
Capacidade da prensa	120kN
Tensão de conformação	30MPa
Velocidade do cabeçote da prensa	0,35m/s
Temperatura de aquecimento da matriz	230°C ± 5°C
Comprimento do blank	65mm ±1
Diâmetro do blank	30mm ± 1
Tempo de recalque	15s
Tempo de globularização das ligas	30s e 60s
Temperatura de trabalho (583°C 60% <i>fl</i> para a liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu + 2°C	585°C

### 3.3 Tratamento térmico T6, solubilização e envelhecimento artificial.

O tratamento térmico T6 foi realizado nos produtos tixoforjados para estudo da melhor condição de tratamento térmico, que após determinada serviu de condição de referência para os tratamentos térmicos serem realizados para cada liga.

Os produtos tixoforjados foram seccionados em uma cut off, em nove partes iguais e posteriormente identificadas, de forma que a letra identifica o produto tixoforjado utilizado e cada número representa a posição do corpo de prova no produto, como mostrado na figura 3.7.

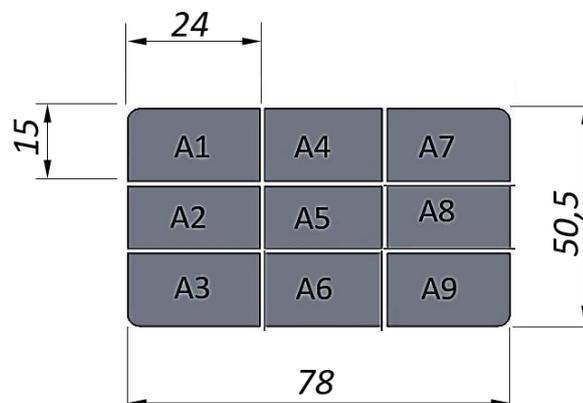


Figura 3.7- Exemplo de como foi seccionado o produto tixoforjado e identificados os corpos de prova para tratamento térmico. Dimensões em mm. Fonte: O autor.

Considerando que o tixoforjamento se deu a 30 e 60 segundos de tratamento térmico de globularização e que os parâmetros escolhidos para o tratamento térmico T6 foram: solubilização a 2, 4 e 6 horas seguido de tempos de envelhecimento de 2, 4, 6, 8, 10, 12, 18 e 24 horas para cada condição de tempo de globularização. Utilizou-se de três produtos tixoforjados, que após seccionados e identificados foram aleatoriamente tomados para realização dos tratamentos térmicos, como mostra o exemplo representado pela tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Tabela exemplo de divisão dos corpos de prova para ensaio de Tratamento térmico, para tempo de globularização de 30s.

<b>Solubilização 520°C (h)</b>	<b>Envelhecimento 180°C (h)</b>							
	<b>2</b>	<b>4</b>	<b>6</b>	<b>8</b>	<b>10</b>	<b>12</b>	<b>18</b>	<b>24</b>
<b>2</b>	F1	F2	J9	C1	F3	F5	J1	L2
<b>4</b>	C5	A4	A3	B8	A1	J3	B1	A8
<b>6</b>	A7	C9	J2	C8	B3	J6	C2	J4

Para se otimizar o processo dos tratamentos térmicos utilizou-se dois fornos tipo mufla de modo que um foi utilizado para solubilização e o outro para envelhecimento. Os corpos de prova foram furados com  $\varnothing$  1,5 mm e profundidade de 10mm para inserção e fixação de termopares tipo K Alumel *cromel* que foram conectados a um sistema de aquisição de dados marca DATAQ® *Instruments*, modelo DI 245 e software WINDAQ, desta forma todos os corpos de prova tiveram suas temperaturas monitoradas. Dentro do forno, destinado a solubilização, foi colocado um recipiente de carbetto de silício e então o forno foi regulado para que a temperatura atingisse 520°C. Após a temperatura atingir o programado aguardou-se um tempo adicional necessário para que a temperatura estabilizasse. Com a temperatura dentro do programado os corpos de prova juntamente com os termopares foram colocados dentro do recipiente, a escolha dos corpos de prova seguiu tabelas como a tabela 3.5 com os devidos tempos de ensaio, como por exemplo, para 24 horas de envelhecimento artificial pegou-se os corpos de prova L2, A8 e J4. Com o forno em operação passou-se a monitorar as temperaturas dos corpos de prova para que quando os corpos de provas atingissem a temperatura de 520°C os tempos pudessem ser contabilizados. Assim após duas, quatro e seis horas de permanência

no forno para solubilização os corpos de prova foram sendo retirados conforme o tempo estipulado e imediatamente resfriados em água à uma temperatura de  $20^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ . A adoção do procedimento de colocar um recipiente de carbetto de silício dentro forno, para acondicionar os corpos de prova se fez necessário para que durante a abertura do forno e retirada dos corpos de prova para resfriamento, a temperatura não oscilasse. Seguindo este método foi possível manter a temperatura oscilando apenas  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ . Decorrido as seis horas necessárias para solubilização dos corpos de prova, os corpos de prova foram imediatamente postos dentro do forno de envelhecimento que já se encontrava devidamente estabilizado à temperatura de  $180^{\circ}\text{C}$ . Observa-se que, para algumas condições de ensaio, se tratar de um tempo relativamente grande de envelhecimento, os termopares conectados ao sistema de aquisição de dados puderam dar maior segurança, pois permitiram que fossem apontadas quaisquer variações de temperatura, ocasionadas por quedas de energia ou demais problemas que pudessem ocorrer durante as horas de ensaio que não estavam sendo realizadas de forma presencial. Após ter transcorrido o tempo necessário de ensaio todos os corpos de prova foram resfriados ao ar calmo até atingirem a temperatura ambiente. O procedimento descrito se repetiu para todas as condições de ensaio.

### **3.4 Ensaio de dureza e microdureza**

Os ensaios de dureza (HV- *Hardness Vickers*) foram realizados seguindo a norma ASTM E92-17 e o ensaios de micro dureza *Vickers* foram realizados conforme a norma ASTM E384-17. O ensaio de dureza foi realizado antes e depois dos corpos de prova terem sido submetidos ao tratamento térmico T6 e teve por objetivo comparar a dureza em diferentes combinações de tempo de solubilização e envelhecimento artificial possibilitando a escolha da condição que apresentasse a maior dureza. Já os ensaios de micro dureza objetivaram a medição da dureza em pontos específicos de cada fase constituinte do material em análise. Para atingir estes objetivos os corpos de prova de cada condição, das vinte e quatro testadas, foram lixados e polidos com o mesmo procedimento de preparação metalográfica e tiveram a dureza medida 12 vezes sendo a maior e a menor desprezada e para obtenção da média e do desvio padrão foram consideradas as 10 medições restantes. O aparelho utilizado para esta finalidade foi o durômetro da marca Future-Tech Corporation, modelo FV-800.

### 3.5 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a Norma ASTM E8-E8M-21, em máquina universal de ensaios MTS, modelo 810, equipamento existente no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP. Os ensaios de tração tiveram como objetivo determinar o limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento das ligas de alumínio em estudo. Para cada condição estudada foram realizados 5 ensaios. O desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios está apresentado na figura 3.8.

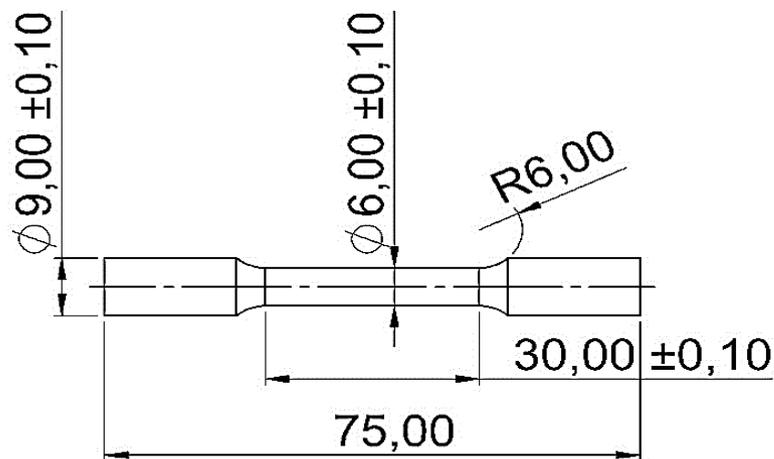


Figura 3.8 – desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração.

Fonte: O autor.

### 3.6 Ensaio de fadiga

Para a estimativa da resistência a fadiga, adota-se um número de ciclos de  $10^7$  ciclos para se avaliar a vida em fadiga, para tanto foi utilizado o método da escada e os parâmetros seguiram a norma ISO 12107-12(E). Para isto utilizou-se uma máquina de ensaios de fadiga flexo rotativa da TQ TecQuipment modelo SM1090, que basicamente consiste em duas unidades. A unidade mecânica, composta de um motor e um mandril onde ocorre a montagem do corpo de prova em um mancal de rolamento. A unidade mecânica possibilita também o ajuste do carregamento sob o qual o ensaio será realizado. A unidade de instrumentação e

controle denominada pelo fabricante de (VDAS) *Versatile Data Acquisition System*, composta de uma célula de carga, sensores e um software para controle. O sistema completo pode ser visto na figura 3.9.

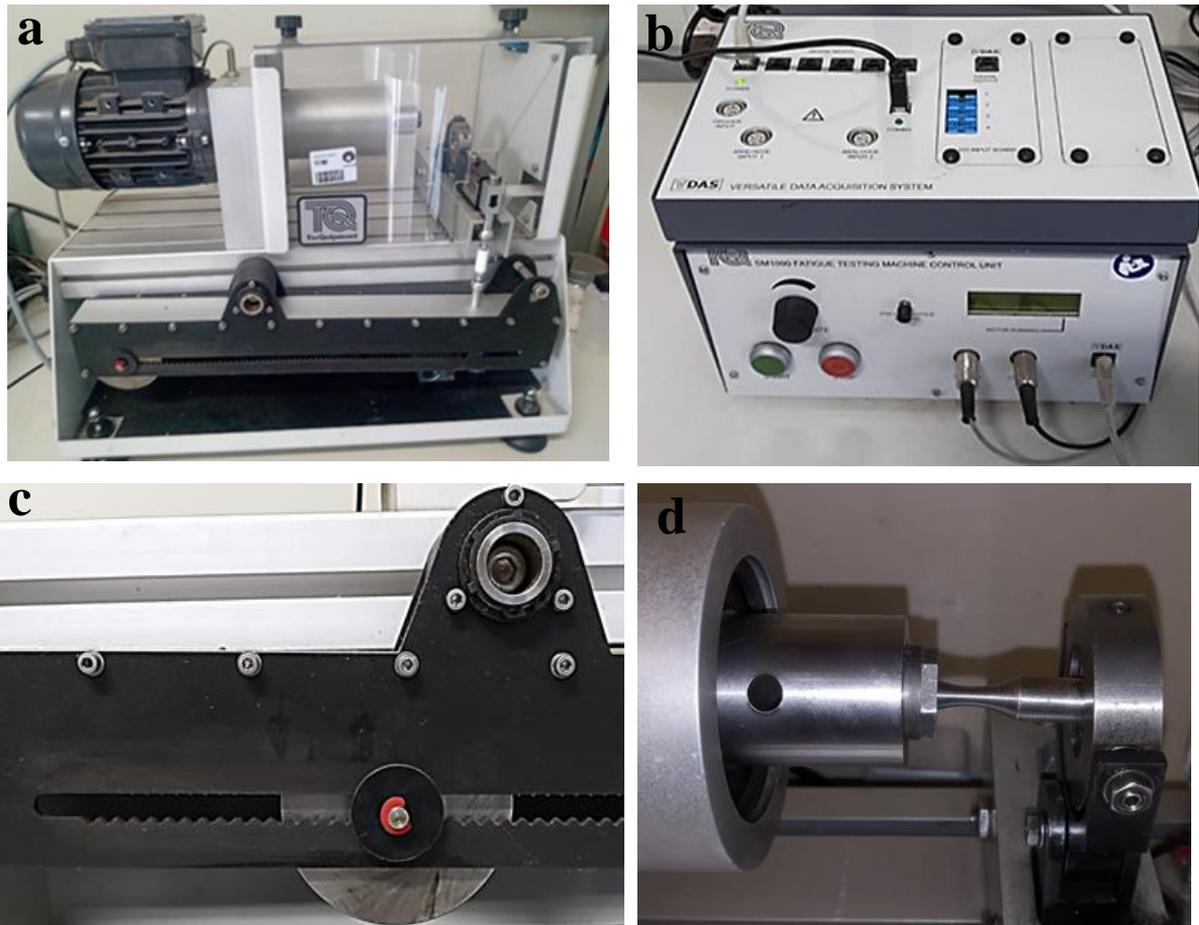


Figura 3.9- Equipamento utilizado para os ensaios de fadiga, a) unidade mecânica, b) unidade de instrumentação e controle, c) peso posicionador para carregamento e d) corpo de prova fixo na pinça e engastado no rolamento autocompensador de esferas. Fonte: O autor.

Os ensaios foram conduzidos a uma frequência de 60 Hz e os corpos de prova fabricados conforme especificação da norma ISO 1143-2010(E), figura 3.10 e foram submetidos a uma razão de carga  $R=-1$ , completamente alternada sendo os ensaios realizados a temperatura ambiente. As cargas iniciais utilizadas, nas seis condições ensaiadas, basearam-se em dados existentes para a liga A356, tixofundida e tratada T5 (NADCA, 2018), e na liga Al-2,0wt%Si-

2,5wt%Cu (FACHINNI, 2020), sendo que o detalhamento é explicado melhor associado aos resultados apresentados no capítulo 4.5.

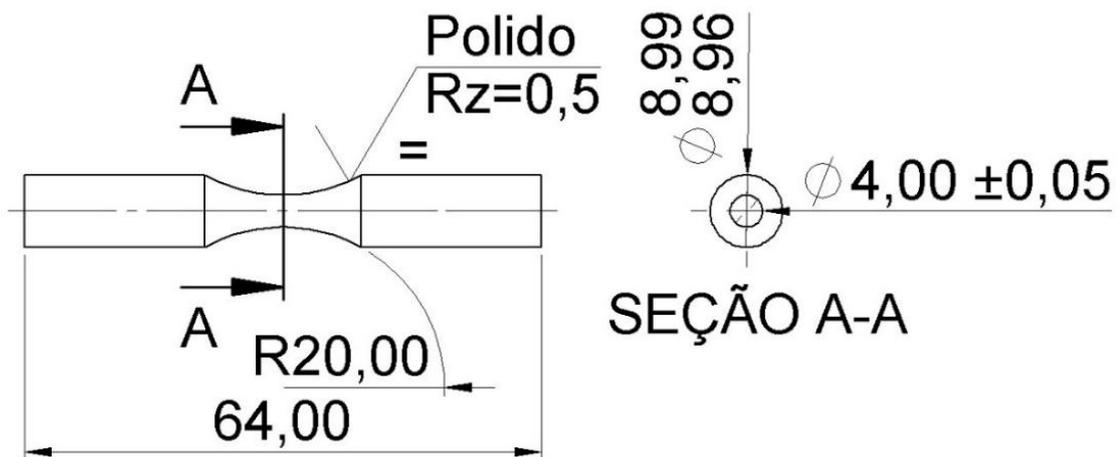


Figura 3.10 - Corpo de prova, em forma de ampulheta, para um único ponto de carregamento, atendendo os aspectos construtivos para ensaios de fadiga flexo rotativos, conforme norma ISO 1143-2010(E). Dimensões em mm. Fonte: O autor.

### 3.7 Caracterização microestrutural via microscopia ótica

A microscopia ótica foi utilizada para realizar três diferentes análises neste estudo, mensurar grãos e glóbulos, análise de porosidades e fratografia bidimensional. Para obtenção das micrografias foi utilizado um microscópio óptico Leica DM ILM do DEF/FEM/UNICAMP.

Para a obtenção das imagens via microscopia ótica diferentes técnicas foram usadas, conforme a análise pretendida. Para todas as análises as amostras foram lixadas até a lixa 800 *meshs* e posteriormente polida com pasta diamantada de 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m. Após o polimento, as micrografias B&P, como mostrado na figura 3.11a, foram obtidas pela técnica de campo claro sem a necessidade de ataque, sendo possível a revelação dos glóbulos.

Uma vez as amostras polidas foram submetidas a um ataque eletrolítico que consiste em se utilizar um Becker contendo reagente de Barker (2,0% de ácido fluobórico em água

destilada) no qual a amostra era submersa e então uma fonte de corrente contínua era ligada alimentando o sistema com uma tensão de 25V por 6 minutos. Durante o tempo de ataque um agitador magnético mantinha a solução em agitação constante. Após decorrido o tempo de ataque as amostras foram imediatamente lavadas em água corrente e posteriormente em álcool e secadas com soprador térmico. Com a amostra devidamente atacada utilizou-se a técnica de observação com luz polarizada que permite a obtenção de micrografias coloridas, como exemplo a figura 3.11b, onde interpreta-se que grãos adjacentes com cores diferentes são também diferentes grãos, sendo que, se as cores forem iguais interpreta-se que são interconexões pertencentes a um mesmo grão.

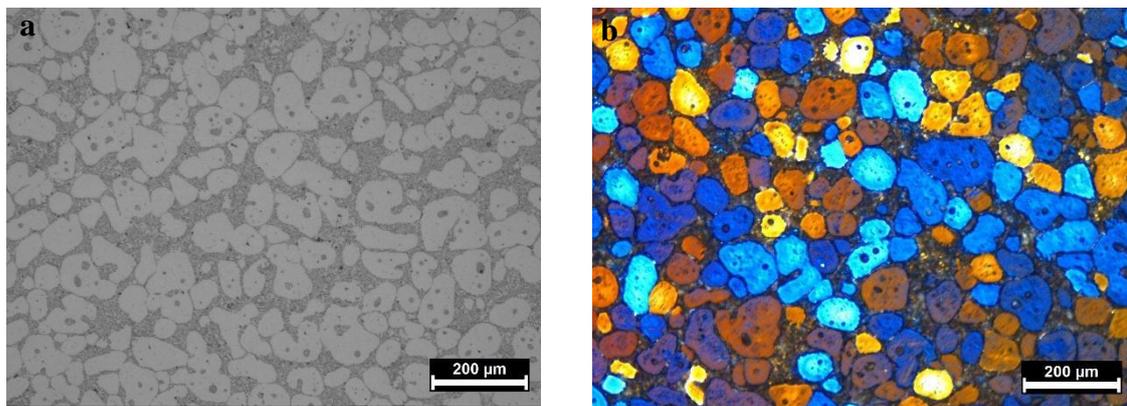


Figura 3.11- Imagem “a” micrografia B&P obtida com técnica de campo claro e imagem “b” micrografia colorida obtida com a técnica de luz polarizada. Fonte: O autor.

De posse das micrografias, para realizar as medições do tamanho do glóbulo e do tamanho de grão empregou-se o método dos interceptos de Heyn, conforme norma ASTM E112-13. Submetendo a amostra que passou por ataque eletrolítico à microscopia de campo claro obtêm-se uma imagem conforme figura 3.12, onde observa-se os contornos de grãos representando claramente a silhueta por eles formados proporcionando uma imagem, “micrografia” de fácil interpretação, levando-se em conta que software realiza uma análise binária. Assim, o *software ImageJ* calcula a área e o perímetro de todos os grãos permitindo ainda a exclusão de grãos que foram cortados durante o enquadramento da imagem, figura 3.12. Os dados obtidos possibilitaram o cálculo do fator de forma e consequentemente o RQI (*Rheocast quality index*).

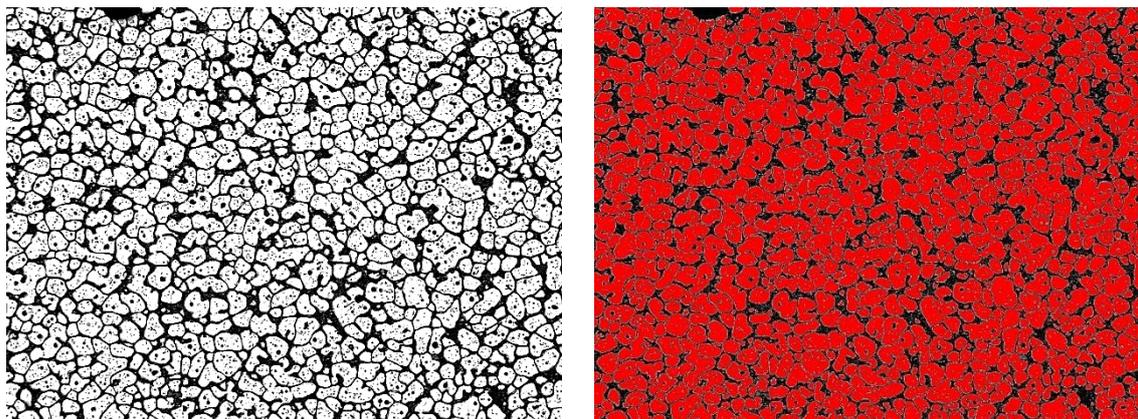


Figura 3.12- Exemplo de micrografia submetida a ataque eletrolítico observada sob a técnica de campo claro à esquerda e à direita imagem processada pelo software *ImageJ*. Fonte: O autor.

A análise de porosidade foi realizada com a obtenção de micrografias obtidas pela técnica de observação de campo claro sem ataque. Posteriormente a imagem foi analisada com a utilização do software *ImageJ*, que mensurou a área ocupada pelas porosidades. A figura 3.13 apresenta como foi aplicada a técnica.

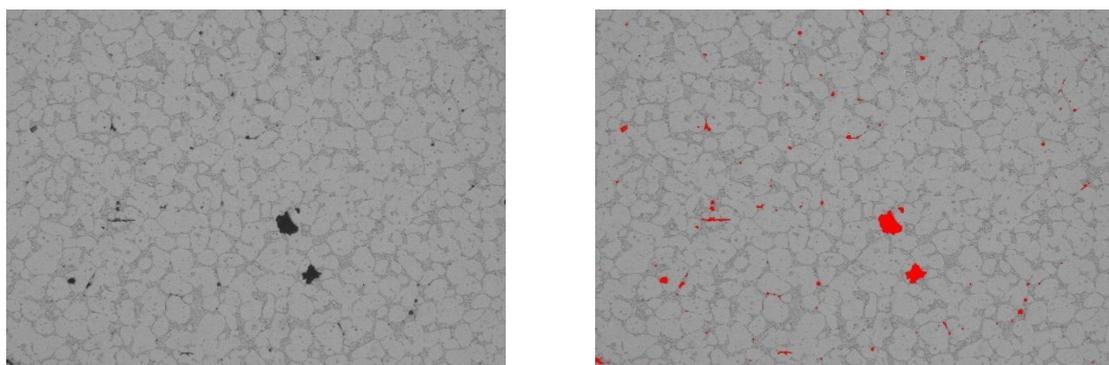


Figura 3.13- Micrografia B&P à esquerda e mesma imagem processada pelo software *Image j* para mensurar a área correspondentes às porosidades. Fonte: O autor.

E por fim, a microscopia ótica, por meio das técnicas de observação de campo claro e luz polarizada, possibilitou a análise da fratrografia bidimensional, como mostrado na figura 3.14 e 3.15.

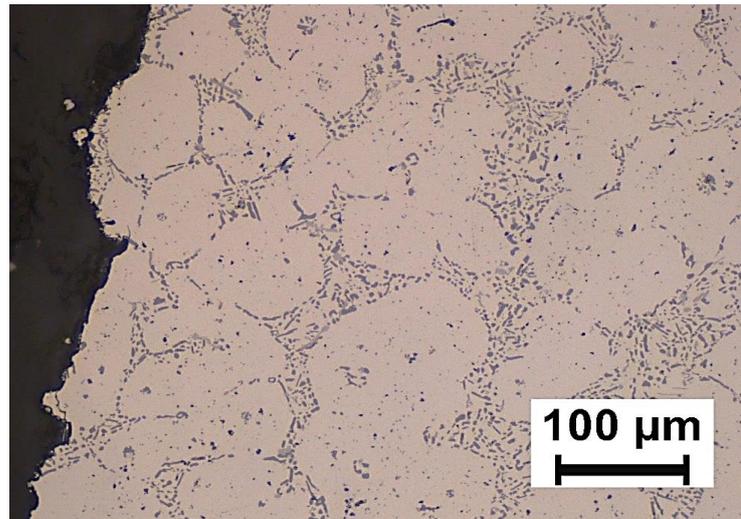


Figura 3.14 – Micrografia obtida pela técnica de campo claro, da face gerada pelo corte realizado perpendicular ao sentido longitudinal do corpo de prova de fadiga. Fonte: O autor.

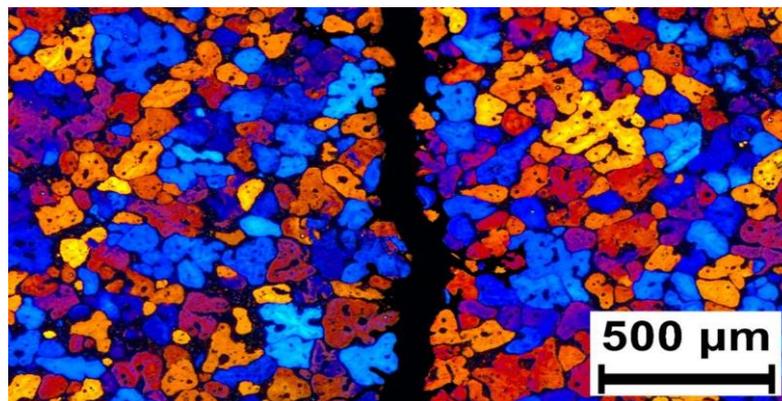


Figura 3.15 – Micrografia obtida pela técnica de luz polarizada, da face gerada pelo corte realizado no sentido transversal do corpo de prova de fadiga. Fonte: O autor.

### **3.8 Caracterização microestrutural via MEV (Microscopia eletrônica de varredura) - EDS (Energy-dispersive X-ray spectroscopy)**

A utilização do MEV-EDS possibilitou a análise química pontual de fases constituintes, possibilitando correlacionar, morfologias obtidas por meio de microscopia ótica e existentes na literatura, com a respectiva composição química da posição analisada. A utilização do MEV-EDS possibilitou também a visualização via mapeamento “MAPA” da distribuição dos

principais elementos químicos que compunha as ligas a base de alumínio estudadas. Devido a uma de suas principais características que é de juntar resolução com profundidade de foco o equipamento também possibilitou o estudo da fractografia dos topos dos corpos de prova fraturados criando uma imagem 3D permitindo identificar os pontos de início da fratura (trinca), a natureza da trinca (dúctil ou frágil) e a propagação com falha catastrófica. Este estudo da imagem 3D complementa a análise realizada com imagem 2D obtida com microscopia ótica. O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de varredura de marca e modelo ZEISS – EVO MA 15e do Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais DEMM/FEM/UNICAMP.

### 3.9 Medição e caracterização das porosidades por meio de tomografia computadorizada industrial

As tomografias foram realizadas em tomógrafo modelo METROTON 800, marca ZEISS, equipamento existente no Instituto SENAI de Inovação em Manufatura Avançada e Micro Fabricação. A tabela 3.6 apresenta os parâmetros de realização dos escaneamentos.

Tabela 3.6 – Parâmetros utilizados nos escaneamentos dos corpos de prova.

<b>Tensão:</b> 100 kV	<b>Corrente:</b> 150 $\mu$ A
<b>Spot:</b> 20 $\mu$ m	<b>Número de projeções:</b> 1000
<b>Detector:</b> 1456/1840 px	<b>Voxel:</b> 21 $\mu$ m
<b>Tempo de integração/ganho:</b> 500 ms / 8x	<b>Filtro:</b> Al 1,0 mm

As imagens das projeções foram obtidas da rotação total das peças e foram reconstruídas utilizando o software Metrotom OS do sistema de tomografia. O *software VGStudio Max 2.2*, processou a nuvem 3D alinhada que foi submetida à análise de porosidade. As imagens 2D foram obtidas a partir de cortes de 0,02 mm em 0,02 mm a partir da vista de topo dos corpos de prova, totalizando 30 mm de varredura, a partir do centro, 15mm acima (+15 mm) e 15mm abaixo (-15mm).

### 3.10 Análise da superfície dos corpos de prova de fadiga e medição da rugosidade superficial

A análise da superfície foi realizada com microscópio confocal LEICA modelo DCM3D, sendo possível observar a rugosidade superficial dos corpos de prova conforme imagem mostrada na figura 3.16.

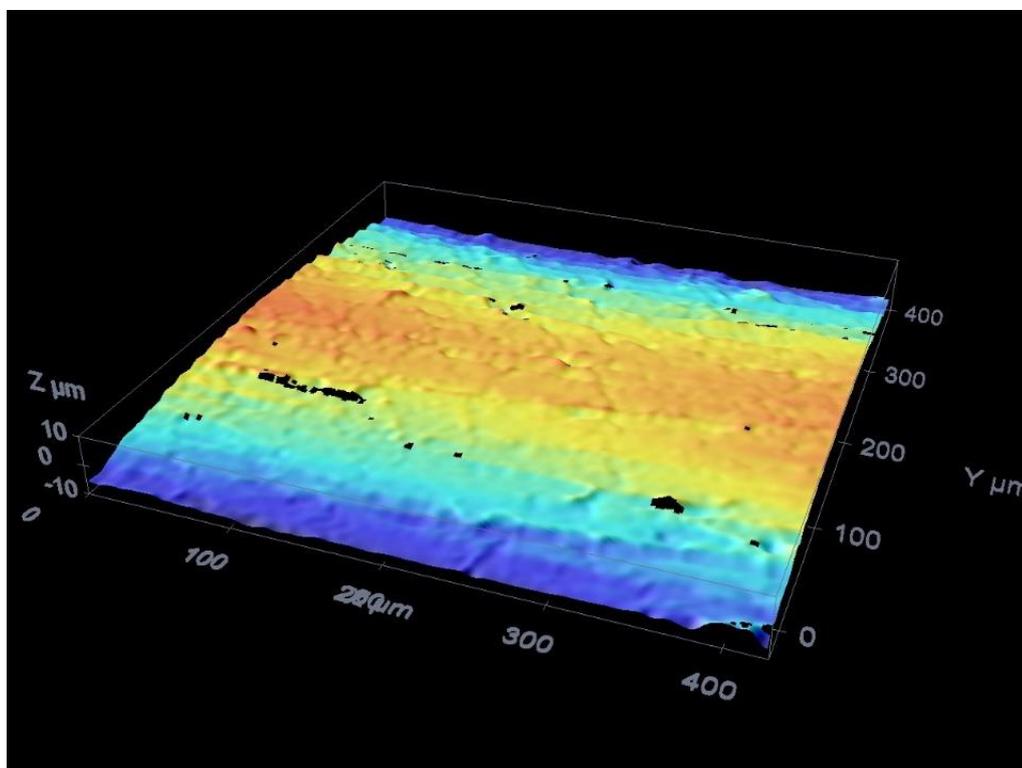


Figura 3.16 – Superfície de corpo de prova de fadiga analisada por microscopia confocal.

Fonte: O autor.

A rugosidade superficial foi medida utilizando um rugosímetro portátil da marca Mahrsurf, modelo M 400, e foram medidos 10 comprimentos de amostragem com 250  $\mu\text{m}$ , escolhendo regiões sem defeitos de fundição porque a ponta do rugosímetro poderia ser danificada ao cair dentro de alguma cavidade (defeitos de fundição) como mostrado em preto na figura 3.16. exemplo dos perfis de rugosidade obtidos, medidas obtidas e equipamento utilizado pode ser verificado na figura 3.17.

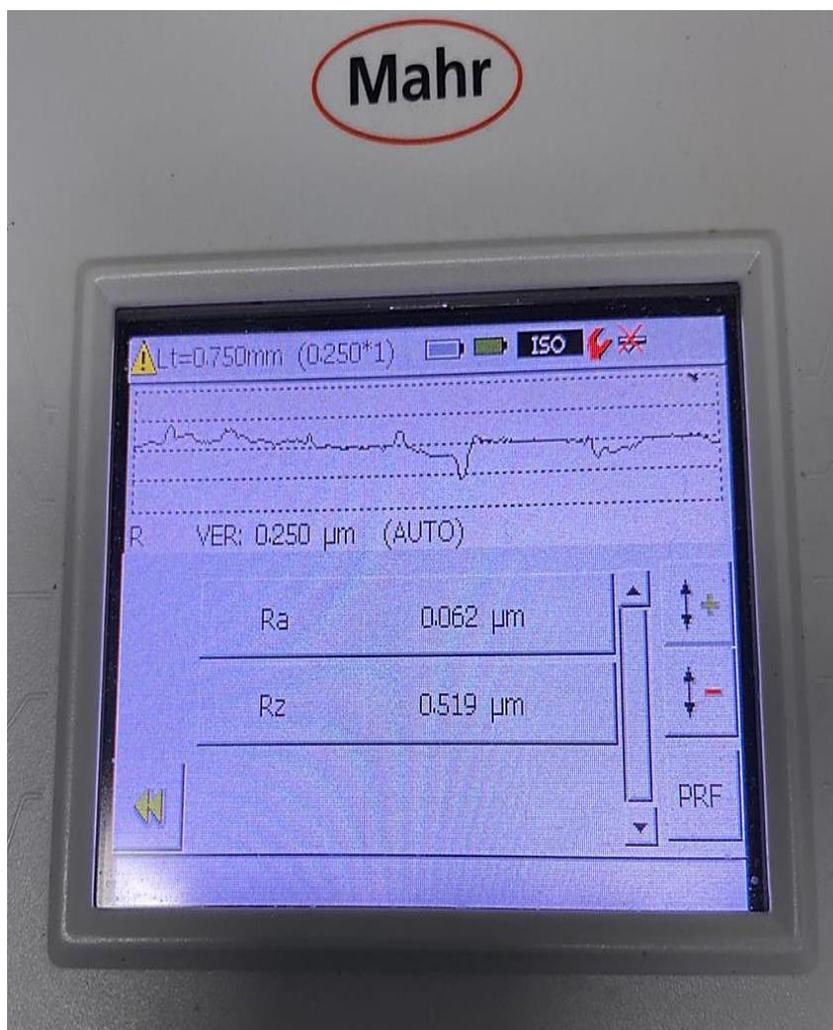


Figura 3.17 – Visor do equipamento utilizado para medição de rugosidade apresentando o perfil obtido nesta medição, comprimento de amostragem e valores obtidos para rugosidade Ra e Rz. Fonte: O autor.

### 3.11 Difração de Raios-X

A análise por difração de raios X foi utilizada para identificar as fases em todas as condições ensaiadas. Para as análises de DRX foi utilizado um difratômetro da marca/modelo Panalytical X-Pert3 Powder e utilizou-se a voltagem 40 kV e corrente de 30 mA, empregando-se alvo de Cu com comprimento de onda  $\lambda=1,5405$  Angstroms. O intervalo angular de medida foi de 20° e 90°.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Produção dos lingotes da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu

Para este trabalho foram produzidos ao todo 50 lingotes conforme o mostrado na figura 4.1. De posse dos lingotes fundidos, seguindo a metodologia apresentada no capítulo anterior, foram retiradas duas amostras de cada lingote e submetidas a análise de composição química em um equipamento de espectrometria de emissão ótica da Anacon científica modelo *Bill-Oes*.



Figura 4.1 – Amostra de lingote produzido. Dimensões em mm.

Os resultados da composição química com os dados estatísticos de controle estão apresentados na tabela 4.1. Adotou-se uma tolerância de  $\pm 0,5\text{wt}\%$  para o Silício e de  $\pm 0,2\text{wt}\%$  para o cobre. Observa-se que o processo obteve êxito apresentando lingotes dentro dos parâmetros de controle.

Tabela 4.1- Composição química média da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Al-6wt%Si- 2,5 wt%Cu	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Ti	Al	Res.*
Composição almejada	6,0 $\pm 0,5$	2,50 $\pm 0,2$	0,20 0,2	0,27 <0,27	0,10 <0,1	0,06 <0,06	0,2 <0,2	90 Bal.	<0,12 -
Composição obtida	6,23	2,51	0,20	0,24	0,10	0,06	0,22	90,32	<0,12
Desv Pad	0,20	0,12	0,01	0,03	0,02	0,02	0,06	0,16	-

Obs: Res.\* = Níquel, cromo, estanho, zinco e chumbo.

Após confirmada a composição química foi realizada a caracterização microestrutural para que a matéria prima produzida pudesse ter seus parâmetros determinados, visto que tais parâmetros afetam o processo e as propriedades mecânicas finais. A figura 4.2 apresenta, para a liga Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu, uma comparação da matéria prima obtida por diferentes técnicas, iniciando em “a e b” com a matéria prima sem refino de grão e sem a agitação eletromagnética, seguida por “c e d” com refinador de grãos e sem agitação eletromagnética, “e e f” com agitação eletromagnética e sem refinador de grãos e por fim com “g e h” com a combinação de refino de grãos com a agitação eletromagnética onde pode-se observar a eficiência da associação de técnicas utilizadas no refino de grão para a obtenção da matéria prima para tixoprocessamento.

A Figura 4.2a mostra a microestrutura do material produzido sem agitação eletromagnética e sem a adição do refinador de grão. Nota-se na metalografia convencional que a microestrutura produzida é composta por dendritas grosseiras com o eutético alumínio-silício em seu contorno. A microestrutura colorida via polarização de imagem, Figura 4.2b, mostra a extensão do grão produzido que pode chegar a milímetros de diâmetro. É importante frisar nesta observação que a entidade que estará envolta em líquido no estado semissólido é justamente este grão e não os ramos dendríticos apresentados na metalografia convencional, daí a necessidade de se conhecer sua real extensão e formato.

A metalografia convencional mostrada da Figura 4.2c mostra uma estrutura de dendritas um pouco menos grosseira do que na situação anterior, uma dendrita de menor tamanho, devido ao uso somente do refinador de grãos sem a agitação eletromagnética, circundada pelo eutético Al-Si. A estrutura dos grãos mostradas na Figura 4.2d mostra-se muito mais refinada em relação a 4.2a que não se utilizou técnica alguma para refino. As figuras 4.2e e 4.2f, situação onde foi utilizada apenas a agitação eletromagnética, apresentam uma condição semelhante a que foi utilizada o refinador de grão.

A utilização do refinador de grão em conjunto à agitação eletromagnética aumenta significativamente o efeito de refino, já que a agitação eletromagnética depende da formação de núcleos sólidos que, ao serem formados, são continuamente removidos das regiões próximas à parede do lingote sendo levados ao centro. Somente na figura 4.2g, com esta combinação de técnicas é que se atinge o maior grau de refino, onde observa-se na metalografia convencional uma estrutura dendrítica fina e por vezes algumas rosetas e na figura 4.2h na metalografia colorida os pequenos grãos formados. A expectativa para os processos subsequentes de aquecimento ao estado semissólido é que este grão de tamanho diminuto, envolto em líquido,

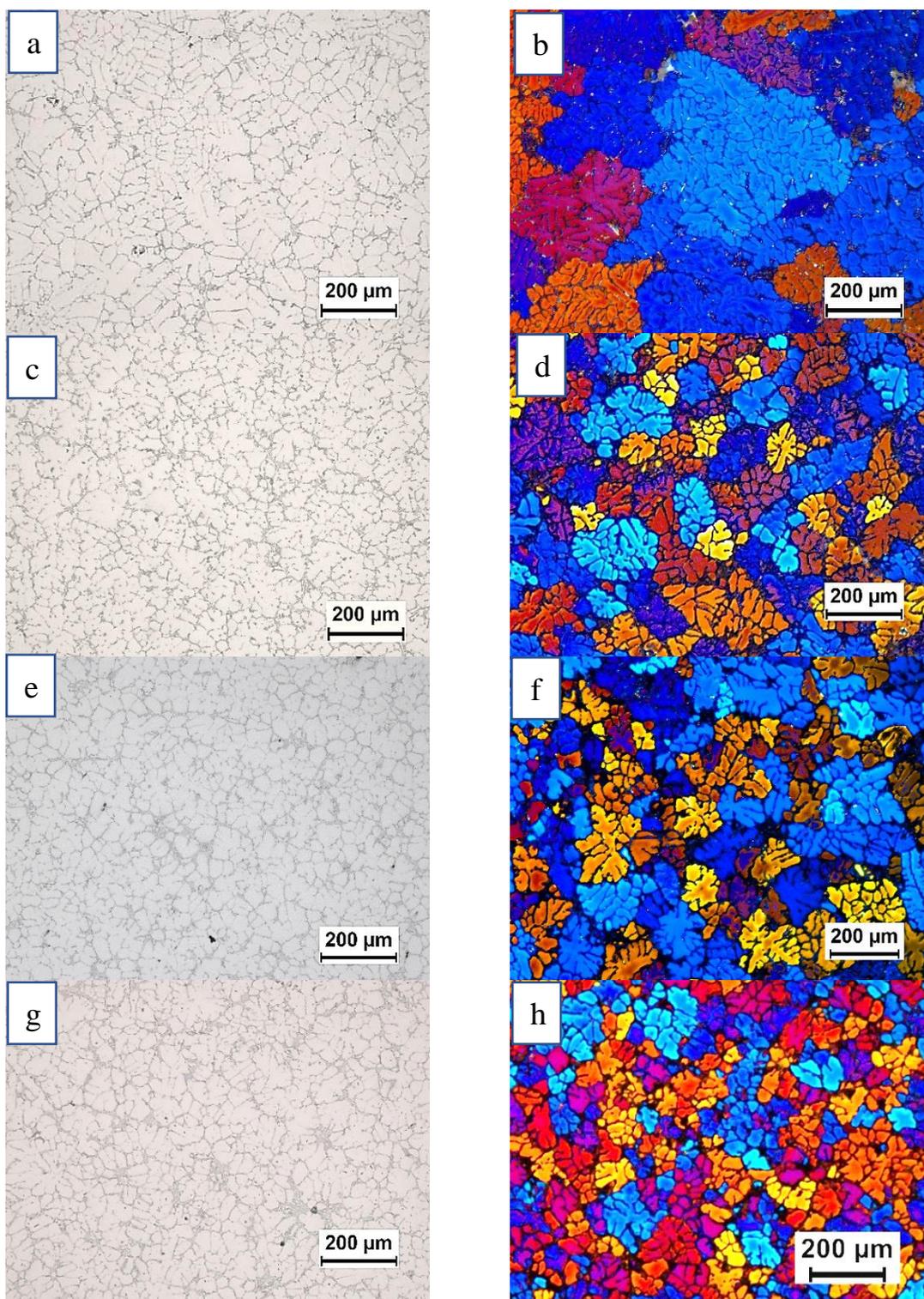


Figura 4.2 – Microestruturas geradas na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu produzida nas condições: sem refinador de grão e sem a agitação eletromagnética em a) e b), com refinador de grão e sem agitação eletromagnética em c) e d), sem refinador de grão e com a agitação eletromagnética em e) e f) e refinador de grão em conjunto com a agitação eletromagnética em g) e h).

possa apresentar as características reológicas que torna este tipo de processamento vantajoso. Observa-se ainda que o valor de  $\lambda_2$  permanece inalterado em todas as condições ensaiadas, visto que, o  $\lambda_2$  depende da taxa de solidificação após o vazamento dentro da lingoteira e independe do número de núcleos de solidificação gerados (DE PAULA e ZOQUI, 2019) e a taxa de solidificação embora não tenha sido medida a vazão de água dentro da lingoteira manteve-se constante. A tabela 4.2 apresenta a quantificação dos aspectos microestruturais para todas as condições testadas, mostrando o tamanho de grão, Lambda 2 ( $\lambda_2$ ), shape fator, assim como quantifica a porcentagem de porosidade para cada condição. Para se processar o material é necessário se aquecer ao estado semissólido e para tanto é importante ressaltar que, em geral, estas pastas são aquecidas em sistema de aquecimento por indução controlado por ciclos de tempo x potência. Estas pastas não são controladas pela temperatura. Desta forma dado a variação de massa intrínseca ao processo e mesmo pequenas modificações de posição desta massa em função da bobina de indução podem gerar situações nas quais esta massa atinge a temperatura de processamento com tempos maiores ou menores.

Tabela 4.2 – Medidas dos parâmetros de Tamanho de grão (TGr), Lambda 2 ( $\lambda_2$ ), (SF) *Shape fator* e Porosidade para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu para diferentes condições.

<b>Parâmetro</b> <b>Liga/condição</b>	<b>TGr</b> <b>(<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b><math>\lambda_2</math></b> <b>(<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>SF</b>	<b>Porosidade</b> <b>(%)</b>
<b>Al-6wt%Si-2,5wt%Cu</b>				
<b>Sem RG</b>	263 ± 65	19,3±4,1	0,35±0,15	0,57 ± 0,47
<b>Sem EMS</b>				
<b>Al-6wt%Si-2,5wt%Cu</b>				
<b>Com RG</b>	146,61±16,65	19,8±3,8	0,26±0,07	0,53±0,49
<b>Sem EMS</b>				
<b>Al-6wt%Si-2,5wt%Cu</b>				
<b>Sem RG</b>	167,9 ± 32	23,2±6,2	0,24±0,06	0,35±0,29
<b>Com EMS</b>				
<b>Al-6wt%Si-2,5wt%Cu</b>				
<b>Com RG</b>	112 ± 26	21,5±3,8	0,21±0,67	0,38 ± 0,37
<b>Com EMS</b>				

Nota: RG= refinador de grão, EMS = Electromagnetic *Stirring*

Desta forma avaliar a estabilidade desta massa no estado semissólido é imperativo para se avaliar a estabilidade do processo e, portanto, seu controle. A figura 4.3, apresenta a liga Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu, reaquecida na temperatura de 585°C, temperatura esta, composta pela temperatura correspondente a 60% de fração líquida acrescida de 2°C devido à uma possível queda de temperatura ocorrida no momento da transferência do *blank* para a matriz e posteriormente mantida por 30 e 60 segundos em tempo de espera, para que os mecanismos de globularização, Ostwald ripening e coalescência, pudessem atuar gerando uma pasta semissólida, composta pela fase primária globular envolta em líquido eutético, evidenciando qualitativamente a condição das ligas estarem morfologicamente aptas ao tixoprocessamento.

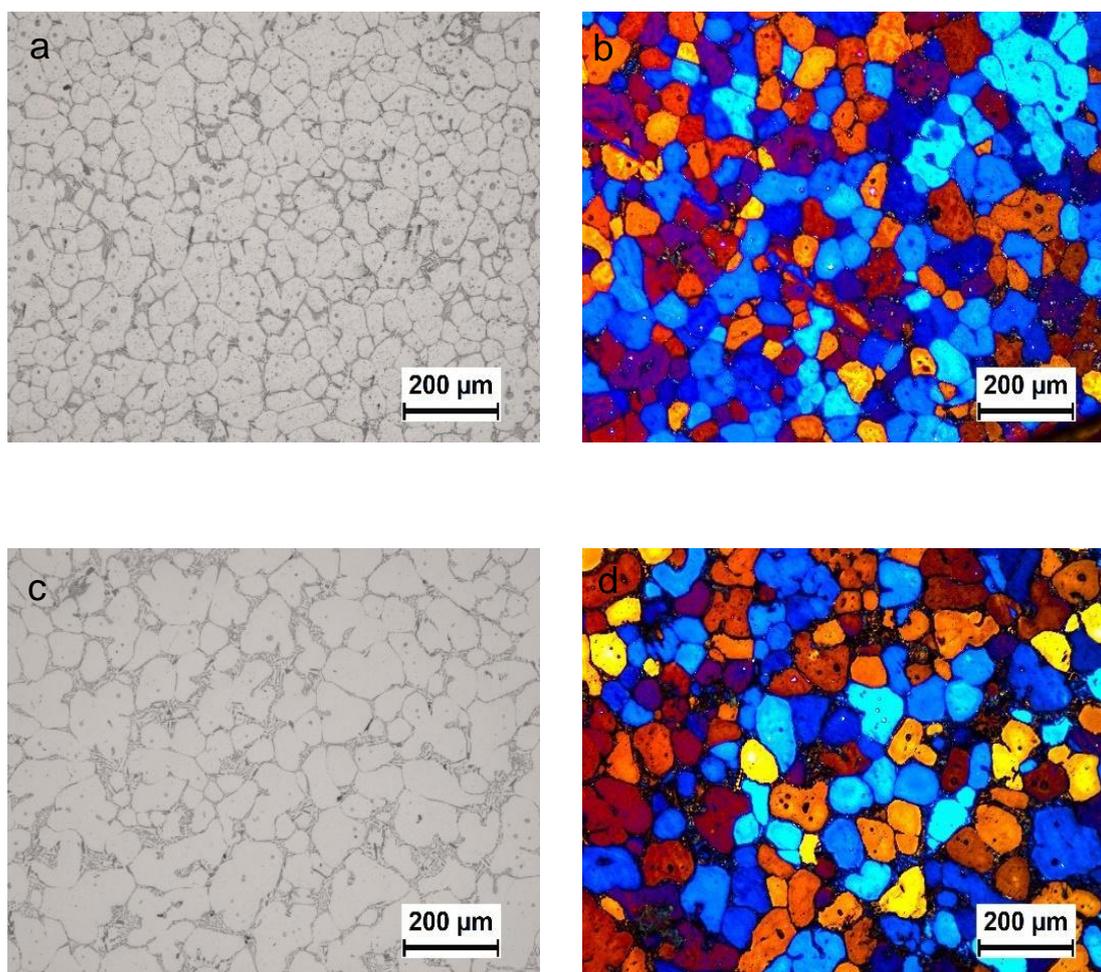


Figura 4.3- Liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu solidificada sob a ação do refinador de grão em conjunto com a agitação eletromagnética e posteriormente reaquecida à 585°C e mantida por 30s em a e b e por 60s em c e d.

Observando-se ainda as figuras 4.3 nota-se a ocorrência de Líquido retido fenômeno denominado de *Entrapped Liquid*, sendo que a sua ocorrência pode alterar a morfologia e a quantidade, no entanto, a sua ocorrência é inerente ao processo (ZOQUI, 1995). Nota-se claramente o esperado efeito de globularização para ambas as condições. O simples aquecimento ao estado semissólido propicia uma microestrutura formada por glóbulos da fase primária alumínio  $\alpha$  envolta no eutético, como mostra a Figura 4.3a e 4.3c, mas somente sob luz polarizada, figura 4.3b e 4.3d, pode-se notar que estes glóbulos são entidades mais extensas e complexas e que, na realidade se estendem por um maior volume do material, pois observa-se que partículas de mesma cor não são grãos distintos mas sim partes de um mesmo grão, no entanto, pode-se notar que raramente chegam a possuir tamanho superior a 200 $\mu\text{m}$ .

No estado semissólido obviamente são menores ainda uma vez que a temperatura de processamento usada é suficiente para liquefazer todo o eutético observado no contorno assim como parte do sólido aqui mostrado. Tem-se apenas 40% sólido nesta situação.

Pode-se notar que o aumento do tempo de manutenção do material à temperatura semissólida em apenas 30s, ou seja, de 30 para 60s, também gerou estrutura um pouco mais grosseira notando-se uma separação mais clara entre a fase primária  $\alpha$  e o eutético, no entanto, não há variações significativas de tamanho e morfologia, indicando certa estabilidade no processo. Observa-se inicialmente na tabela 4.3, uma redução em mais de 100% em relação ao tamanho inicial dos grãos evidenciando mais uma vez a eficácia da técnica de refino de grão em conjunção à agitação eletromagnética. Importante dizer que o tamanho de grão das estruturas assim produzidas, porém sem refino de grão e sem agitação eletromagnética pode superar 500  $\mu\text{m}$  (ZOQUI, 2002). Observa-se também que, para as amostras aquecidas ao estado semissólido ocorre inicialmente uma redução do tamanho de grão devido ao fenômeno da fragmentação (De PAULA, 2019), e para tempos mais longos de espera, inicia-se a coalescência levando-se ao aumento do tamanho grão, no entanto, ressalta-se que para este curto espaço de tempo, não há aumento significativo de tamanho de grão frente à condição fundida. Este pequeno crescimento é justificado pelo maior tempo na temperatura de globularização, o que possibilitou que os mecanismos de Ostwald ripening e coalescência pudessem atuar por um maior tempo, uma vez que ambos os mecanismos são dependentes do tempo. Ao analisar o *RQI* da matéria prima, reauecida e globularizada em ambos os tempos de 30s e 60s, que é um índice que mede a qualidade da matéria prima para reofundição e/ou tixoconformação e que leva em conta a relação grão/glóbulo e suas geometrias, pode-se afirmar que o aumento deste índice

para a matéria prima reauecida por 60 segundos ocorreu devido ao aumento do tamanho de grão, o que classifica esta condição como sendo inferior a condição na qual a liga foi reauecida por 30 segundos, porém, segundo (TORRES, 2013), uma pasta semissólida que possui um *RQI* acima de 0,3 detém uma boa expectativa para a tixoconformação. Sendo assim, como mostra os valores de *RQI* indicados na tabela 4.3 ambas as condições para tempo de espera, 30 e 60 segundos, dispõem de condições favoráveis ao tixoprocessamento que será realizado, no caso aqui o tixoforjamento.

Tabela 4.3 – Medidas dos parâmetros de Tamanho de grão (TGr), tamanho de glóbulo (TGI), Shape fator, *Rheocast Quality Index* (*RQI*) e Porosidade para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu para diferentes condições.

<b>Parâmetro</b>	TGr	TGI	SF	RQI	Porosidade
<b>Liga/condição</b>	( $\mu\text{m}$ )	( $\mu\text{m}$ )			(%)
<b>Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu Globularizada 30s</b>	90,3 $\pm$ 9,2	80,1 $\pm$ 9,2	0,61 $\pm$ 0,04	0,54 $\pm$ 0,03	0,34 $\pm$ 0,31
<b>Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu Globularizada 60s</b>	119,2 $\pm$ 14 ,3	82,6 $\pm$ 13,6	0,60 $\pm$ 0,08	0,41 $\pm$ 0,06	0,46 $\pm$ 0,27

## 4.2 Análise dos produtos tixoforjados

O processo de tixoforjamento teve por objetivo a obtenção de produtos com as dimensões especificadas como as da figura 4.4. Tais produtos, puderam ser produzidos com o tempo total de ciclo de produção de 13 minutos e 16s para o tempo de globularização de 30s e 13 minutos e 46s para o tempo de globularização de 60s, considerando a seguinte sequência de etapas do processo com seus respectivos tempos: Condicionamento do blank, aquecimento até a temperatura de 585°C (11m e 45s) seguido do tempo de espera para globularização (30 e 60s); transferência para matriz (8s); Prensagem (3s); Recalque + resfriamento primário (15s); extração do produto (5s) e resfriamento final (30s). Os produtos obtidos por este processo de tixoforjamento apresentaram medidas conforme as especificadas reproduzindo corretamente a geometria da matriz além de boa qualidade superficial, características típicas dos produtos tixoprocessados (Atkinson, 2005), apresentando uma rugosidade *Ra* média de 0,66. Valores de rugosidade como este correspondem a superfícies obtidas por torneamento, retífica e até certos níveis de polimento (Agostinho, 2014).

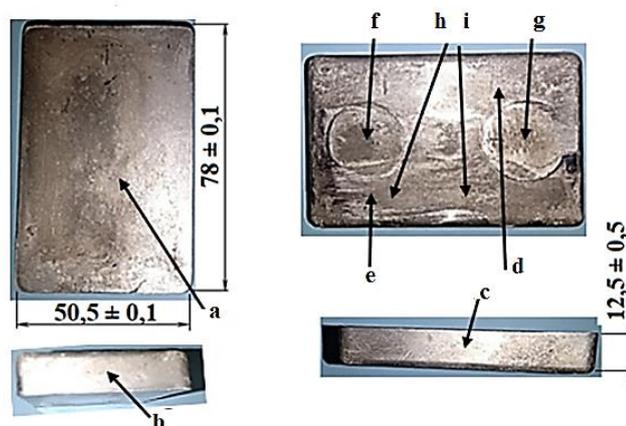


Figura 4.4 - Exemplo de produto tixoforjado, com detalhes de todas as faces, com as dimensões, tolerâncias e rugosidade medida em diferentes pontos. Apresentando marcas do extrator em “f e g”, manchas devido a aplicação de desmoldante em “h e i” e rugosidade em a)  $Ra=0,686$ , b)  $Ra=1,012$ , c)  $Ra=0,5$ , d)  $Ra=0,622$ , e)  $Ra=0,476$ .

#### 4.2.1 Caracterização microestrutural dos produtos tixoforjados

Após o acionamento da prensa, a tixoconformação propriamente dita, inicia-se no momento em que a face da parte superior da matriz toca o *blank* aquecido, a partir deste instante, a tensão apresenta um aumento devido a uma pequena deformação da fase  $\alpha$ , representada pelos grãos sólidos que formam um aglomerado de partículas globulares sólidas. Após esta resistência inicial a tensão alcança um valor onde ocorre um desmantelamento do esqueleto tridimensional, com o líquido eutético fluindo entre grãos da fase alfa, sólida globular, este líquido atua como um lubrificante, facilitando que o material escoie para o preenchimento da matriz com uma maior taxa de cisalhamento, reduzindo assim, grandemente a viscosidade seguida por uma queda de tensão. Prosseguindo com o tixoforjamento, a fase líquida que agiu como lubrificante, passa a ser expulsa para as faces externas do produto e o contato sólido com sólido, torna a ocorrer, ocasionando novamente um aumento na tensão, tal comportamento observado por (KANG, 2000) e (TORRES, 2013) pode ser considerado aqui de forma análoga, embora temperatura de aquecimento do *blank* utilizada neste trabalho,  $585^{\circ}\text{C}$ , corresponda a fração líquida de 60%, ou seja 5% maior do que a utilizada por Torres em 2013. Ao final de um ciclo de tixoforjamento, o produto obtido apresenta uma microestrutura homogênea em seu núcleo, sendo que, em todas as suas faces está presente uma camada que varia de  $500\ \mu\text{m}$  à  $1500\ \mu\text{m}$ ,

formada pelo líquido eutético segregado. A figura 4.5 mostra micrografias obtidas de diferentes posições do produto, onde pode-se observar nas posições “a” e “f”, raios situados nos extremos do produto e nas posições “b” e “e” laterais do produto a presença de duas diferentes regiões, a mais externa composta dendritas formadas pelo líquido eutético segregado e posteriormente solidificado convencionalmente e uma parte mais interna apresentando uma microestrutura globular, similar as micrografias obtidas de regiões centrais do produto, posições “c” e “d”, que também apresentam uma microestrutura globular típica dos produtos tixoprocessados. Durante o tixoforjamento também ocorreu a produção de produtos incompletos para ambos os tempos de globularização, como o exemplo mostrado na figura 4.6, e em todas as vezes em que isto ocorreu o perfil do produto se apresentou de um dos lados, moldando-se a à geometria da matriz e do outro uma silhueta incompleta, o que sugere que esta falha ocorre principalmente devido a erros durante a alimentação da matriz. A alimentação da matriz ocorre de forma manual e na inexistência de algum dispositivo centralizador do *blank* dentro da cavidade, faz com que a alimentação esteja susceptível a erros de posicionamento. Ao iniciar o tixoforjamento, com a deformação do *blank* em andamento, o material tende a escoar simetricamente em direção as laterais da matriz, no entanto, se o *blank* está posicionado decentralizado dentro da cavidade da matriz, o material que está escoando toca primeiro uma das laterais da matriz e se molda a esta geometria direcionando o escoamento da pasta semissólida para o lado ainda não preenchido.

Este contato do material, precocemente moldado pela face superior, inferior e por uma das laterais da matriz, potencializa a transferência de calor por condução promovendo uma queda na temperatura seguida por uma brusca diminuição na fração líquida o que reduz o escoamento da pasta tornando mais difícil o preenchimento da matriz conduzindo a solidificação de um produto tixoforjado incompleto.

Nestes produtos o tixoforjamento ocorre basicamente em apenas uma das laterais da matriz e que age restringindo o escoamento do material e conduzindo o fluxo de líquido para o sentido oposto ao que ocorreu o preenchimento, devido ao contato entre as partículas sólidas da fase  $\alpha$ , figura 4.6a e 4.6b, onde observa-se no contorno do raio do produto em “a” e na lateral no produto mostrada em “b” a presença de partículas sólidas globulares em uma região mais externa e uma região dendrítica oriunda de uma solidificação convencional localizada mais internamente, logo após a região globular.

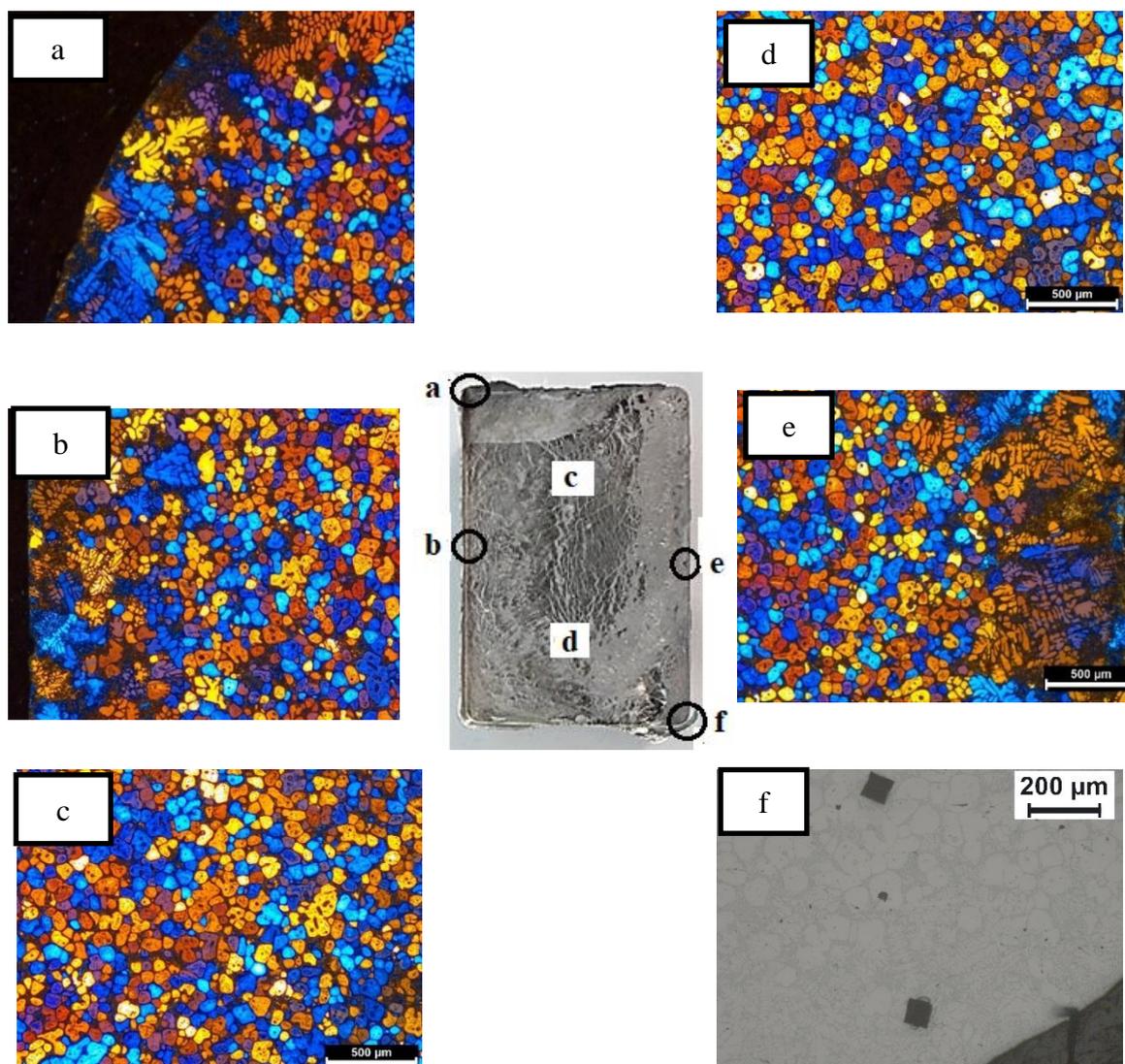


Figura 4.5 - Micrografias de diferentes regiões de produto tixoforjado com 30 segundos de globularização evidenciando regiões com líquido segregado na periferia do produto.

Ao contrário dos produtos que se moldaram totalmente à cavidade da matriz e que apresentaram líquido segregado em todas as direções, resultando ao final da tixoconformação um produto com uma microestrutura homogênea em seu centro envolto em eutético, o produto incompleto quando analisado, apresentou fluxo de líquido eutético direcionado de forma aleatória para o meio do produto, apresentando linhas retas de líquido com composição eutética solidificada e ainda em algumas posições observam-se veios bifurcados com esta composição, como observa-se na figura 4.6c e 4.6d e 4.6e respectivamente.

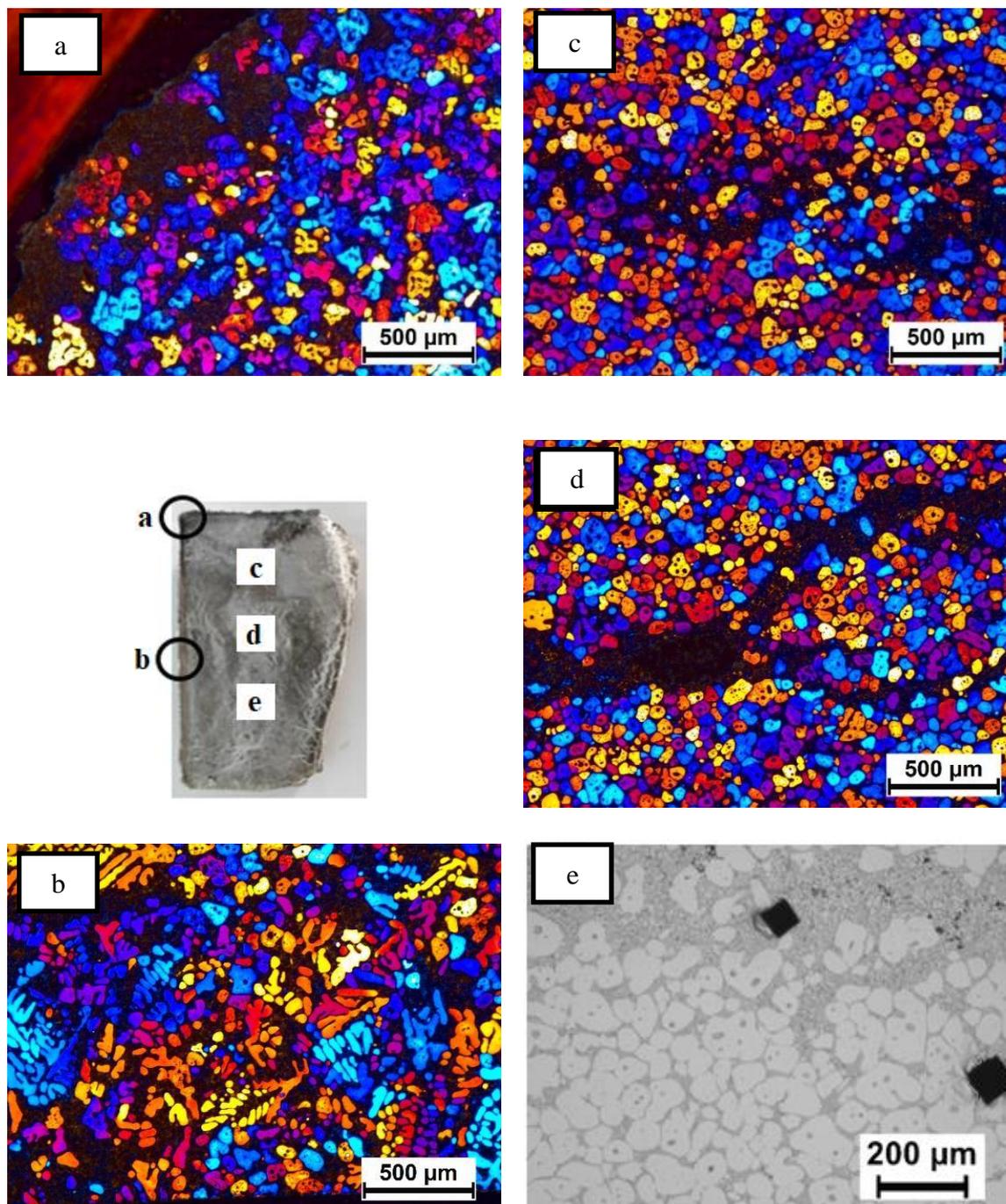


Figura 4.6 – Exemplo de produto incompleto tixoforjado a 60s de globularização evidenciando regiões com líquido segregado para o meio do produto.

Regiões formadas pela segregação líquida, em ambos os produtos obtidos, tanto o íntegro quanto o incompleto, apresentam composição química heterogênea em relação ao produto como um todo, que pode-se observar uma diferença de até 100% na concentração de cobre e até 200% na concentração do silício evidenciada ao comparar as duas regiões no EDS realizado

em linha nas figuras 4.7 e 4.8 e no EDS realizado nas áreas rerepresentadas por “E1 e E2” nas mesmas figuras, cujos resultados estão expressos nas tabelas 4.4 e 4.5.

Observa-se na figura 4.7 na micrografia realizada em um ponto extremo de um produto incompleto líquido segregado na extremidade do raio e na figura 4.8 na micrografia realizada mais ao centro de um produto incompleto que apresentou líquido segregado aleatoriamente para meio do produto a diferença de contagem dos elementos realizados no EDS em linha. Pode-se notar em ambas as figuras 4.7 e 4.8 que a contagem do Silício se intensifica e se mantém constantemente intensificada na região do eutético segregado seguido pelo cobre, o que pode ser evidenciado pela amplitude dos picos de contagem, sendo que nestas mesmas regiões ocorre uma menor contagem do alumínio, cuja amplitude de intensifica nas regiões onde o material se torna homogêneo com as partículas sólidas globulares envoltas uniformemente em líquido eutético. Nestas regiões homogêneas constata-se essencialmente picos de silício e cobre nos contornos de grãos evidenciando a composição do eutético principal, observando-se também traços destes elementos dentro dos grãos.

As regiões dos produtos que apresentam heterogeneidades de composições químicas, também apresentam diferentes propriedades mecânicas como observa-se a micro dureza apresentada na tabela 4.4, cujas indentações foram obtidas em regiões como mostradas na figura 4.5f e 4.6e.

Tabela 4.4– Comparação de durezas entre a região de segregação líquida e o núcleo

<b>Liga</b> <b>processada</b> <b>Região do produto</b>	<b>Al-6wt%Si-2,5wt%Cu- 30s</b>			<b>Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu-60s</b>		
	<b>Microdureza (HV)</b>			<b>Microdureza (HV)</b>		
	<b>Completo</b>			<b>Incompleto</b>		
<b>Núcleo</b>	77,9	±	5,9	73,3	±	5,3
<b>Líquido segregado</b>	108,3	±	7,4	101,9	±	6,0

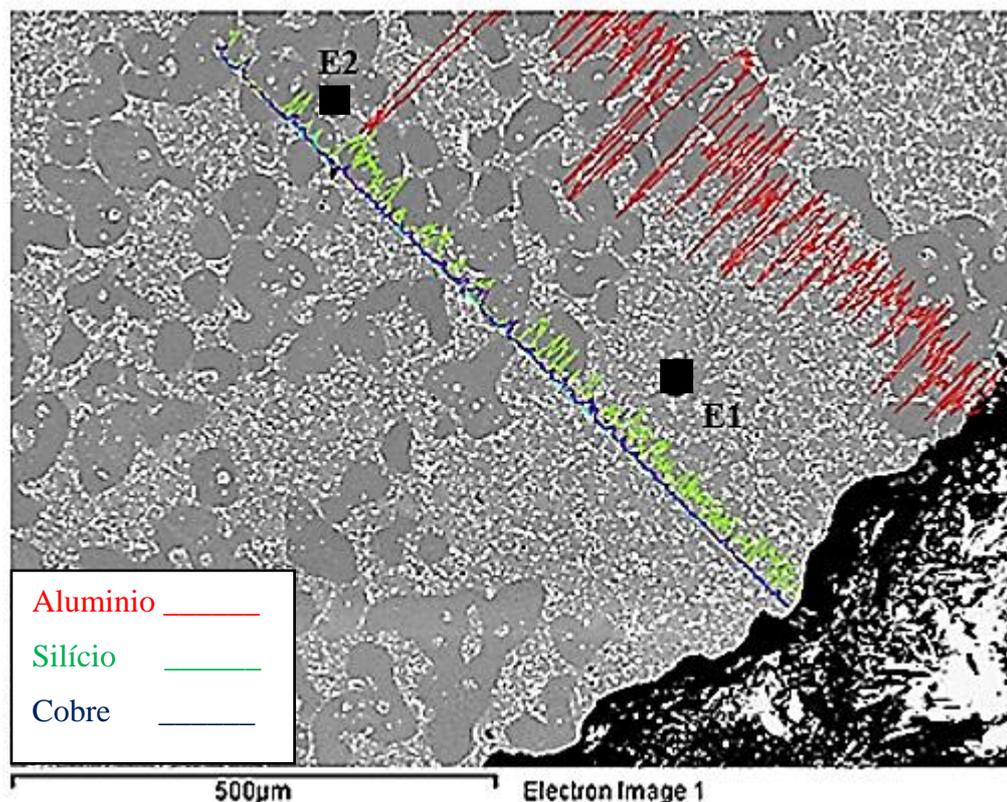


Figura 4.7 - Contagem de elementos químicos no EDS realizado em linha em extremidade do raio de um produto tixoforjado a 60s que não preencheu a cavidade, evidenciando as diferentes concentrações de composição química entre as regiões de líquido segregado e outra com alta densidade de glóbulos da fase  $\alpha$  e posicionamento da área de realização de EDS.

Tabela 4.5 – Variação da composição química na extremidade do raio do produto apresentando líquido segregado, análise realizada por EDS do espectro 01 e 02 em áreas indicadas na figura 4.7.

Elemento	Al	Si	Cu	Ti	Mn	Mg	Fe	Total
<b>Posição</b>								
<b>Espectro 01</b>	83,05	11,43	4,57	0,19	0,17	-	0,59	100
<b>Espectro 02</b>	91,19	5,74	2,59	0,21	-	-	0,27	100

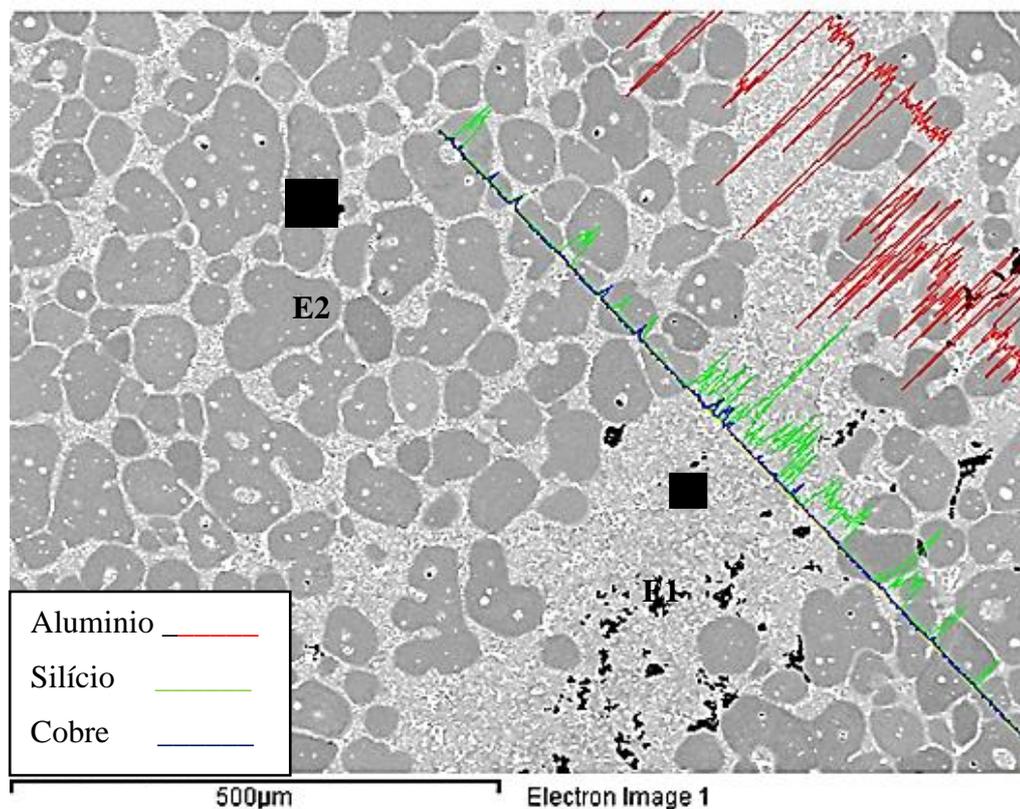


Figura 4.8 -Contagem de elementos químicos no EDS realizado em linha em extremidade do raio de um produto tixoforjado a 60s que não preencheu a cavidade, evidenciando as diferentes concentrações de composição química entre as regiões de líquido segregado e outra com alta densidade de glóbulos da fase  $\alpha$ .

Tabela 4.6 – Resultado da composição química da análise realizada por EDS na região do espectro 01 e 02 em áreas indicadas na figura 4.8.

Elemento	Al	Si	Cu	Ti	Mn	Mg	Fe	Total
<b>Posição</b>								
<b>Espectro 01</b>	77,45	15,75	5,73	0,34	-	-	0,73	100
<b>Espectro 02</b>	92,55	4,78	2,24	0,25	-	-	0,18	100

A acentuada diferença de composição química entre regiões de segregação líquida e regiões homogêneas do produto reflete numa diferença abrupta de propriedades mecânicas, sendo que nas regiões de segregação líquida constata-se uma dureza maior em cerca de 30% quando comparada a valores de dureza obtidos do núcleo do produto como pode-se observar na

tabela 4.6, o que é uma característica muito específica para a tixoconformação e pode caracterizar uma vantagem do processo quando ocorrida de forma previsível, como no caso dos produtos dentro das especificações ideais.

Embasando-se nas caracterizações realizadas dos produtos completos e incompletos tixoforjados na fração líquida de 60%, nos tempos de 30 e 60 segundos de globularização, opta-se neste trabalho em utilizar para a fabricação dos corpos de prova e nas análises posteriores, apenas os produtos tixoforjados que representaram perfeitamente os critérios geométricos e dimensionais estabelecidos inicialmente. Como os corpos de prova serão retirados do núcleo do produto tem-se a segurança que serão construídos de uma porção homogênea do material. Mesmo havendo a possibilidade de aproveitamento de produtos incompletos e estes poderem oferecer a possibilidade de construção de 1 até 3 corpos de prova, no entanto, a segregação líquida, direcionada de forma aleatória para o meio do produto poderia levar a realização de ensaios com corpos de prova de materiais em diferentes condições, razão pela qual a adoção da escolha apenas de produtos íntegros.

Uma nova caracterização, quanto a dimensão, morfologia de grãos e glóbulos e porosidade foi realizada igualmente à realizada na obtenção da matéria prima que foi posteriormente reaquescida para globularização a 30 e 60s e em seguida refrigerada em água. Inicialmente se caracterizou a evolução do processo de obtenção da matéria prima até o reaquescimento, de forma que, esta nova caracterização parte do reaquescimento da matéria prima seguido das etapas do processo: transferência para a matriz, tixoconformação, recalque/refrigeração primária na matriz, extração e finalmente refrigeração final em água. A figura 4.9 mostra as micrografias, apresentando os grãos e glóbulos, obtidas de produtos tixoforjados a 30 e 60s de globularização. A tabela 4.7, apresenta os valores médios de Tamanho de grão (TGr), tamanho de glóbulo (TGl), *Rheocast Quality Index* (RQI) e Porosidade para a liga Al6,0Siwt%-2,5Cuwt%, tixoforjada a 30 e 60s de globularização.

Visto que a temperatura de tixoforjamento é a mesma para as duas condições, fixa-se a avaliação das microestruturas em função dos tempos de trabalho e da matéria prima posteriormente tixoforjada. Como pode ser visto nas micrografias apresentadas na figura 4.9 e na tabela 4.7, o produto que foi tixoforjado a 30s de globularização apresentou grãos e glóbulos com as melhores características morfológicas e dimensionais inclusive com menor dispersão.

Quando se compara os dois tempos de globularização utilizados, o tempo de 30s de globularização apresenta-se, na fração líquida de 60%, como sendo o melhor parâmetro para a esferoidização da fase primária  $\alpha$ -Al, como pode-se confirmar com os valores do *shape factor*

de 0,66 mostrado na tabela 4.7, sendo que o quanto mais este valor se aproximar de 1 mais esférica a partícula será.

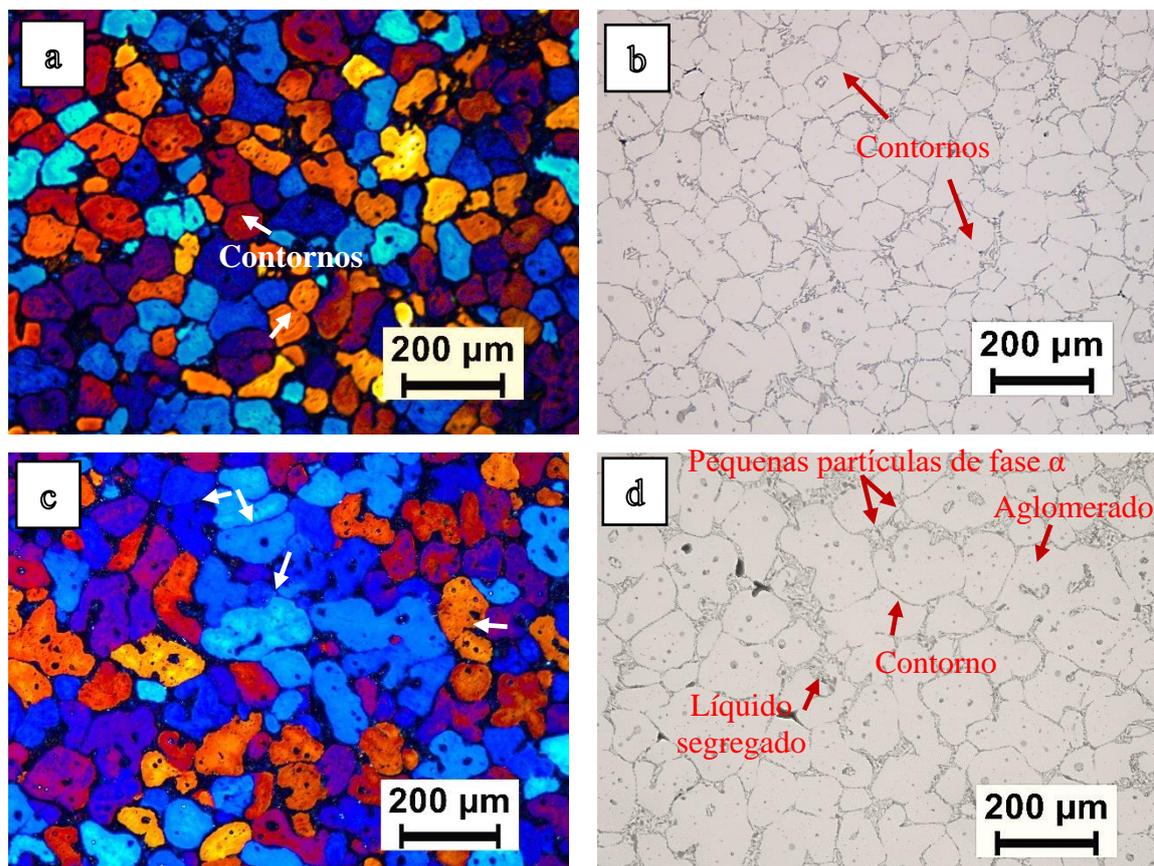


Figura 4.9 – Micrografias B&P e coloridas obtidas de produtos tixoforjados a 30s e 60s, os quais apresentaram perfeitamente a geometria da matriz.

Entende-se que nestas condições de tempo de 30s de espera na temperatura de 585°C os mecanismos de Coalescência e Ostwald ripening tiveram tempo suficiente para agirem e modificarem as partículas, tornando-as esferoidizadas, tendo como força motriz a redução de energia total do sistema, por meio da redução de energia interfacial entre as fases sólida e líquida, devido a geometria esférica/globular apresentar a menor relação área pelo volume, fenômeno que ocorre por difusão atômica (NAFISI et al, 2019), como resultado, obtêm-se um *shape factor* mais próximos de 1, implicando em um RQI de 0,53, o qual é um valor bastante favorável para tixoforjamento (TORRES, 2013).

Tabela 4.7 – Medidas dos parâmetros de Tamanho de grão (TGr), tamanho de glóbulo (TGl), Shape fator e Rheocast Quality Index (RQI) e Porosidade para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, obtidos dos produtos tixoforjado que atenderam as especificações geométricas e dimensionais para tempos de globularização de 30s e 60s.

	<b>TGr (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>TGl (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>SF</b>	<b>RQI</b>	<b>Porosidade (%)</b>
Tixoforjado 30s	101,91 $\pm$ 8,5	81,35 $\pm$ 8,82	0,66 $\pm$ 0,05	0,53 $\pm$ 0,04	0,34 $\pm$ 0,33
Tixoforjado 60s	132,27 $\pm$ 13,14	97,24 $\pm$ 17,27	0,58 $\pm$ 0,11	0,43 $\pm$ 0,08	0,36 $\pm$ 0,35

A figura 4.10 retoma dados obtidos da matéria prima somente reaquecida em conjunto com os dados obtidos com a matéria prima reaquecida por 30 e 60s e tixoforjada onde a solidificação ocorreu sob a ação de todos os parâmetros que o processo de tixoforjamento está sujeito. Desta forma pode-se avaliar a influência do processo de tixoforjamento na evolução da microestrutura quanto ao tamanho e morfologia de grãos e glóbulos bem como a evolução da porosidade.

Um aspecto observado é apresentado na figura 4.10 consiste no crescimento dos grãos e glóbulos, observado nas amostras retiradas dos produtos tixoforjado a 30 e 60s. Comparando os tempos de reaquecimento de 30 e 60s observa-se aumento no tamanho dos grãos e glóbulos para os tempos de 60s em relação aos que foram globularizados a 30s, já observado na matéria prima apenas globularizada e imediatamente refrigerada em água. No produto que foi tixoforjado este aumento é mais expressivo entre o tempos de espera, quando se compara a matéria prima que foi globularizada.

Para se avaliar este aumento no tamanho de grãos e glóbulos ocorrido no produto tixoforjado, deve-se observar duas condições distintas de refrigeração a serem consideradas. Na primeira condição, a matéria prima foi reaquecida até a temperatura correspondente a fração líquida desejada, 585°- 60% fl, mantida por 30 e 60s para globularização e imediatamente resfriada em água, nesta condição, a matéria prima tem seu primeiro e único resfriamento em água, desprezando-se a troca de calor ocorrida no percurso até o recipiente com água, visto que não é necessário preocupar-se com o posicionamento e praticamente o corpo de prova é lançado em água para o resfriamento.

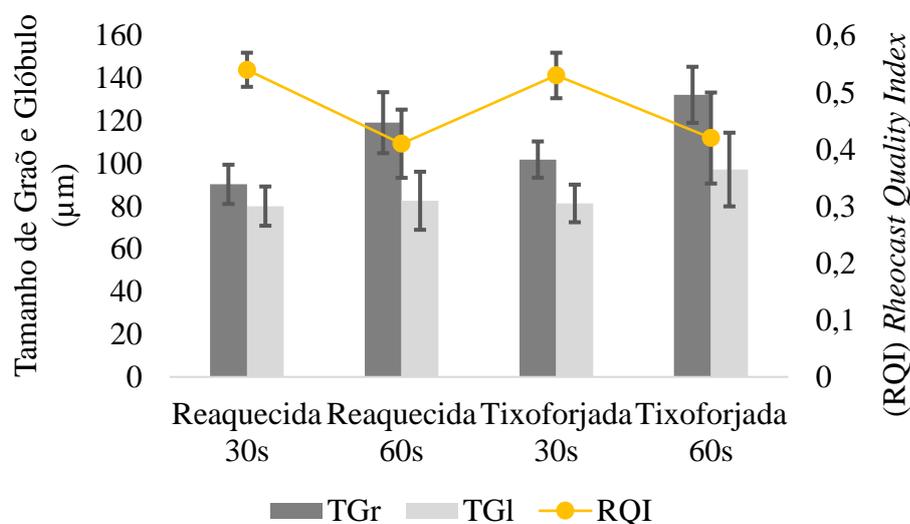


Figura 4.10 – Comparação dos parâmetros, tamanho de grãos, tamanho de glóbulos e RQI, observados na matéria prima apenas reaquecida e posteriormente refrigerada e na matéria prima reaquecida e tixoforjada.

A outra condição de refrigeração é a do produto tixoforjado, cuja matéria prima seguiu o mesmo processo de reaquecimento e tempos de espera, curva em preto na figura 4.11a, sendo que a pasta semissólida, à temperatura de 585°C, foi transferida para o ferramental que se encontrava à temperatura de 230°C ± 10°C. Durante esta transferência decorre-se 8 s até a pasta semissólida tocar a cavidade da matriz, momento da alimentação, e ao tocar a superfície da matriz a temperatura da mesma começa a subir, figura 4.11a e 4.11b vista ampliada, linha do gráfico em azul, indicando o início da transferência de calor com a matriz, em seguida, aciona-se o cabeçote superior da prensa para a tixoconformação propriamente dita, 3s após o acionamento a temperatura do punção começa a aumentar, linha vermelha no gráfico indicado na figura 4.11a e 4.11b. Após ocorrida a prensagem, transcorre-se um tempo de 15s para recalque e resfriamento primário, para que o produto se solidifique sob a ação da compressão da prensa, durante este tempo a temperatura da matriz passa de 230°C para 260°C e a temperatura da punção parte de 230°C para 310°C, observa-se que o punção apresenta uma elevação de temperatura muito maior do que a matriz, mesmo tendo menos área de contato com a pasta semissólida para transferência de calor, o calor transferido faz com que a temperatura de sua massa aumente quase duas vezes a variação de temperatura observada na matriz.

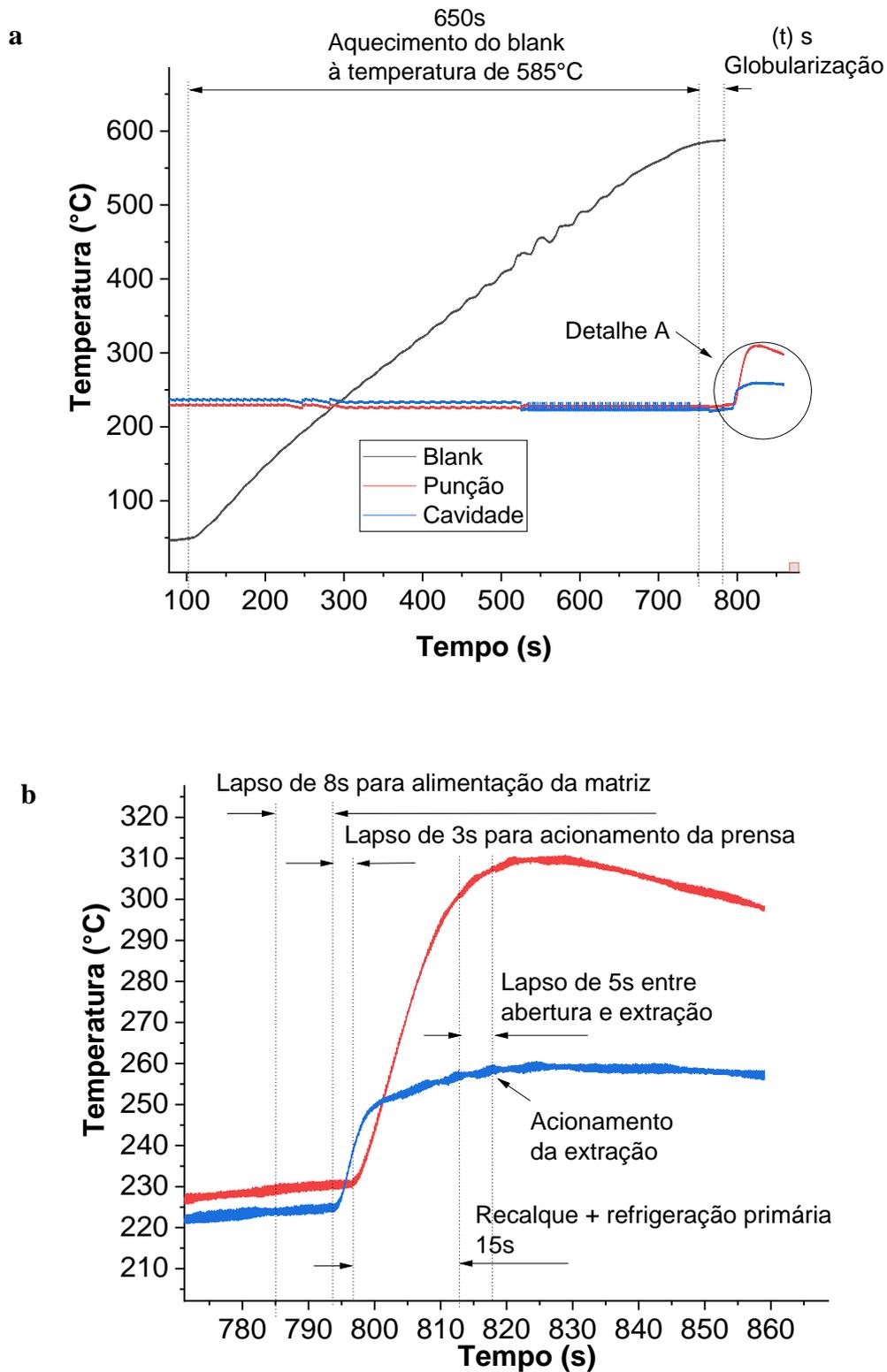


Figura 4.11 – a) Curvas de aquecimento aqisitadas do Blank até condicionamento para tixoforjamento e curvas de aquecimento da punção e da matriz, devido ao calor retirado para solidificação do *blank* e b) Detalhe A, ampliação da curva de transferência de calor do produto tixoforjado para a punção e a matriz até o momento da extração.

Passado estes 15s recua-se o cabeçote da prensa, aciona-se a extração e o produto é resfriado a temperatura ambiente pela imersão em água. Do instante que blank é posto dentro da cavidade da matriz até o momento que ele é extraído totaliza um tempo de 23 segundos período em que ocorre a troca de calor entre o produto tixoforjado e o conjunto de matriz/punção, refrigeração primária, como mostrado na figura 4.11b que apresenta as curvas de aquecimento (em vermelho) da punção e (em azul) da matriz. A figura 4.11b apresenta uma ampliação apenas da região do gráfico onde ocorre a transferência de calor entre o tixoforjado e o conjunto punção e matriz.

Dado o exposto, observa-se que o crescimento secundário dos grãos e glóbulos após os tempos de espera de 30 e 60s pode ocorrer em dois momentos: primeiro, no tempo decorrido para transferência da bobina de aquecimento para a matriz, dado que transcorrem 11s até que a tixoconformação se consuma; e segundo, dentro da matriz, durante a refrigeração primária, a pasta semissólida, na fração líquida de 60%, é conformada e com a solidificação em andamento, ou seja, com o aumento progressivo da fração sólida sendo mantida dentro da matriz durante 15s para o recalque, seguidos de mais 5s até sua extração, durante este intervalo de tempo o mecanismo de engrossamento descrito acima continua agindo promovendo o crescimento contínuo das partículas primárias, dado que em altas frações sólidas e o contato entre os contornos de grãos também favorecem a coalescência (FLEMINGS, 2005), sendo a magnitude deste crescimento relacionada a taxas de resfriamento dentro da matriz, aqui no caso durante a refrigeração primária, sendo que quanto menor a taxa de resfriamento maior o crescimento das partículas primárias (REISI, NIROUMAND, 2009).

Considerando que a matéria prima já se encontrava em determinado estágio de globularização, após os tempos de espera de 30s e 60s este acréscimo de tempo possibilitou um aumento nos grãos e glóbulos pela atuação do mecanismo de coalescência, visto que a altas temperaturas e tempos maiores favorecem a atuação deste mecanismo, tal afirmação vai ao encontro do que mostram as figuras 4.9a e 4.9b onde observa-se contornos “não mesclados”, indicado pela seta em vermelho, indicando estágio inicial da coalescência e figuras 4.9c e 4.9d, apresentando glóbulos maiores rodeados por glóbulos menores evidenciando já a ocorrência do fenômeno de coalescência, visto que ficou um tempo de permanência maior (JIANG, WANG e ATKINSON, 2014). Dada a fração líquida utilizada ser de 60%, por consequência, utiliza-se uma temperatura elevada, tais condições conduzem a formação de um filme líquido mais espesso entre as partículas indicado na figura 4.9d. Na figura 4.9a e 4.9b pode-se observar ainda grãos mantendo uma morfologia globular e mesmo tamanho inicialmente observado, onde

observa-se na figura 4.9a grãos globulares em maior número sendo que alguns já se apresentam como já discutido, estágios iniciais de coalescência, visto que a coalescência ocorre entre dois grãos que se rotacionam e compartilham de mesma orientação cristalográfica (JIANG, WANG e ATKINSON, 2014), tal fenômeno pode ser observado nas indicações pelas setas na figura 4.9a. A consumação deste fenômeno pode ser melhor apontada na figura 4.9c que apresenta uma maior dispersão no tamanho dos grãos e ainda se observa grãos disformes, cujo formato sugere a junção de vários grãos menores formando grãos de tamanhos aumentados com a morfologia de rosetas

Ressalta-se que na figura 4.11b as curvas na cor vermelha e na cor azul, referentes a matriz e a punção continuam sendo aquisitadas mesmo após o momento da extração. Nota-se que a curva em vermelho referente ao punção atinge seu ponto de máxima temperatura e começa cair devido a abertura da matriz e a interrupção da transferência de calor. Na curva em azul, referente a cavidade, observa-se a formação de um patamar, que permanece na temperatura de 260°C por aproximadamente 30s, período que se permaneceu ainda a aquisição dos dados, antes de começar cair, mesmo após o momento da extração, indicando um equilíbrio de temperatura entre a matriz e produto tixoforjado à temperatura de 260°C, nesta temperatura, a microestrutura do produto tixoforjado está totalmente solidificada não possibilitando mais o crescimento dos grãos e glóbulos.

### **4.3 Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6)**

Dado o exposto de que o tixoforjamento promove mudanças significativas na microestrutura e por consequência nas propriedades mecânicas, ressalta-se que neste trabalho somente com o tratamento térmico posterior se alcançou o aprimoramento máximo das propriedades mecânicas para a liga Al-6wt%Si-2.5wt%Cu, nas condições as cast e tixoforjada a 30 e 60s. As Figuras 4.12a, matéria prima apenas fundida, e figuras 4.12b e 4.12c apresentam micrografias de produtos apenas tixoforjados, podendo-se observar uma fase alfa rica em alumínio envolta por um complexo eutético composto majoritariamente por silício com morfologia de placas seguido por cobre. O silício com esta morfologia age como um iniciador de fratura e tem um efeito negativo na ductilidade (SJOLANDER e SEIFEDDINE, 2011).

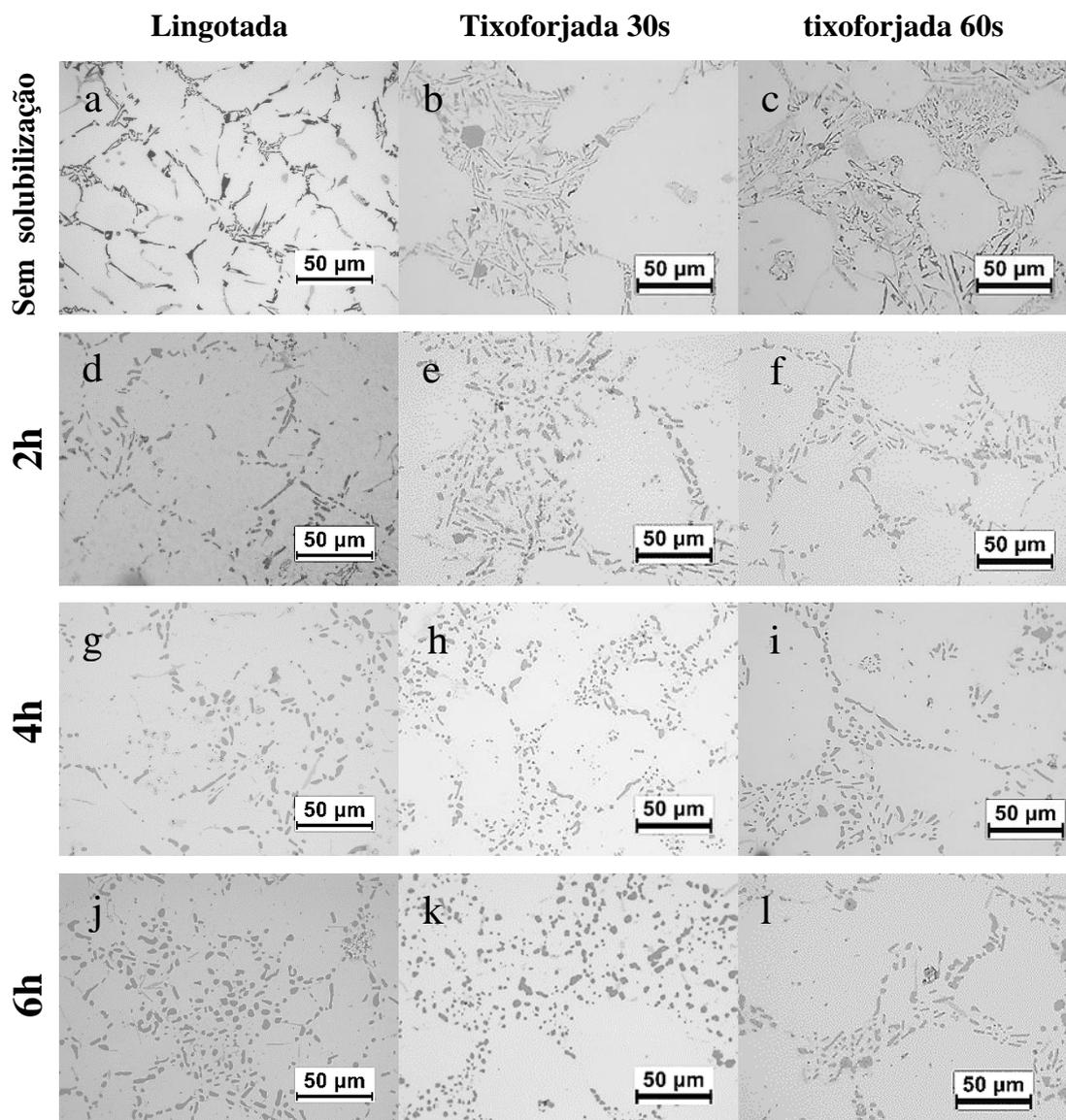


Figura 4.12 – Liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu as cast (Lingotada), Tixoforjada a 30 e 60s de globularização, sem solubilização, solubilizada por 2 , 4 e 6 horas.

Para transformar a morfologia *plate-like* do silício em esferóides e melhorar a ductilidade, pode-se lançar mão da adição de estrôncio durante a fundição da liga (TIMPEL ET AL, 2012), no entanto, neste estudo, o objetivo de esferoidizar o silício foi alcançado sem a utilização deste recurso, apenas com a realização do tratamento térmico T6 o qual consiste em duas etapas: a primeira é a solubilização que tem por objetivos de obter o máximo de cobre, fase  $\theta$ , dissolvidos em solução sólida na matriz de alumínio além transformar a morfologia do silício eutético de acicular para esférica, como observa-se nas figuras 4.12d, 4.12e, 4.12f,

4.12g, 4.12h, 4.12i, 4.12j, 4.12k e 4.12l, que mostram a liga solubilizada, nos tempos de 2, 4 e 6 horas, respectivamente, onde nota-se o efeito de esferoidização por meio da solubilização, evidenciando a mudança na morfologia do silício, mesmo sem adição de estrôncio, caracterizada mais visivelmente pela mudança de dimensões, fragmentação e morfologia das partículas.

Para a escolha dos parâmetros mais eficazes que promovessem as mudanças morfológicas no silício, levou-se em consideração a partícula de menor tamanho e a mais esférica. A devida análise morfológica e dimensional desta caracterização pode ser observada na tabela 4.8, que oferece o fator de forma dos precipitados bem como sua dimensão por meio do diâmetro de *FERET*, que consiste em medir a distância mais longa no contorno analisado, os dados podem ser comparados de forma direta na figura 4.13.

Tabela 4.8– Fator de forma (shape fator) e tamanho das partículas de silício, (diâmetro de Ferret) para a condição apenas lingotada com EMS + refino de grão e produtos tixoforjado e solubilizados com os tempos de globularização de 30 segundos e 60 segundos.

	<i>Shape Factor</i>			<i>Diâmetro de FERET (µm)</i>	
<b>Lingotada - EMS + RG</b>	0,24	±	0,02	8,32	± 1,13
<b>Lingotada + solubilização 2 horas</b>	0,49	±	0,05	6,58	± 0,32
<b>Lingotada + solubilização 4 horas</b>	0,51	±	0,08	6,43	± 0,26
<b>Lingotada + solubilização 6 horas</b>	0,60	±	0,06	6,79	± 0,26
<b>tixoforjado 30s</b>	0,17	±	0,02	8,93	± 0,99
<b>tixoforjado 30s + solubilização 2 horas</b>	0,54	±	0,05	6,77	± 1,24
<b>tixoforjado 30s + solubilização 4 horas</b>	0,70	±	0,09	3,93	± 0,96
<b>tixoforjado 30s + solubilização 6 horas</b>	0,69	±	0,09	5,37	± 1,23
<b>tixoforjado 60s</b>	0,23	±	0,05	8,72	± 1,87
<b>tixoforjado 60s + solubilização 2 horas</b>	0,49	±	0,11	5,74	± 0,99
<b>tixoforjado 60s + solubilização 4 horas</b>	0,70	±	0,09	3,92	± 1,07
<b>tixoforjado 60s + solubilização 6 horas</b>	0,58	±	0,05	5,57	± 0,50

Ao se comparar os dados apresentados na tabela 4.8 observa-se que a mudança na morfologia do silício de *plate-like*, para esferóides ocorreu em tempos superiores a 2 horas como mostram os valores do shape factor, considerando que quanto mais próximo o valor de 1 mais esférica é a partícula analisada.

A figura 4.13 reúne os dados de morfologia e tamanho das partículas de silício e aponta para o tempo de quatro horas como sendo o mais eficiente, mesmo considerando a dispersão dos dados.

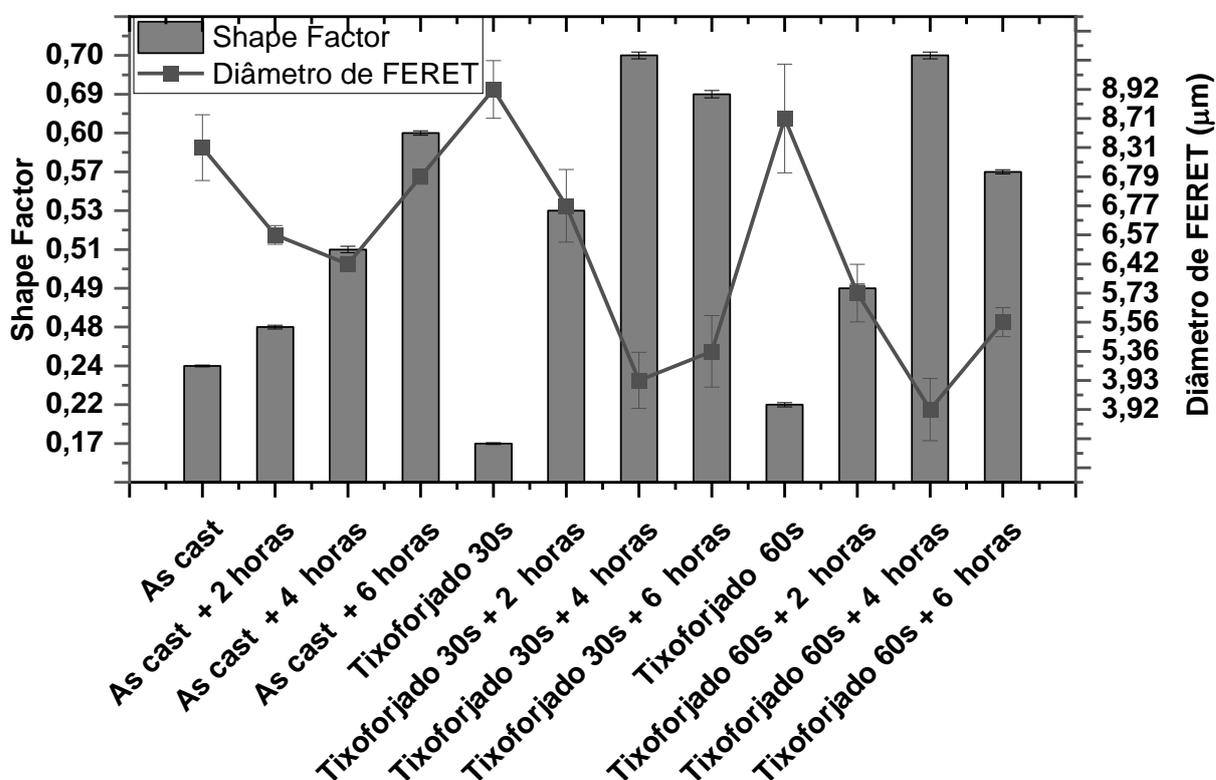


Figura 4.13- Comparação do fator de forma e dimensionamento das partículas de silício seguindo o diâmetro de FERET sem a realização de solubilização e com solubilização realizada nos tempos de 2, 4 e 6 horas.

A segunda etapa da realização do tratamento térmico T6 consistiu no envelhecimento artificial que foi realizado em todas as condições de solubilização. Os resultados de dureza obtidos com as combinações de tempos de solubilização e envelhecimento seguidos de seu desvio padrão e erro padrão são apresentados nas tabelas 4.9, 4.10 e 4.11. As figuras 4.14, 4.15

e 4.16 mostram uma comparação direta entre todas as condições ensaiadas. O envelhecimento artificial promove a partir da fase alfa supersaturada de cobre, devido ao rápido resfriamento ocorrido na solubilização, uma condição metaestável na liga. Partindo-se desta condição, por meio do aquecimento a temperatura de 180°C a difusão atômica é estimulada e a precipitação da fase  $\theta$ , segunda fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , em se tratando de ligas de Liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, finamente dispersas no interior dos grãos e não mais em seus contornos, estas partículas finamente dispersas agem de forma a restringir a movimentação de discordâncias promovendo assim o endurecimento da liga.

A precipitação da fase  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$ , partindo-se de uma fase  $\alpha$  supersaturada, envolve o surgimento de outras fases como a sequência mostrada, solução sólida supersaturada  $\rightarrow$  clusters de soluto  $\rightarrow$  GPI  $\rightarrow$  GPII  $\rightarrow$   $\theta''$  -  $\text{Al}_3\text{Cu}$   $\rightarrow$   $\theta'$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$   $\rightarrow$   $\theta$ - $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Ressalta-se que o pico de dureza é observado antes da precipitação da fase  $\theta$ , em uma região de transição entre  $\theta''$  e  $\theta'$ , em uma região menos estável (SANTOS, 2006).

Tabela 4.9 – Média das medidas de dureza efetuadas seguidas do desvio padrão e do erro padrão, em todas as combinações de solubilização com envelhecimento realizados nas amostras da matéria prima na condição *as cast* apenas (lingotada).

Solubilização	2 h			4h			6 h		
	X (HV)	DP	EP	X (HV)	DP	EP	X (HV)	DP	EP
<b>2h</b>	105,0	3,6	1,6	113,5	2,9	0,9	106,6	4,9	2,2
<b>4h</b>	112,5	9,6	4,3	107,8	7,5	2,4	110,1	6,8	3,0
<b>6h</b>	116,3	2,8	1,3	115,6	5,6	1,8	120,4	7,2	3,2
<b>8h</b>	123,7	6,2	2,8	125,4	4,9	1,6	131,8	6,6	2,9
<b>10h</b>	130,8	4,9	2,2	130,1	4,7	1,5	125,8	3,8	1,7
<b>12h</b>	131,1	4,0	1,8	126,5	5,0	1,6	128,5	6,5	2,9
<b>18h</b>	108,6	4,7	2,1	112,2	4,3	1,4	96,5	7,7	3,4
<b>24h</b>	101,3	5,9	0,6	103,9	5,0	1,6	100,9	7,0	3,1

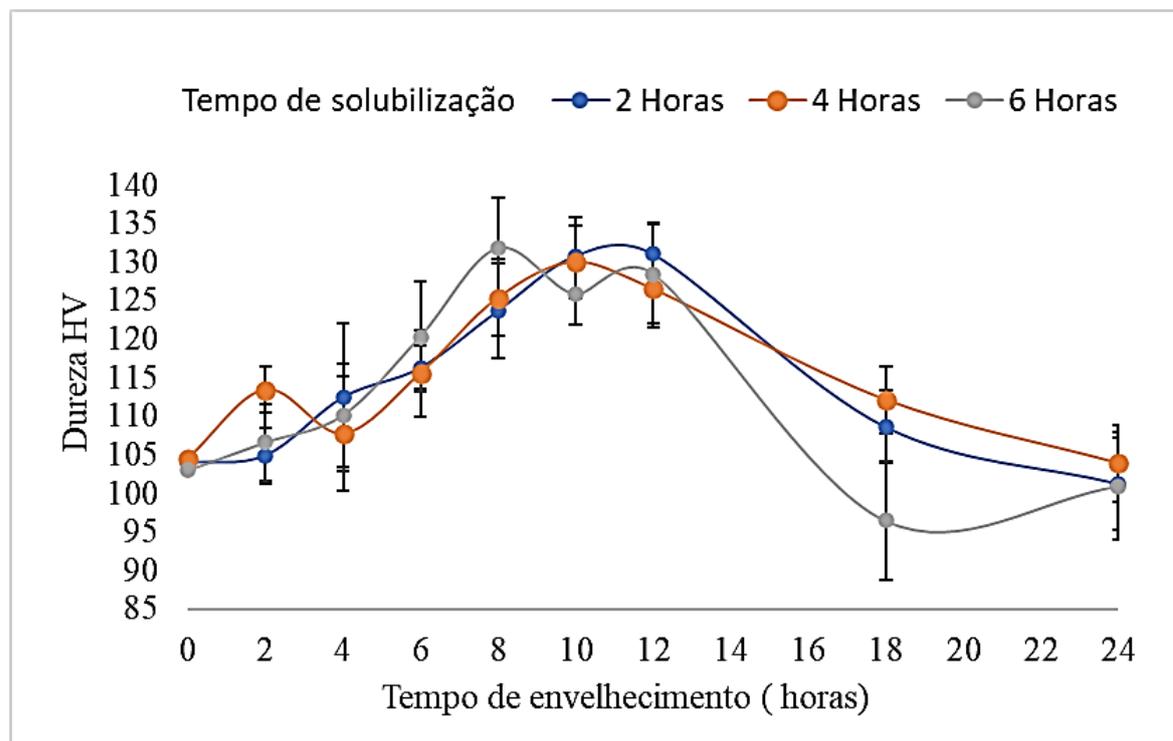


Figura 4.14- Gráfico comparativo de durezas para tratamento térmico T6 realizado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*.

Tabela 4.10 – Média das medidas de dureza efetuadas seguidas do desvio padrão e do erro padrão, em todas as combinações de solubilização com envelhecimento realizados nas amostras tixoforjadas com o tempo de 30 segundos de globularização.

Envelhecimento	Solubilização 2 h			Solubilização 4 h			Solubilização 6 h		
	$\bar{X}$ (HV)	DP	EP	$\bar{X}$ (HV)	DP	SE	$\bar{X}$ (HV)	DP	EP
2 h	127,4	3,3	1,0	100,2	3,9	1,2	126,8	3,8	1,2
4h	133,3	3,1	1,0	112,2	3,7	1,2	123,9	5,3	1,7
6h	116,8	4,2	1,3	130,7	5,5	1,7	119,5	1,8	0,6
8h	102,1	3,4	1,1	124,4	4,0	1,3	111,9	5,1	1,6
10h	117,9	2,8	0,9	131,3	3,8	1,2	116,5	5,3	1,7
12h	113,5	3,0	0,9	129,0	3,2	1,0	124,1	3,4	1,1
18h	117,7	3,4	1,1	136,4	2,8	0,9	125,3	4,8	1,5
24h	104,2	4,2	1,3	115,1	3,0	1,0	116,7	2,5	0,8

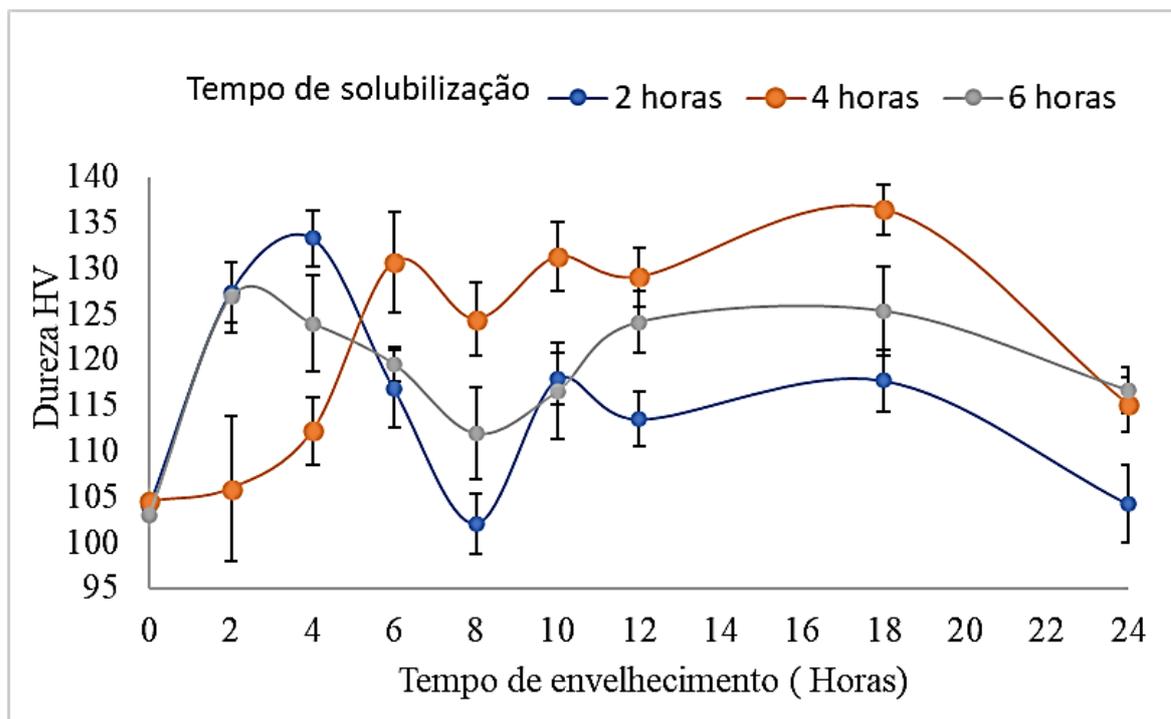


Figura 4.15- Gráfico comparativo de durezas para tratamento térmico T6 realizado em produtos tixoforjados da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu para tempo de globularização de 30 segundos.

Tabela 4.11 – Média das medidas de dureza efetuadas seguidas do desvio padrão e do erro padrão, em todas as combinações de solubilização com envelhecimento realizados nas amostras tixoforjadas com o tempo de 60 segundos de globularização.

Solubilização	2 h			4 h			6 h		
	$\bar{X}$ (HV)	DP	SE	$\bar{X}$ (HV)	DP	SE	$\bar{X}$ (HV)	DP	SE
2h	99,7	3,8	1,2	106,8	5,1	1,6	115,8	7,7	2,4
4h	129,2	1,7	0,6	132,8	4,2	1,3	114,2	11,3	3,6
6h	115,8	2,7	0,9	113,0	5,6	1,8	105,0	3,3	1,0
8h	129,0	3,4	1,1	125,2	3,5	1,1	126,7	5,3	1,7
10h	114,2	4,0	1,3	121,6	3,3	1,0	112,3	8,4	2,6
12h	107,3	4,1	1,3	128,9	6,5	2,1	123,4	4,2	1,3
18h	117,9	4,2	1,3	107,2	8,9	2,8	116,0	4,5	1,4
24h	99,7	3,8	1,2	113,7	3,0	1,0	111,4	7,1	2,2

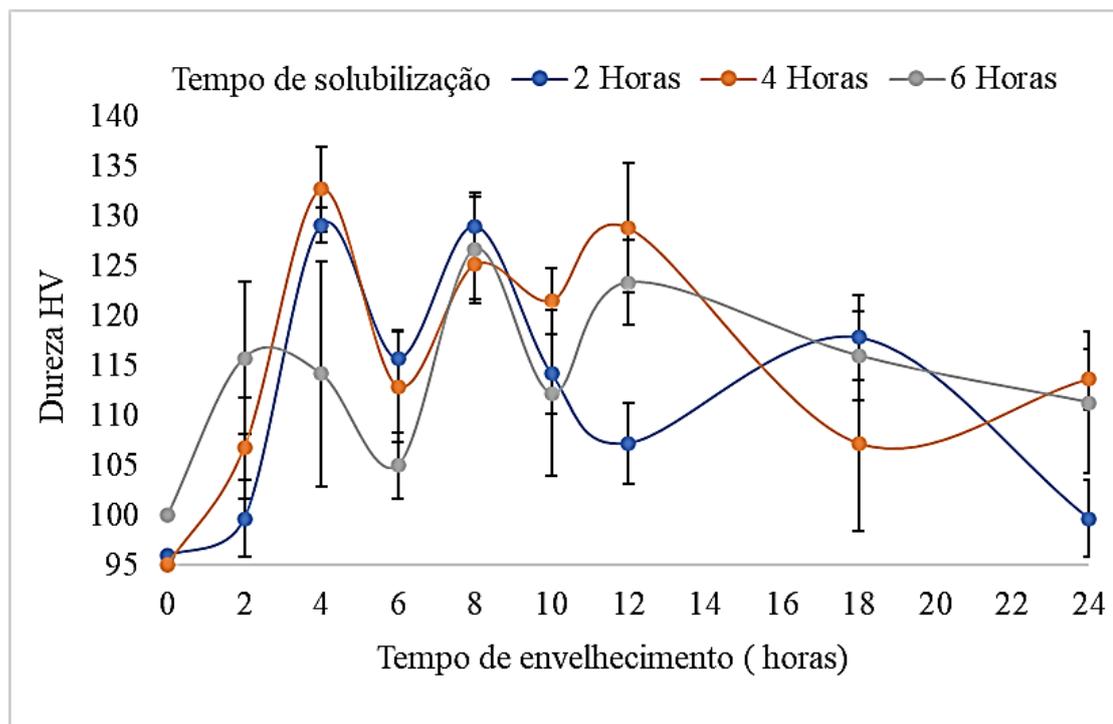


Figura 4.16 - Gráfico comparativo de durezas para tratamento térmico T6 realizado em produtos tixoforjados da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu para tempo de globularização de 60 segundos

Assim, observa-se que as curvas referentes a 4 horas de solubilização, representadas em laranja, nas condições de lingotada, tixoforjamento 30s e 60s, já apresentadas anteriormente como sendo as curvas com a menor e mais esférica partícula, também se mostra para o tempo de 10 horas de envelhecimento como sendo a melhor escolha. Pois representa uma região de maior estabilidade de dureza, desta forma, os parâmetros que serão utilizados no tratamento térmico T6 de todas condições aqui ensaiadas estão definidos como sendo de 4 horas para solubilização e 10 horas para envelhecimento artificial.

#### 4.4 Caracterização de fases via MEV/EDS e DRX

Neste capítulo será apresentado a caracterização das fases existentes na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, nas condições de lingotada, tixoforjada a 30s e 60s, antes e depois do tratamento térmico T6. Para isto, a microscopia eletrônica de varredura (MEV), possibilitou a identificação morfológica das fases constituintes na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu em cada fase

do processamento bem como sua composição química por meio de MEV-EDS. Para análise dimensional das fases e constituintes considera-se para todas as imagens obtidas por MEV a barra de aumento como referência. A caracterização foi seguida de análise complementar pela técnica de difração de Raios-X afim de reforçar as evidências para identificação das fases.

#### **4.4.1 Caracterização de fases para identificação e distribuição dos constituintes na matéria prima (lingote), condição *as cast***

A figura 4.17 apresenta as morfologias das diferentes fases encontradas nas micrografias obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*, ou seja, lingotada com a combinação de técnicas de refino. As regiões assinaladas por letras representam onde foi realizada a análise química pontual indicada por pontos, ou indicada por retângulos sendo que, neste caso, a área indicada foi analisada e os resultados estão expressos na tabela 4.12.

As ampliações indicadas por números de 1 à 4 representam ampliações de regiões conforme indicadas na imagem principal.

Observam-se a princípio as letras “a” e “a1” representando pontos de análise química pontual cujos resultados indicam a fase primária  $\alpha$ -Al, composta majoritariamente por alumínio, mais de 97%, seguido por traços dos demais componentes.

As letras “b e b1” indicam o eutético, tendo como elemento principal o silício, sendo observado e distribuído no eutético se apresentando em morfologias alongadas, topo de placas, como podem ser observada na figura 4.17 nas ampliações “1 e 3”. As análises químicas pontuais realizadas em “bs” mostram a concentração de silício maior do que 35%.

As letras “c e c1” apresentam o composto  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, como mostrado nas ampliações 1, 2 e 4 que mostram a morfologia da fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu em blocos. A composição de cobre apresentada é cerca de 30%. As ampliações 1 e 4 sugerem também a presença da fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>, medindo  $17,5 \pm 6,8$   $\mu$ m, com morfologia de escrita chinesa (BEROUAL et al, 2019) associada à fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu (GUBA, 2017) (BEDER and ALEMDAG, 2021), sendo que a composição química pontual mostrada em “d” e “d1” indicam os elementos químicos necessários a formação desta fase, divergindo apenas na estequiometria, sendo que esta divergência pode ser atribuída ao perímetro de varredura do EDS.

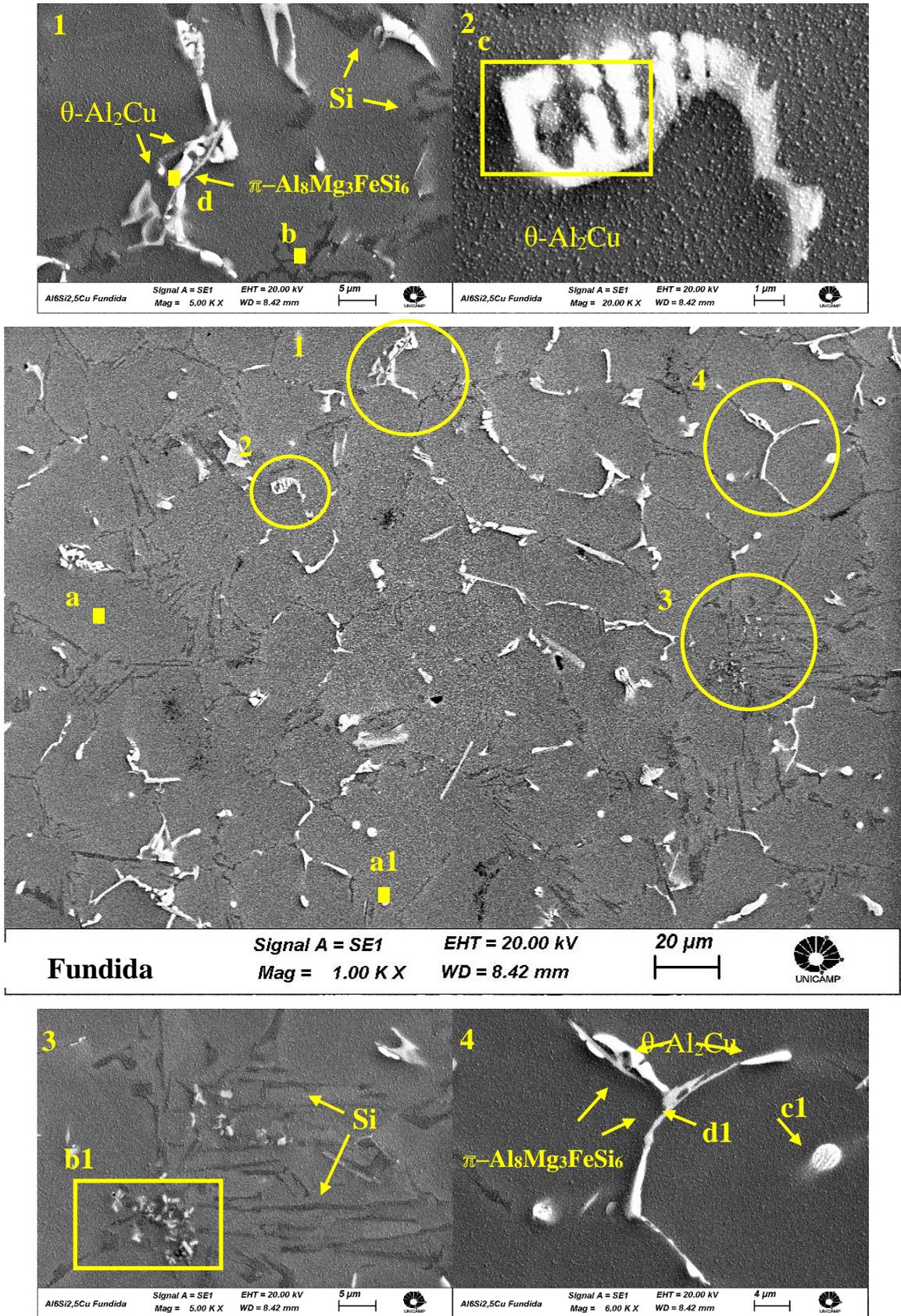


Figura 4.17- Constituintes presentes em amostra da condição *as cast*, da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

A figura 4.18, baseada na imagem de referência apresenta a distribuição das fases citadas anteriormente na figura 4.17, onde observa-se a fase  $\alpha$ -Al, cuja morfologia é dendrítica sendo a matriz desta liga, seguido pelo silício, representado pela cor verde, igualmente distribuído entre os braços interdendríticos. O cobre, representado em Vermelho, se apresenta em pequenos aglomerados que compõem o  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu em blocos distribuídos acompanhando a formação do eutético.

O Ferro em amarelo, o Manganês em ciano e o magnésio em magenta, elementos em menores quantidades na liga, se apresentam distribuídos pelo eutético e por vezes combinando-se entre si, como observa-se na nuvem de pontos concentrada em regiões de mesma posição.

Observa-se ainda no mapeamento realizado a presença de pequenos Aglomerados de titânio, imagens na cor azul, provenientes da liga refinadora Al-5%wtTi-1%wtB.

Tabela 4.12 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.17, oriunda da análise pontual por MEV-EDS na condição *as cast*.

		Elementos químicos (% em peso)							
Fases	Espectro	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Tot
$\alpha$ -Al	a	0,00	97,80	1,14	0,19	0,00	0,00	0,88	100
	a1	0,00	97,08	1,39	0,27	0,00	0,00	1,26	100
Eutético (Al-Si)	b	0,00	42,02	56,89	0,00	0,00	0,00	1,08	100
	b1	0,00	56,34	34,97	7,63	0,00	0,00	0,95	100
Blocos $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c	1,53	65,07	3,321	0,0	0,0	0,32	29,98	100
	c1	2,64	61,95	3,20	0,0	0,0	0,18	32,03	100
$\pi$ -Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>6</sub>	d	2,65	70,43	6,12	0,00	0,37	3,46	16,59	100
	d1	0,52	57,04	19,54	0,00	3,31	15,2	4,39	100

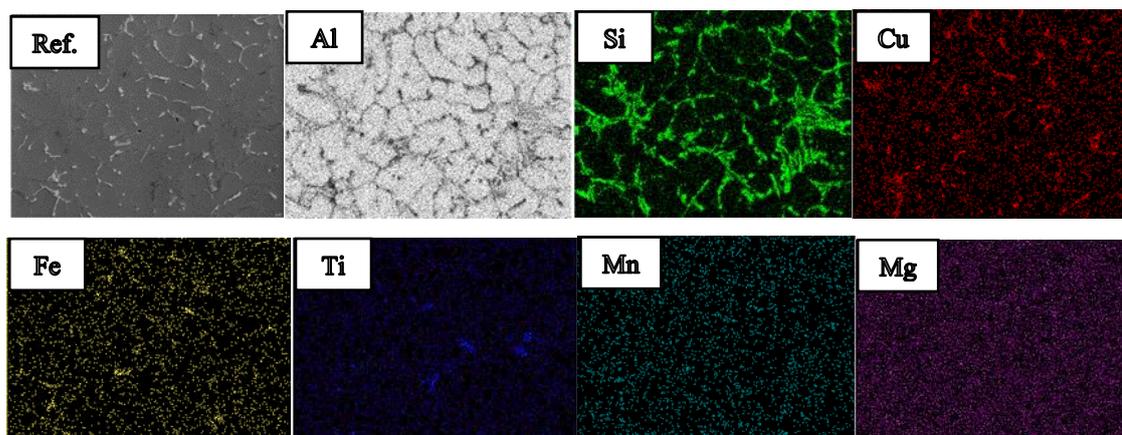


Figura 4.18– Imagens obtidas pela técnica de MAPA apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*, partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 17.

#### 4.4.2 Caracterização de fases via MEV/EDS para identificação de fases e distribuição dos constituintes nos produtos tixoforjados

O objetivo desta etapa de caracterização, além de identificar as fases existentes nos produtos tixoforjados a 30s e 60s, é também checar a distribuição destas fases pela extensão dos produtos após o tixoforjamento. As figuras 4.19 e 4.21 apresentam a morfologia das fases existentes na microestrutura da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, tixoforjada a 30s e as figuras 4.23 e 4.25 a 60s de globularização, para ambos os tempos de 30 e 60s as amostras foram retiradas do centro e da extremidade do produto. As tabelas 4.13, 4.14, 4.15 e 4.16 apresentam a análise química pontual por meio de MEV-EDS e por fim as figuras 4.20, 4.22, 4.24 e 4.26 apresentam o mapeamento dos elementos químicos Al, Si, Cu, Mg, Mn, Ti e Fe, tomando-se como referência para todas as análises as mesmas imagens para cada condição/posição analisada, permitindo assim, relacionar a morfologia das fases com a composição química pontual e a distribuição dos elementos químicos pelo produto tixoforjado. Para o reconhecimento das fases distribuídas pelo produto tixoforjado algumas dificuldades foram encontradas devido a relação entre o perímetro de análise do *EDS* e o tamanho do constituinte analisado, o que na maioria das vezes não leva a uma estequiometria perfeita em relação a composição química do constituinte, assim, as afirmações acerca das fases existentes serão realizadas baseando-se nos resultados do *EDS*, associando-se a composição química com as morfologias encontradas e

comparando-as com morfologias existentes na literatura e posteriormente relacionando-as com os resultados obtidos por *DRX*.

Observando-se as figuras 4.19, 4.21, 4.23 e 4.25 e correlacionando-as com as análises de MEV-EDS nota-se que :

- a fase primária  $\alpha$ -Al é representada pelas letras “as” nas duas posições analisadas, centro e extremidade, de cada um dos produtos tixoforjados a 30 e 60s. A composição fase primária  $\alpha$ -Al, com morfologia tendendo a globular, é majoritariamente composta por alumínio superando a 97% em composição e apresentando na maioria das vezes o elemento titânio proveniente da liga mãe Al-5%wtTi-1%wtB. As análises da fase primária  $\alpha$ -Al também apontam traços dos elementos Si, Cu e Fe dissolvidos na matriz de alumínio em quantidades muito baixas;
- as letras “bs” representam o eutético principal, contornando toda a fase primária  $\alpha$ -Al, composto majoritariamente por silício, mantendo a mesma morfologia encontrada na matéria prima lingotada, dependendo do corte metalográfico ora em partículas alongadas, como visualização de topos de placas, ora em superfícies planas, quando o corte metalográfico possibilita que o campo de visualização recaia sob as faces da placa do composto silício. O teor de silício aparece sempre em teores acima de 30wt%, o eutético apresenta ainda quantidades de Cu e as vezes Mg, evidenciando um complexo eutético;
- a fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, com estrutura cristalina tetragonal (Zhang et al, 2012), se apresenta na maioria das visualizações em um eutético fino formando colônias, pequenos agrupamentos de lamelas,  $\alpha$ -Al +  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu (ROY et al, 1996) devido a altas taxas de solidificação que favorecem a formação da fase  $\alpha$ -Al +  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu lamelar (SJOLANDER e SEIFEDDINE, 2010). Observa-se ainda em raras regiões se apresenta em ambas as morfologias blocos e lamelar, observações já reportadas em trabalhos anteriores (RIOS et al, 2003) (BEROUAL et al, 2019). Ocorrências de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu em blocos podem ser observadas nas figura 4.19, 4.21 e 4.23 e 4.25 em suas ampliações de número 3, sendo que nesta última também na ampliação 4. A fase lamelar,  $\alpha$ -Al + Al<sub>2</sub>Cu isoladamente ou em conjunto

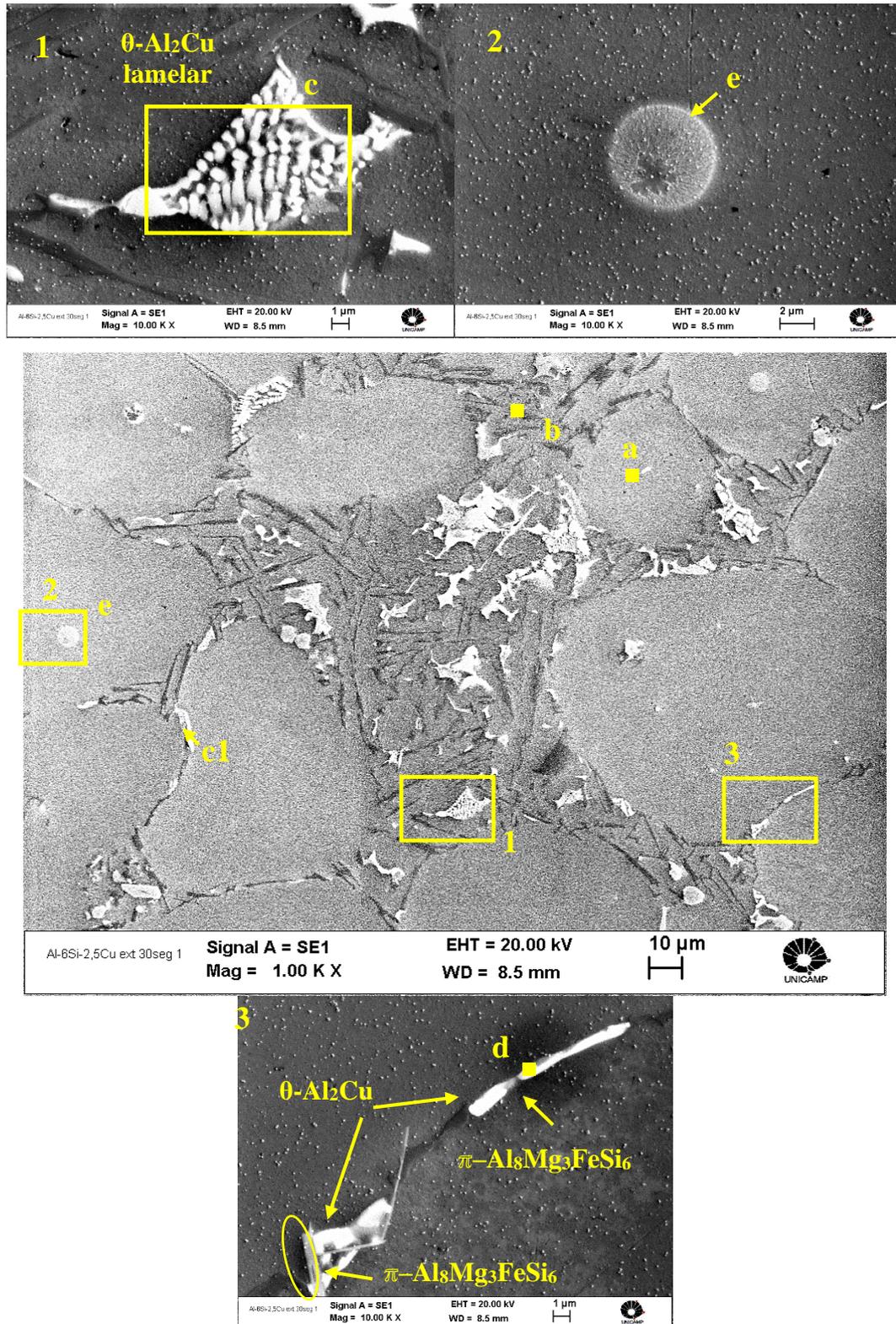


Figura 4.19- Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 30s de globularização em amostra retirada da região mais extrema em relação ao centro do produto.

com morfologias em blocos também podem ser observadas nas figuras 4.19, 4.21 e 4.23 em suas ampliações de de número 1 e figura 4.26 em suas ampliações de número 1 e 3.

Tabela 4.13 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.19, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 30s segundos de globularização da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Fases	Esp.	Elementos químicos (% em peso)							Total
		Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	
$\alpha$ -Al Al <sub>3</sub> Ti	a	-	97,12	1,46	0,18	-	-	1,24	100,0
Eutético (Al-Si)	b	-	66,56	32,58	-	-	-	0,86	100,0
Lamelas $\alpha$ -Al + $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c	0,76	57,27	12,08	-	-	0,41	29,47	100,0
Blocos $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c1	3,55	67,15	4,17	0,00	0,00	0,00	25,13	100,0
$\pi$ -Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>6</sub>	d	3,15	73,85	3,67	-	-	0,2	19,13	100,0
Eutético (Al-Si) Dentro da fase $\alpha$ -Al	e	1,23	61,16	22,71	-	0,33	1,23	13,34	100,0

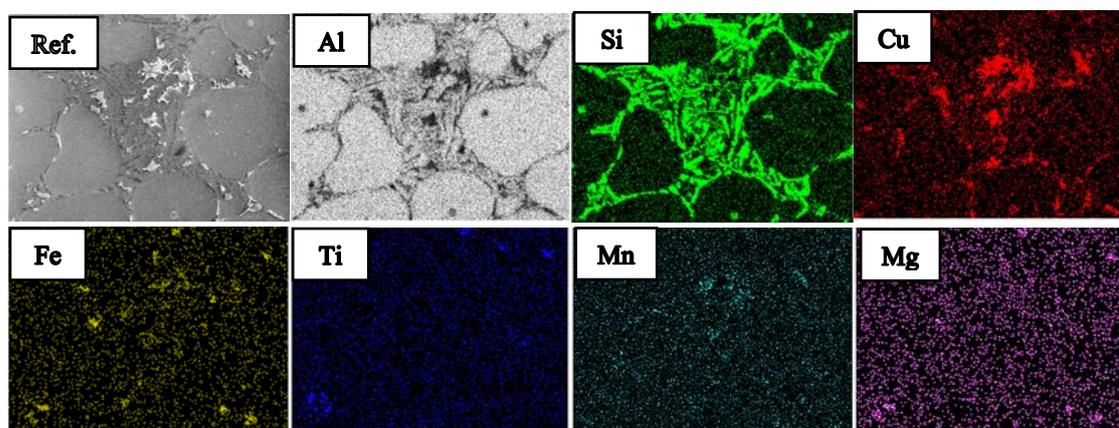


Figura 4.20– Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região mais externa em relação ao centro, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 19.

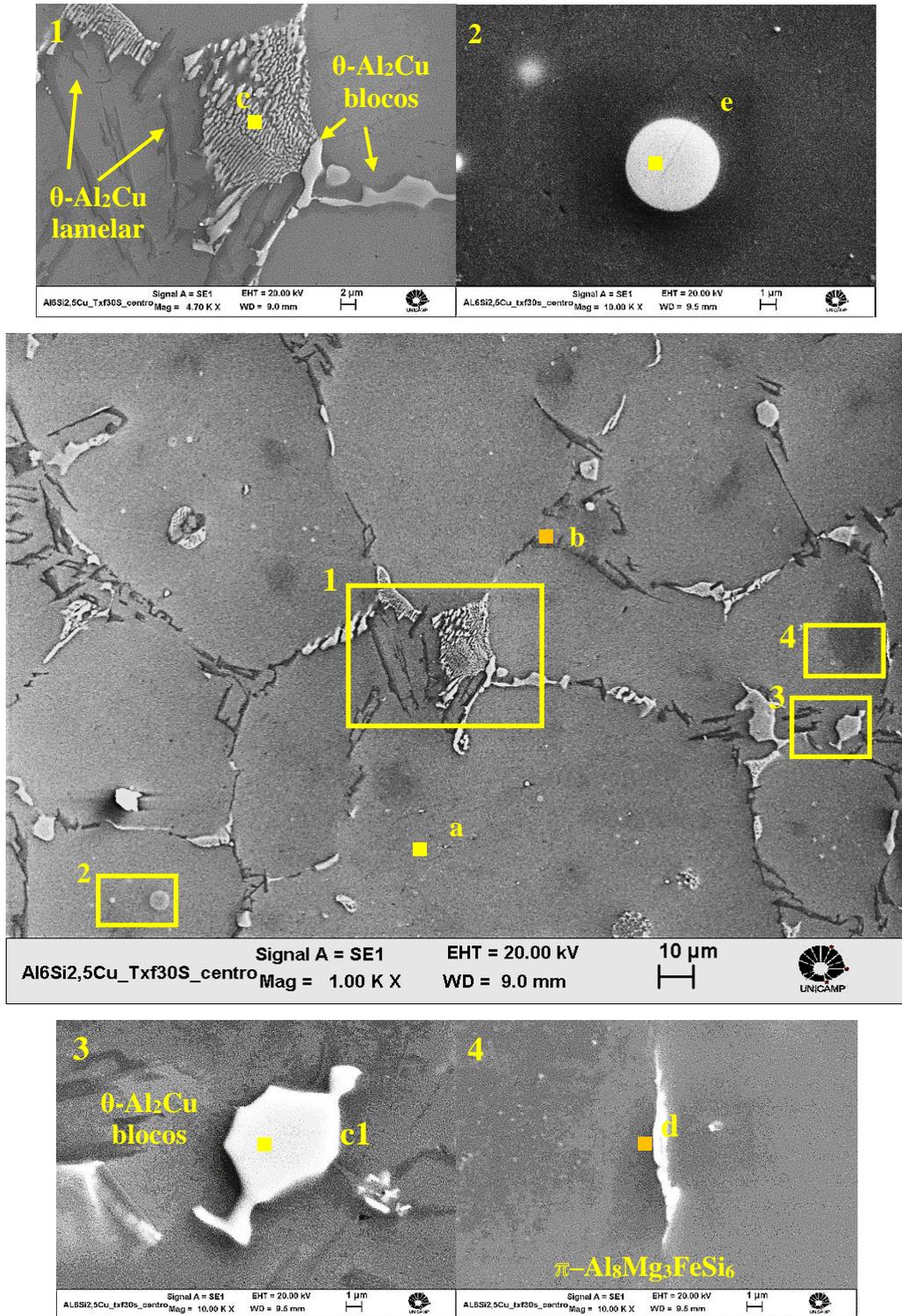


Figura 4.21- Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 30s de globularização em amostra da região central do produto.

A morfologia lamelar,  $\alpha$ -Al +  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, favorece o tratamento térmico T6 pois, a dissolução do  $\alpha$ -Al +  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu ocorre com maior facilidade na matriz quando comparada aos blocos de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, que não se fragmentam durante a solubilização, se dissolvem por esferoidização e difusão o que leva mais tempo para o tratamento térmico de solubilização (MOHAMED e SAMUEL,2012). As letras “cs” representam os pontos de análise por EDS realizadas na fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu os valores mostram até 30% de concentração de cobre, a composição química da fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu de todas as análises realizadas podem ser observadas nas tabelas 4.13, 4.14, 4.15 e 4.16;

- nas quatro figuras aqui analisadas, referentes aos produtos tixoforjados observam constituintes com morfologias circulares. Tais morfologias são oriundas do reaquecimento para globularização, que consistem basicamente na atuação de dois fenômenos para ocorrer, Ostwald ripening e coalescência. Uma das teorias explicativas para a coalescência explica o aprisionamento de líquido eutético “entrapped liquid”. Observa-se que durante o reaquecimento para globularização, braços de mesmo tamanho da fase alfa podem se unir, ocorrendo a coalescência, envolvendo uma porção do eutético ali existente, que assume a morfologia esférica e com composição e conteúdos diversos e relativos a região de sua ocorrência, como pode ser observado nas figuras 4.19, ampliação 2, espectro “e”, onde no meio do eutético circular apresenta uma estrela com várias pontas cuja análise pontual evidência Al, Cu, Si, Mn, Fe e Mg em diferentes quantidades.

A figura 4.21 ampliação 2, espectro “e” e figura 4.23 espectros “e” apresenta como constituintes Al, Si e Cu sendo que neste último ocorre a presença de Mg. A figura 4.25, ampliação 4 e espectro “e” a morfologia associada a composição química dentro do constituinte circular sugere a existência de  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>, e na mesma figura no espectro “d1” a existência de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu. Ressalta-se que devido a distância entre estas duas observações, a região analisada pelo EDS pode envolver a composição de ambas simultaneamente e as identificações de fases aqui sugeridas foram realizadas levando-se em conta a morfologia;

Tabela 4.14 - Composição química das fases apresentadas na figura 4.21, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 30s segundos de globularização da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Fases	Esp.	Elementos químicos (% em peso)							
		Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Total
$\alpha$ -Al Al <sub>3</sub> Ti	a	-	97,17	1,18	0,43	0,00	0,00	1,22	100
Eutético (Al-Si)	b	-	51,82	47,48	0,00	0,00	0,00	0,70	100
Lamelas $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c	0,0	86,84	10,61	0,18	0,00	0,19	2,19	100
Bloco $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c1	0,0	87,45	9,99	0,00	0,00	0,21	2,35	100
$\pi$ -Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>6</sub>	d	0,78	70,31	14,78	0,00	0,24	3,25	10,65	100
Eutético (Al-Si) Dentro da fase $\alpha$ -Al	e	0,0	93,94	3,97	0,00	0,00	0,00	2,09	100

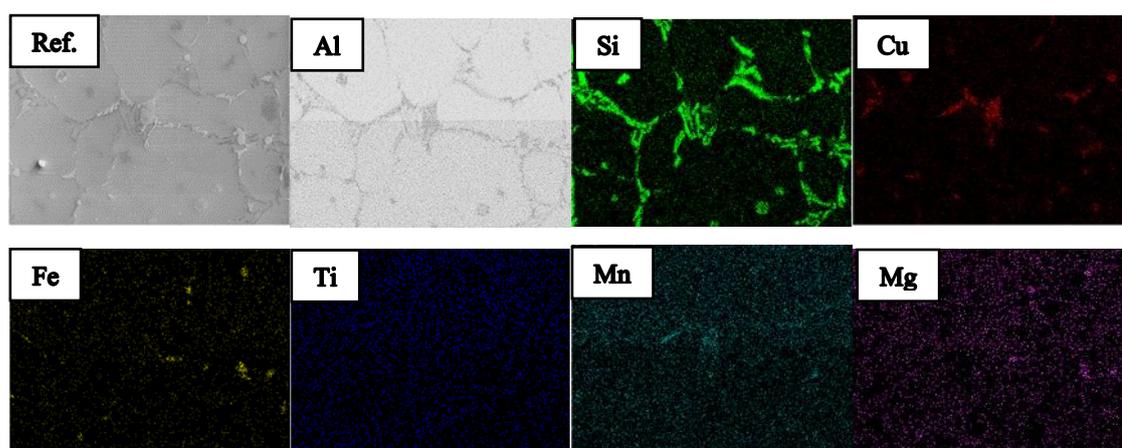


Figura 4.22- Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região central, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt% na condição tixoforjada 30s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 21.

Tabela 4.15- Composição química das fases apresentadas na figura 4.23, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 60s segundos de globularização da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Elementos químicos (% em peso)									
Fases	Esp.	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Total
$\alpha$ -Al Al <sub>3</sub> Ti	a	0	97,74	1,08	0,14	0	0	1,03	100
Eutético (Al-Si)	b	0	47,08	38,82	13,68	0	0	0,41	100
Lamelas $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c	2,67	67,46	3,76	0	0,18	0,63	25,30	100
Blocos $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c1	0	72,76	0,8	0	0	0	26,44	100
	c2	0,44	67,81	5,21	0	2,54	10,04	13,96	100
$\pi$ -Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>6</sub>	d	1,80	49,65	16,00	0,00	2,05	8,66	21,84	100
	d1	2,47	63,21	9,41	0,00	1,31	4,62	18,97	100
Eutético (Al-Si) Dentro da fase $\alpha$ -Al	e	4,40	73,82	8,95	0	0	0	12,82	100

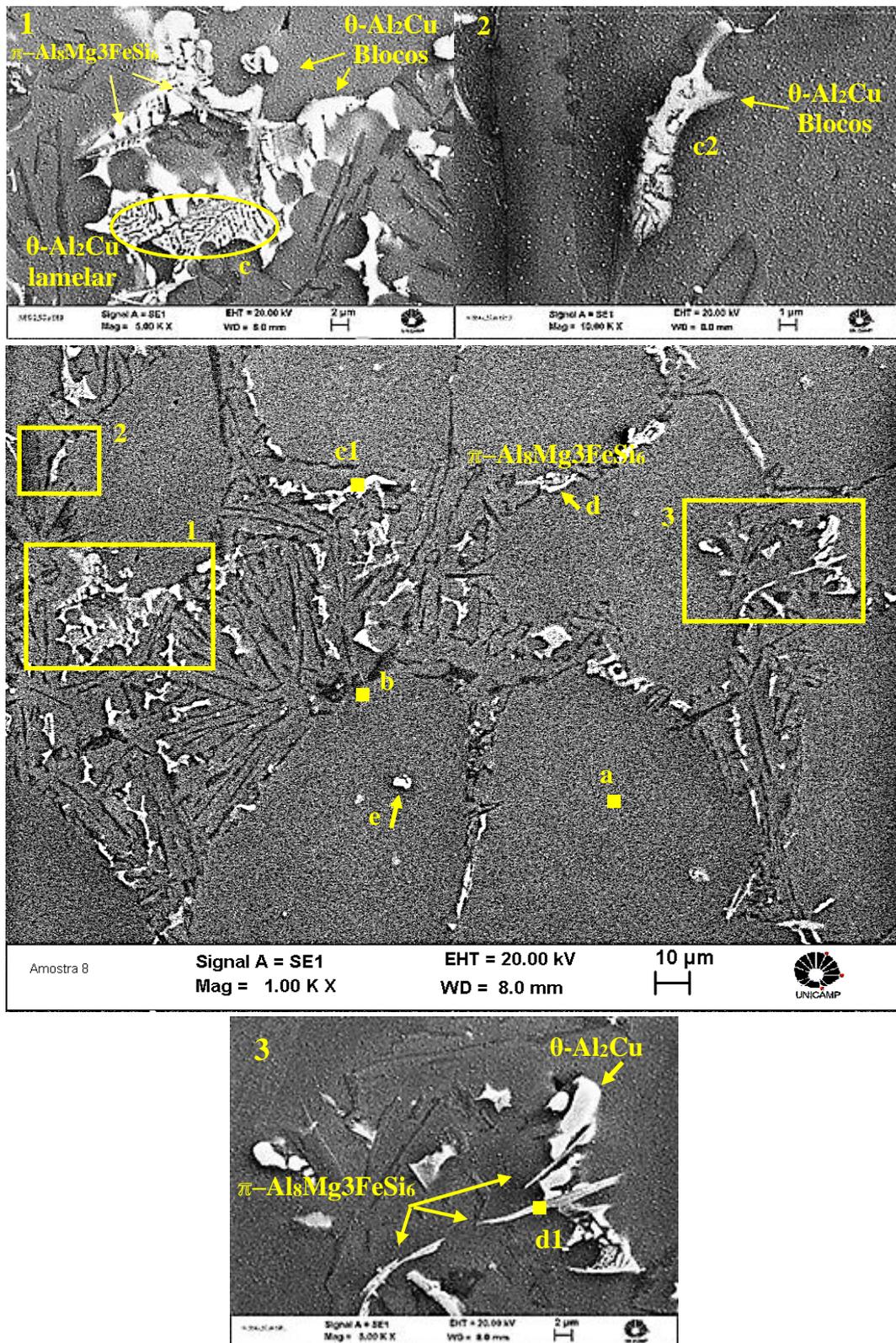


Figura 4.23- Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 60s de globularização em amostra de região mais extrema em relação ao centro do produto.

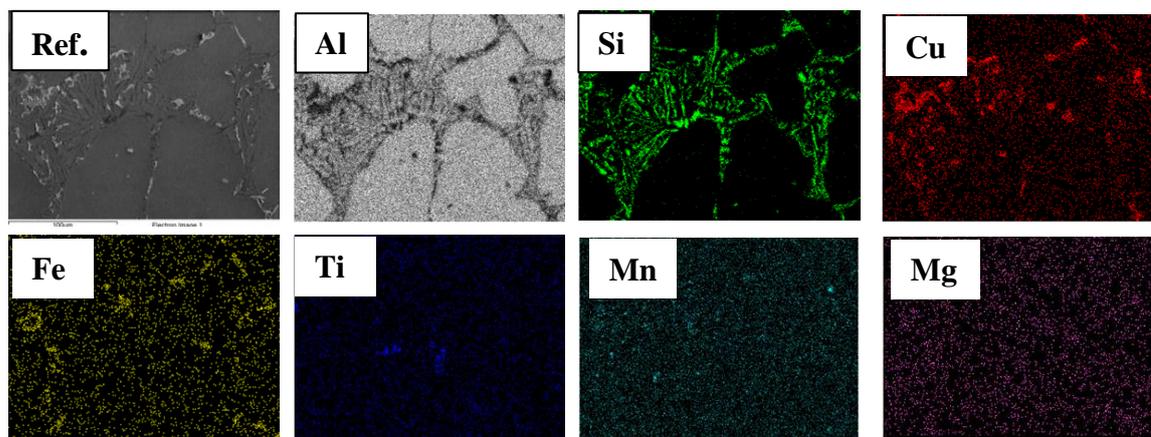


Figura 4.24– Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região mais externa em relação ao centro, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 23.

Tabela 4.16 – Composição química das fases apresentadas na figura 4.25, oriunda da análise pontual por MEV-EDS, no produto tixoforjado a 60s segundos de globularização da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Elementos químicos (% em peso)									
Fases	Esp.	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Total
$\alpha$ -Al Al <sub>3</sub> Ti	a	0	97,65	1,10	0,30	0	0	0,96	100
Eutético (Al-Si)	b	0,35	37,64	58,51	0	0	0	3,50	100
Lamelas $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c	5,17	60,31	6,04	0	0	0,1	28,06	100
Blocos $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	c1	2,37	61,57	3,13	0	0	0,62	32,31	100
	c2	0,59	62,09	13,74	0	0	0,62	22,95	100
	d	0	60,93	9,18	0	7,42	19,56	2,91	100
$\pi$ -Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>6</sub>	d1	0,35	66,81	13,15	0	2,59	10,36	6,73	100
	d2	2,08	76,32	6,33	0	3,84	12,17	2,35	100
Eutético (Al-Si) Dentro da fase $\alpha$ -Al	e	0,89	63,65	23,30	0	0	0,60	11,56	100

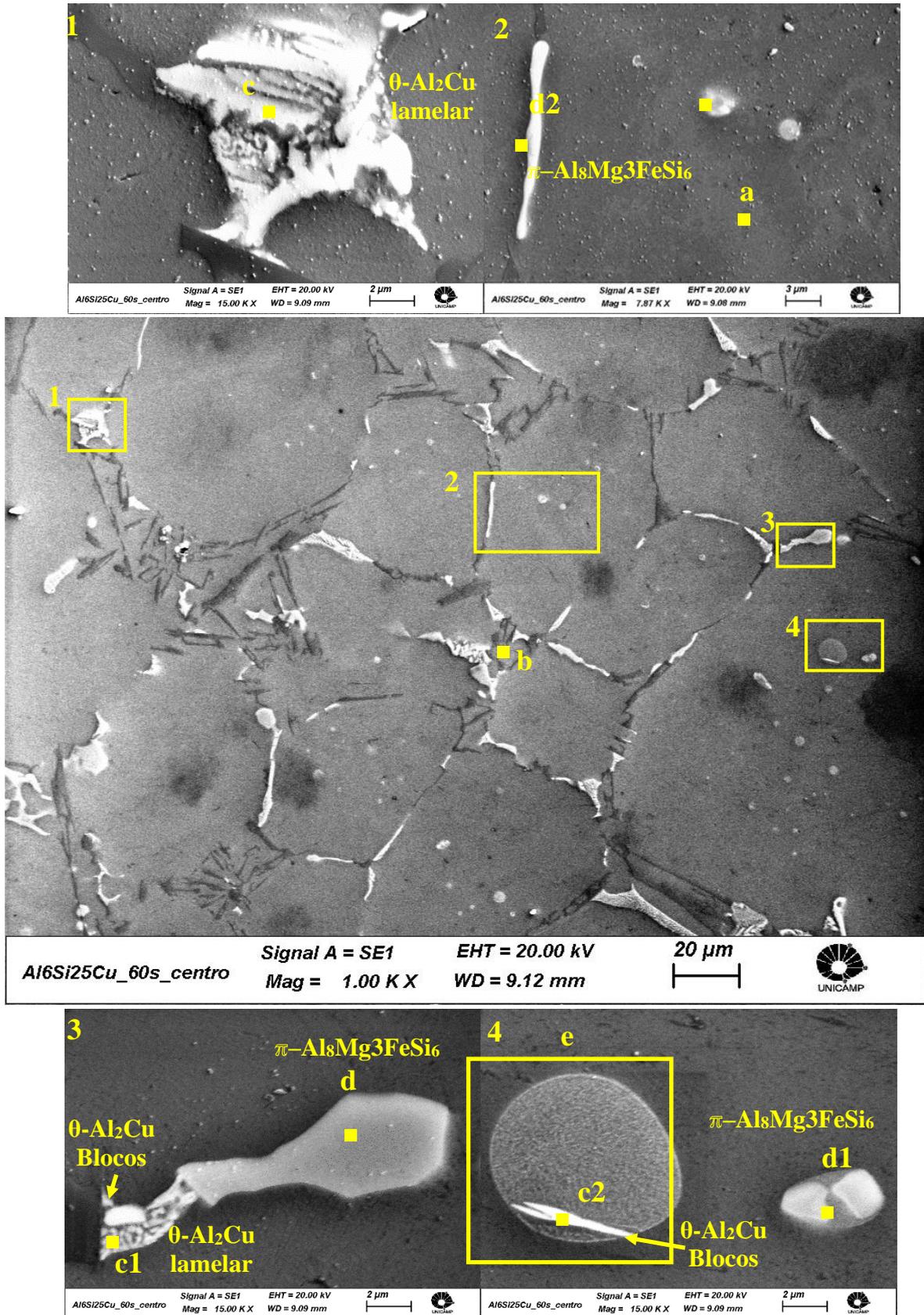


Figura 4.25- Constituintes presentes no produto tixoforjado da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com o tempo de 60s de globularização em amostra da região central do produto.

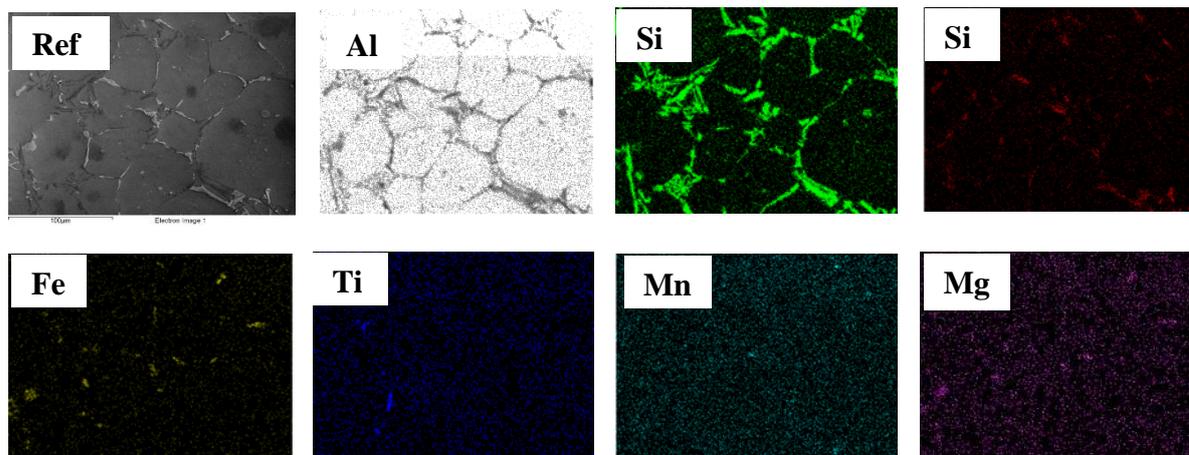


Figura 4.26 – Imagens obtidas pela técnica de MAPA, região central, apresentando a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s para globularização partindo da imagem de referência “Ref.”, figura 25.

- A fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>, ferro  $\pi$ , medindo  $15,7 \pm 5,2 \mu\text{m}$ , identificada por uma possível estequiometria associada a uma comparação de sua morfologia a trabalhos, como de (CÁCERES et al, 2003) (BEROUAL et al, 2019), que se refere a duas distintas morfologias para a fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>, blocos ou escrita chinesa, (TAYLOR, 2004). Neste trabalho a fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> ocorre na forma de escrita Chinesa como pode-se observar nas figuras, 4.19 ampliações 3, 4.21 ampliações 4, 4.23 ampliações 1 e 3 e figura 4.25 ampliações 2, sendo que nas ampliações 3 e 4 a fase é vista lateralmente.

As figuras 4.20, 4.22, 4.24 e 4.26 apresentam o mapeamento dos componentes químicos realizados nos produtos tixoforjados que visou confirmar a composição química da liga aqui estudada, bem como avaliar a distribuição dos elementos químicos, Al, Si, Cu, Fe, Ti, Mg, Mn, por toda extensão da amostra em análise. Este mapeamento foi realizado em duas áreas distintas do produto, um em uma área central do produto e outro em outro em uma área de maior distância em relação ao centro do produto, mas com o cuidado de se evitar as regiões de segregação líquida.

O alumínio se apresenta compondo a fase primária existindo traços de outros elementos como Si, Cu, Ti, Mn, Mg e Ferro, tendo o Ti presente devido a utilização da liga refinadora Al-5wt%Ti-1wt%B.

O silício aparece intensamente como o principal componente do eutético apresentando alta concentração nos contornos de grãos, estando uniformemente distribuído, existindo também traços de silício dentro dos grãos

O cobre pode ser observado de forma bem acentuada nos contornos de grãos compondo o eutético junto ao silício. A presença do cobre em determinadas regiões, apresentando-se ora em pequenos aglomerados esparsos entre si, ora em blocos ou ainda em agrupamentos alongados confirmando a composição química pontual realizada e a identificação das fases,  $\alpha$ -Al +  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu (lamelar),  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu (blocos) e  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu aderidas a fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>. Pode-se observar também pequenos vestígios de cobre e dos outros elementos que compõem o eutético no interior dos grãos. O cobre se apresenta distribuído de forma homogênea em toda a extensão analisada.

O ferro e magnésio, assim como observado na matéria prima, são observados nas figuras do mapeamento 4.20, 4.22, 4.24 e 4.26 compondo uma nuvem de pontos, indicando a presença de ambos na mesma posição sugerindo mais uma vez a existência de  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub>.

#### **4.4.3 Caracterização microestrutural via MEV-EDS para identificação de fases e distribuição dos constituintes na matéria prima e nos produtos tixoforjados após tratamento térmico T6**

As figuras 4.27, 4.29 e 4.31 apresentam, nesta ordem, imagens referentes a liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, nas condições as cast, tixoforjada a 30s e tixoforjada a 60s, todas tratadas termicamente T6.

A princípio estas figuras quando vistas nas ampliações apresentadas possibilitam a observação de três fases distintas que se contrastam, são elas: a fase  $\alpha$ -Al, matriz de alumínio; as partículas de silício como partículas escurecidas na imagem, cuja morfologia se apresenta em maior parte como esferóides, mudança morfológica causada pela etapa de solubilização do tratamento térmico T6 e uma fase alongada que as vezes se parecem com escrita chinesa outras como agulhas mais espessas. Não são mais possíveis de se observar os blocos ou colônias lamelares de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu, visto que o tratamento térmico T6 na etapa de solubilização dissolveu estas fases dispondo em solução sólida o cobre e posteriormente, o envelhecimento artificial promoveu a precipitação de partículas finamente dispersas na matriz  $\alpha$ -Al.

As figuras 4.28, 4.30 e 4.32, apresentam os mapeamentos da composição química de 3 regiões ampliadas para cada figura, as quais englobam as distintas fases observadas e mostram a distribuição dos elementos químicos que compõem a liga, considerando a morfologia que assumiram e a sua organização na composição do material após o tratamento térmico T6.

A fase  $\alpha$ -Al representada pelos grãos dendríticos na condição as cast+T6 e dos grãos globulares nas condições tixoforjadas a 30s+T6 e 60s+T6 após globularização é apresentada nas figuras 4.28, 4.30 e 4.32, respectivamente, em suas ampliações de número 1 uma área de fase  $\alpha$ -Al escolhida para realização de MAPA. Observa-se que os elementos químicos constituintes da liga estão uniformemente distribuídos por toda área varrida. As tabelas 4.17, 4.18 e 4.19 em suas análises indicadas pelas letras “as” confirmam sua composição majoritariamente composta por Alumínio, apresentando Silício, quantidades de Cobre próximas correspondentes a composição nominal do elemento na liga além de Titânio e Magnésio dissolvidos na matriz de Alumínio.

O silício apresenta-se formando partículas esféricas ou esferóides, compondo o eutético nos contornos da fase  $\alpha$ -Al. As análises realizadas com *EDS*, nas tabelas 4.17, 4.18 e 4.19 em suas áreas analisadas indicadas pelas letras “bs”, apresentam alta concentração de silício.

Observa-se ainda nas imagens em vermelho referentes ao elemento Cobre, que não são observadas aglomerações que poderiam indicar a existência de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu em blocos ou as que sugerem colônias lamelares. As imagens levam a conclusão que o cobre está disperso em pequenas partículas  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu e que estão finamente dispersas na rede cristalina da matriz  $\alpha$ -Al e as análises de *EDS* confirmam, como já discutido quando abordada a fase  $\alpha$ -Al.

As imagens obtidas com o mapeamento permite ainda identificar uma fase rica em ferro, cuja nuvem de pontos aglutinam-se quando referentes a cada cor/elemento químico o que pode ser observado presente nas ampliações 2 e 3 das figuras 4.28, 4.30 e 4.32. A aglutinação de pontos observada nas ampliações acompanha as cores que representam o Fe-amarelo, Si-verde e Mn-Ciano, apenas se diferenciando em função do corte metalográfico. Pode-se observar a vista de topo das placas na figura 4.28 ampliação 2, 4.30 ampliações 2 e 3 e 4.32 ampliações 2 e 3. Nas figuras 4.28 ampliação 3 e 4.32 ampliações 2 e 3 estas fases ricas em ferro encontram-se inseridas angularmente na fase  $\alpha$ -Al apresentando ao invés de uma vista de topo, o formato de agulhas, uma lateral, cuja área de visualização é bem mais ampla do que a vista de topo.

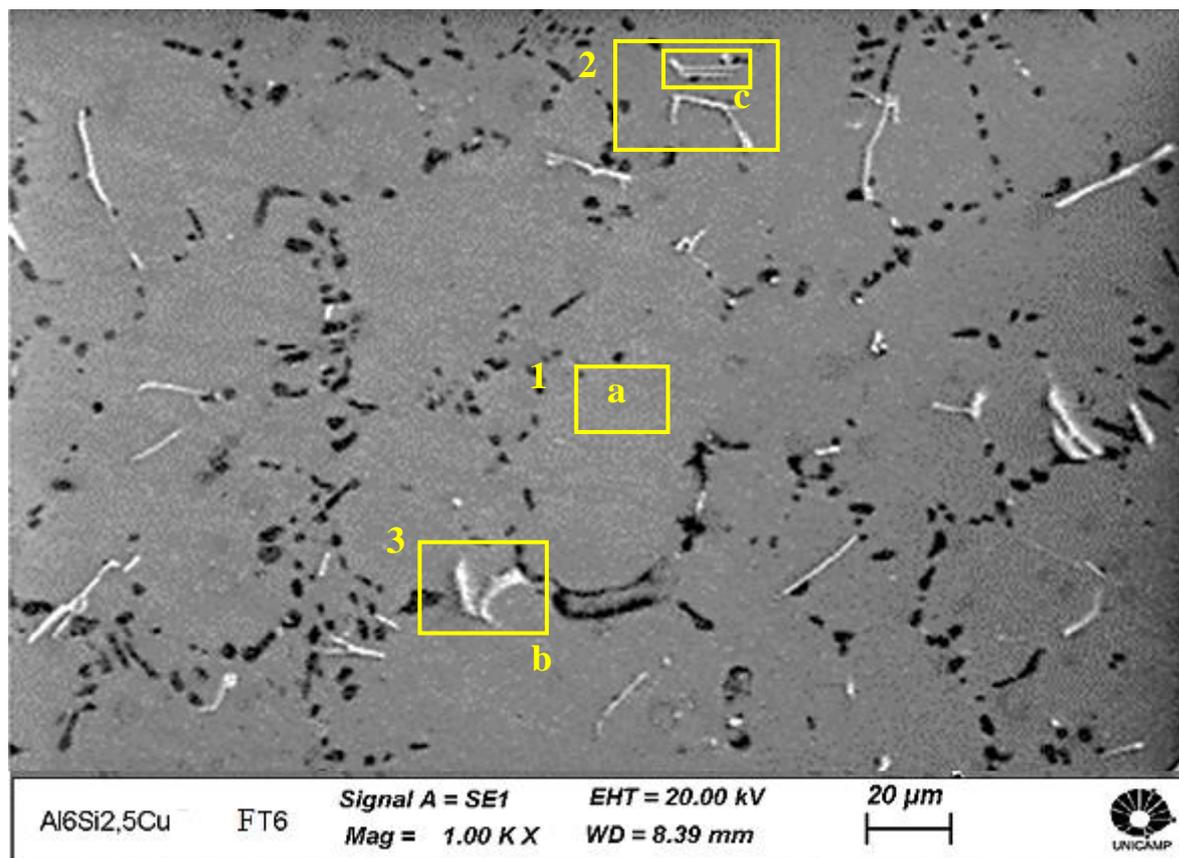


Figura 4.27 - Constituintes presentes na matéria prima da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, na condição *as cast* + T6.

Tabela 4.17- Composição química das fases apresentadas na figura 4.27, oriunda da análise química pontual por MEV-EDS, na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu *as cast*+ T6.

Elementos químicos (% em peso)									
Fases	Esp.	Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Total
$\alpha$ -Al $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	a	0,13	95,37	0,95	0,41	0,09	0	3,05	100
Eutético (Al-Si)	b	0	67,25	8,63	0	3,29	14,93	5,90	100
$\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi	c	0	82,44	8,00	0,11	1,10	4,51	3,84	100

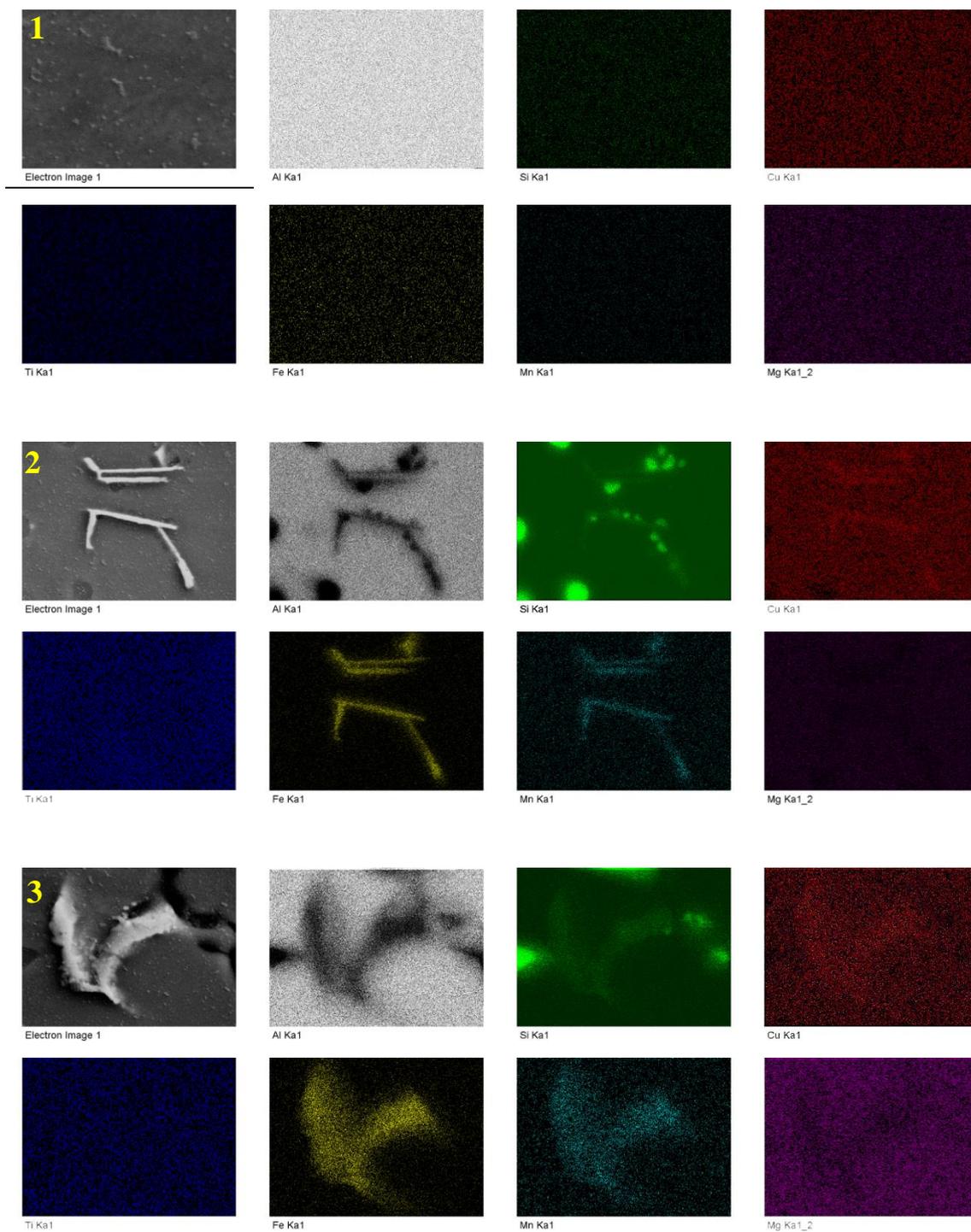


Figura 4.28 – Mapeamento dos componentes, Al, Si, Cu, Ti, Fe, Mn e Mg de 3 ampliações realizadas de regiões indicadas na figura 4.27, referentes a amostra retirada da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*+T6.

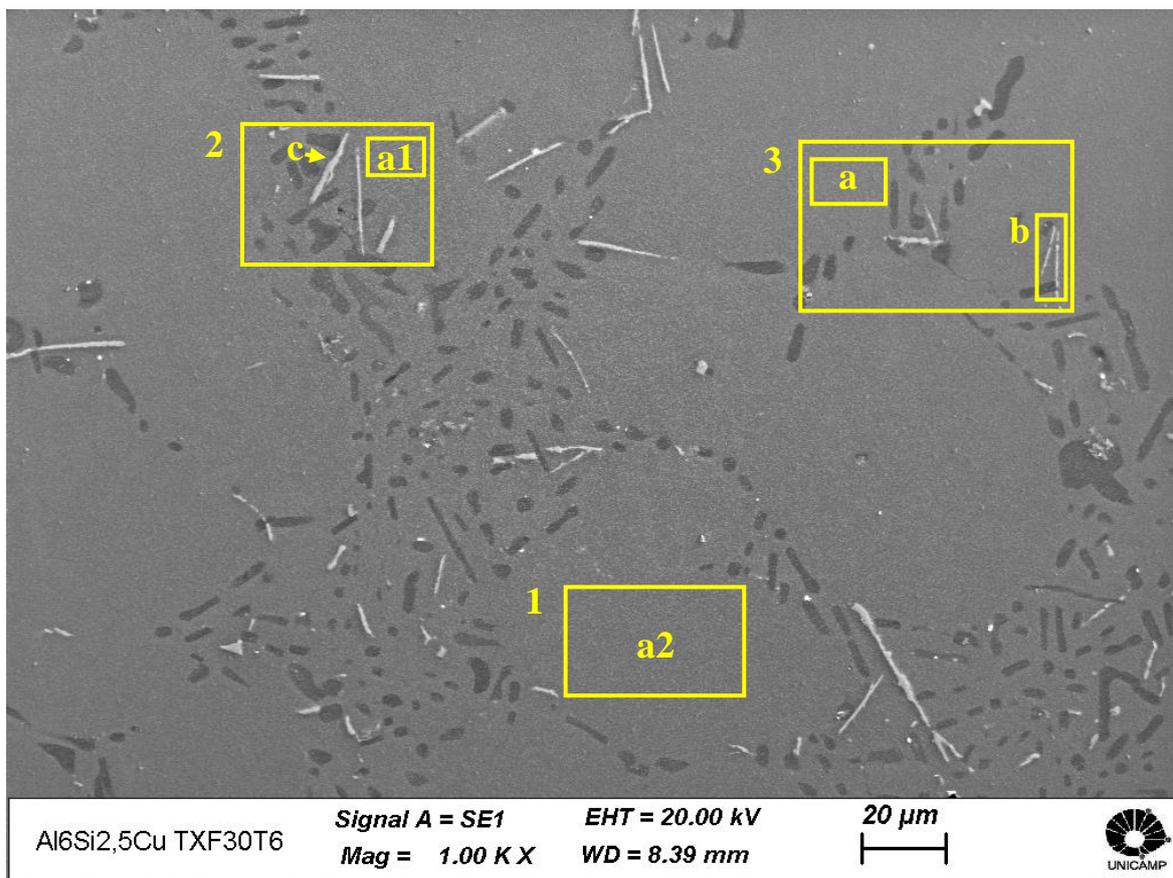


Figura 4.29- Constituintes presentes na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, tixoforjada a 30s+T6 em amostra da região central do produto.

Tabela 4.18- Composição química das fases apresentadas na figura 4.29, oriunda da análise química pontual por MEV-EDS, na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada a 30s+T6.

Fases	Esp.	Elementos químicos (% em peso)							
		Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Total
$\alpha$ -Al $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	a	0,11	95,78	1,32	0,22	0	0	2,57	100
	a1	0	95,93	1,23	0,18	0	0	2,66	100
	a2	0	93,99	1,18	0,6	0	0	2,54	100
Eutético (Al-Si)	b	0	78,43	16,37	0	0,70	1,93	2,56	100
$\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi	c	0	69,75	7,14	0	3,71	14,25	5,15	100

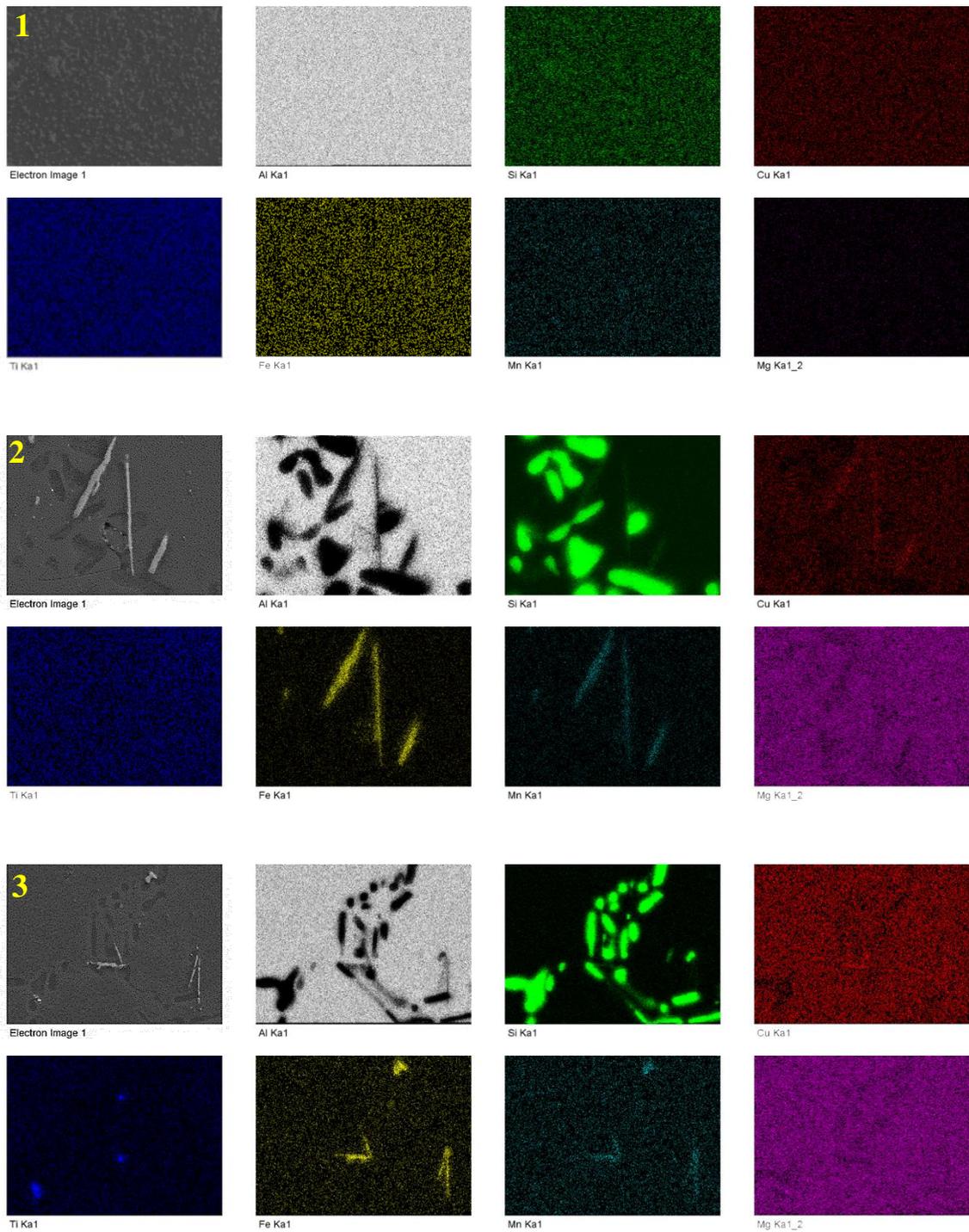


Figura 4.30 – Mapeamento dos componentes, Al, Si, Cu, Ti, Fe, Mn e Mg de 3 ampliações realizadas de regiões indicadas na figura 4.29, referentes a amostra retirada da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada a 30s +T6.

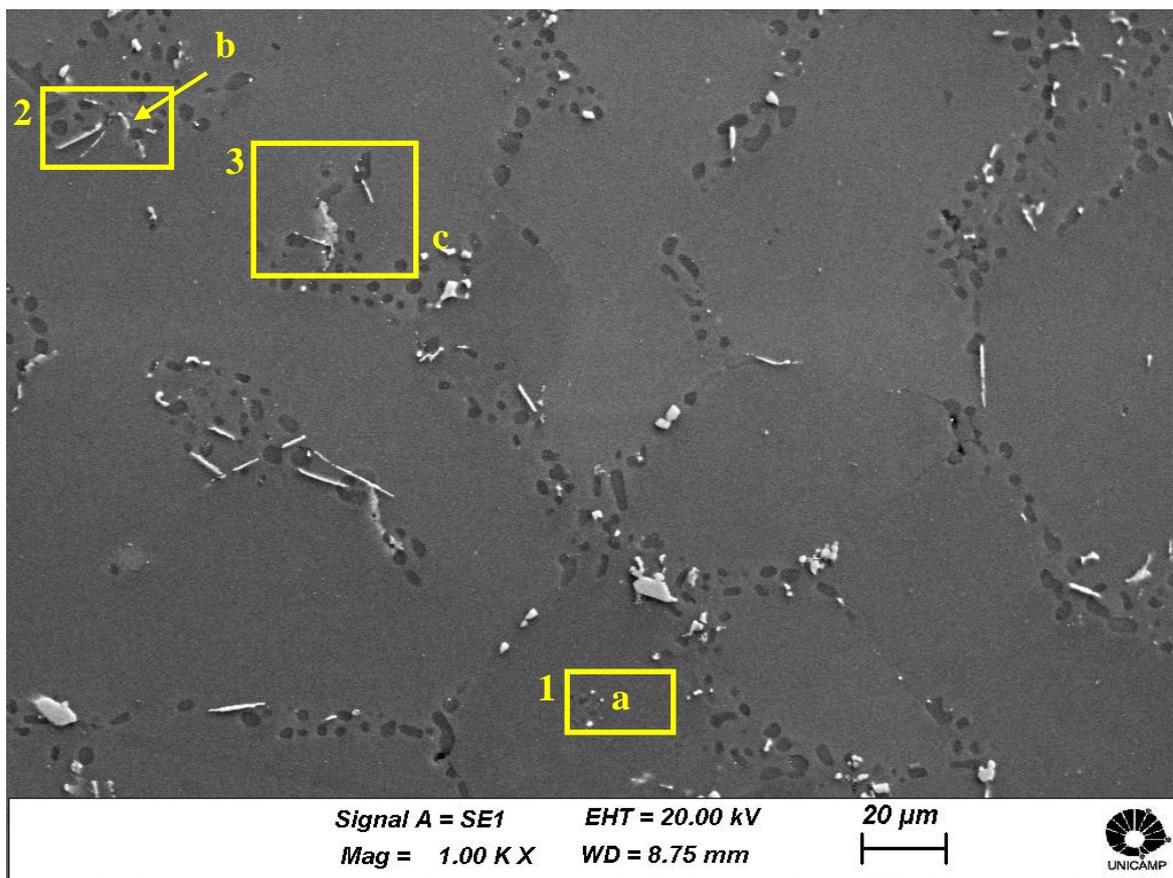


Figura 4.31- Constituintes presentes na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, tixoforjada a 60s + T6 em amostra da região central do produto.

Tabela 4.19– Composição química das fases apresentadas na figura 4.31, oriunda da análise química pontual por MEV-EDS, na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada a 60s+T6.

Fases	Esp.	Elementos químicos (% em peso)							
		Mg	Al	Si	Ti	Mn	Fe	Cu	Total
$\alpha$ -Al $\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	a	0,07	95,93	1,19	0,1	0	0	2,50	100
Eutético (Al-Si)	b	0,11	81,98	10,70	0,33	0,66	3,29	2,93	100
$\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi	c	0	70,33	15,78	0,00	1,47	8,63	3,79	100

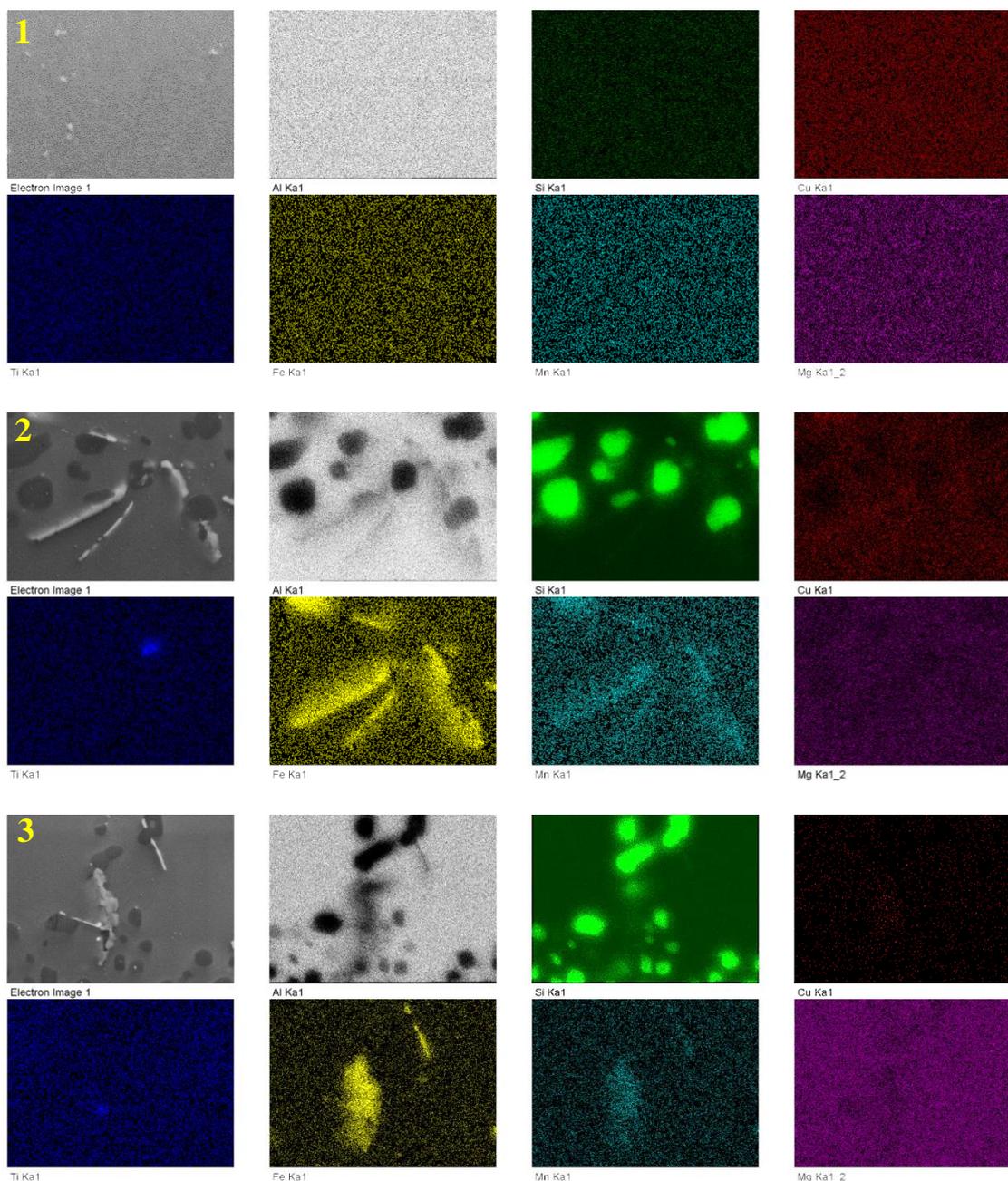


Figura 4.32- Mapeamento dos componentes, Al, Si, Cu, Ti, Fe, Mn e Mg de 3 ampliações realizadas de regiões indicadas na figura 4.31, referentes a amostra retirada da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada na condição 60s+T6.

Observa-se que as análises químicas pontuais apresentadas nas tabelas 4.17c, 4.18c, 4.19c, não mais apresentam o elemento magnésio e sim a presença de manganês em fase rica em ferro, o que sugere a formação da fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi, medindo  $14,9 \pm 6,7 \mu\text{m}$ ,  $13,4 \pm 7,2 \mu\text{m}$ ,  $13,8 \pm 6,2 \mu\text{m}$ , para as condições as cast+T6, tixoforjada 30s+T6 e tixoforjada 60s+T6,

respectivamente. Observa-se também que a presença de Mn na fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi já foi reportada em trabalhos como (OTANI et al, 2019) (BEROUAL et al ,2019).

A dissolução do magnésio e todos os constituintes da fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> já foi relatada em trabalhos anteriores conduzidos com a liga 356 onde observou-se que o tratamento térmico de solubilização, promove a dissolução da fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> liberando magnésio e silício e assim, enriquecendo o teor de Magnésio e silício em solução sólida no alumínio, favorecendo o crescimento da fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (BARRESI, 1998) ( YAO e TAYLOR, 2012).

Nota-se na figura 4.33 que, assim como já observado na caracterização por meio de *MEV-EDS* o difratograma também constata a inexistência do pico referente a fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> em todas as condições tratadas termicamente, o que é coerente com a hipótese levantada anteriormente, que a fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi é formada tendo como produto a fase  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> dissolvida pelos fenômenos já descritos.

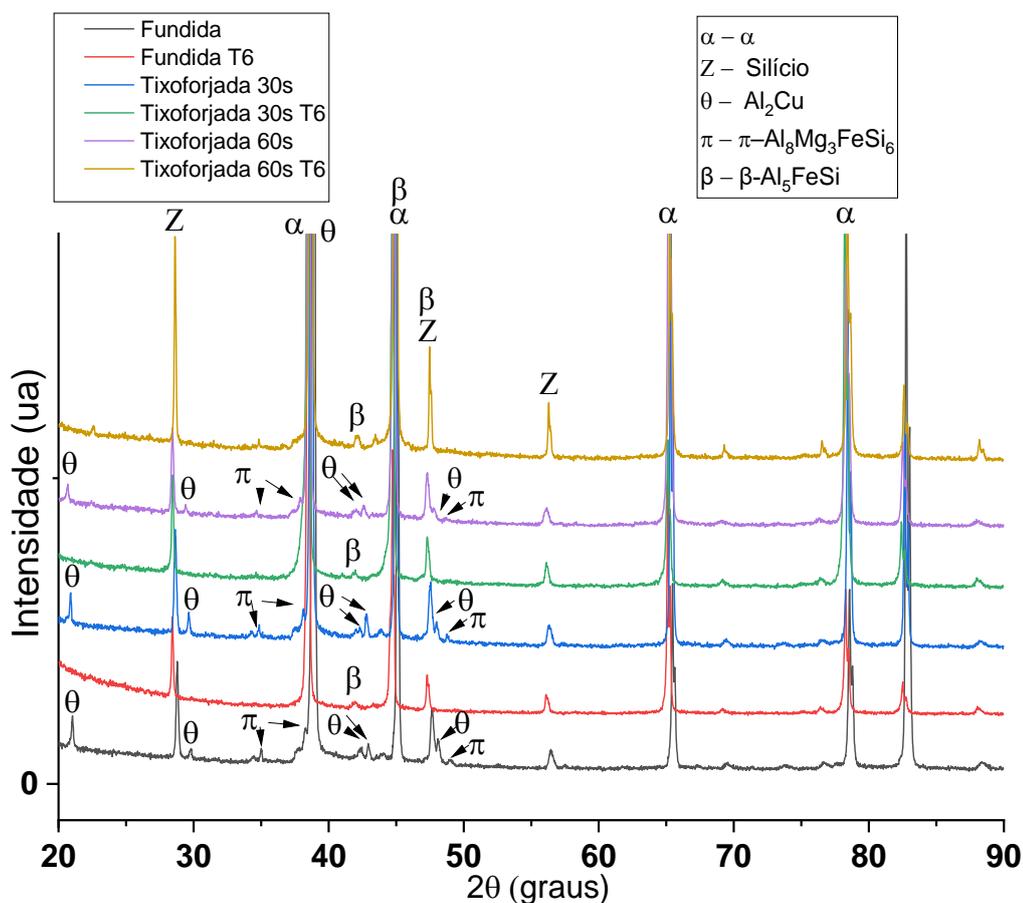


Figura 4.33- Difratogramas da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu nas condições *as cast*, *as cast*+T6, tixoforjada 30s, tixoforjada 30s+T6, tixoforjada 60s e tixoforjada 60s+T6.

A figura 4.33 mostra também, representado pela letra  $\alpha$ , os picos de maiores intensidades mostrando a presença do alumínio por ser o elemento majoritário na liga, seguido pelo Silício representado pela letra Z.

Os resultados de DRX também mostram em consonância com os resultados de MEV a presença de  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu para as condições as cast e tixoforjadas 30s e 60s. No entanto, os picos referentes à  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu desaparecem em todas as condições tratadas T6, concretizando dissolução de ambas as morfologias, blocos e lamelas, da fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu promovida pela etapa de solubilização do tratamento térmico T6.

Para a indexação dos picos foram utilizados dois bancos de dados o COD *Crystallography Open Database* e o ICSD *Inorganic Crystal Structure Database* cujos números das fichas cristalográficas estão apresentadas tabela 4.20.

Tabela 4.20 – Fichas cristalográficas utilizadas para indexação dos picos apresentados no difratograma, conforme sua base de dados.

<b>Códigos das fichas</b>		
<b>Fases</b>	<b>COD</b> <i>Crystallography Open Database</i>	<b>ICSD</b> <i>Inorganic Crystal Structure Database</i>
$\alpha$ -Al	00-901-2126	18839
Si	00-152-6655	29288
$\theta$ -Al <sub>2</sub> Cu	00-901-2196	186680
$\pi$ -Al <sub>8</sub> Mg <sub>3</sub> FeSi <sub>6</sub>	00-210-6758	96905
$\beta$ -Al <sub>5</sub> FeSi	-	74569
Al <sub>3</sub> Ti	-	609529

#### 4.5 Ensaio de tração

A figura 4.34 apresenta curvas intermediárias obtidas nos ensaios de tração realizados na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*, tixoforjado com tempo de globularização de 30s e 60s, tixoforjado 30 e 60s e posteriormente estas condições tratadas termicamente T6.

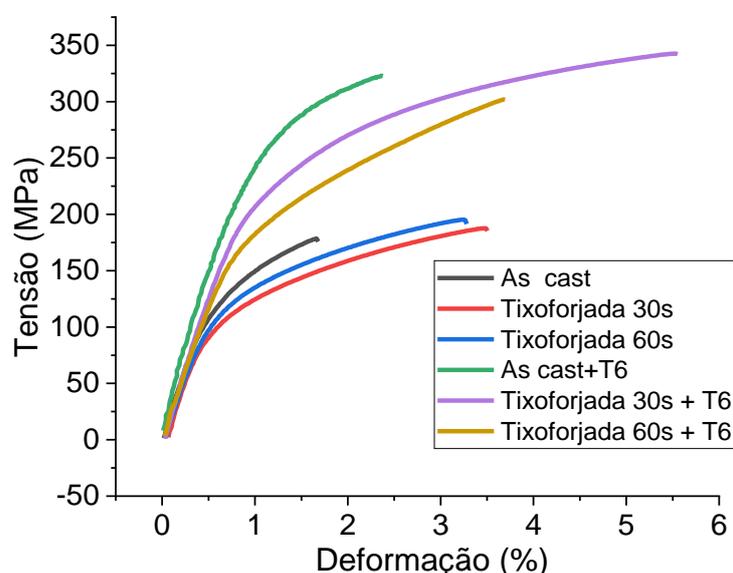


Figura 4.34– Curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração para a Liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição de *as cast*, tixoforjada 30s, tixoforjada 60s, *as cast*+T6, tixoforjada 30s + T6 e tixoforjada 60s + T6.

A tabela 4.21 apresenta uma compilação dos valores médios calculados de todas as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, com os desvios padrões. Estes valores médios podem ser comparados de forma direta no gráfico representado na figura 4.35. Ao se comparar os dados obtidos em todas as condições ensaiadas pode-se afirmar baseando-se no gráfico, que houve um aumento gradual das propriedades mecânicas partindo-se da comparação da condição fundida com os tixoforjados e dos tixoforjados com os tixoforjados tratados termicamente.

A melhoria obtida com as propriedades mecânicas observadas inicialmente, nos produtos apenas tixoforjados, são atribuídas a mudança da morfologia da fase primária rica em

alumínio, que com o reaquecimento para a tixoconformação, modificou-se de dentritica para globular, acompanhada da mudança da morfologia ocorre a distribuição do eutético, composto pelo silício e as fases intermetálicas seguidos pela própria compressão e recalque exercidos pelo tixoprocessamento (SAMAT, OMAR e MOHAMED, 2019), (MING et al, 2019).

Tabela 4.21 - Resultados de Limite de resistência à tração (LRT), Limite de escoamento (Le), e Alongamento AL(%) obtidos dos ensaios de tração para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu nas condições *as cast*, tixoforjada 30s, tixoforjada 60s, *as cast*+T6, tixoforjada 30s + T6 e tixoforjada 60s + T6 com seus respectivos desvios padrões.

	<b>LRT (MPa)</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>AL (%)</b>
<b>As cast</b>	178,8 ± 11,3	135 ± 5,4	1,8 ± 0,2
<b>Tixoforjada 30s</b>	186,1 ± 4,3	118,9 ± 3,3	2,9 ± 0,4
<b>Tixoforjada 60s</b>	206,4 ± 14,9	132,4 ± 6,2	3,4 ± 0,2
<b>As cast+T6</b>	308,7 ± 12,9	238,3 ± 13,4	2,3 ± 0,3
<b>Tixoforjada 30s + T6</b>	362 ± 17,4	213,2 ± 35,3	4,5 ± 0,8
<b>Tixoforjada 60s + T6</b>	291,5 ± 20,7	178,8 ± 0,9	4,2 ± 0,9

Tal melhoria de propriedades mecânicas evidencia-se no gráfico 4.35, onde confirma-se um aumento na ductilidade, cerca de 60% e 90% no alongamento  $\epsilon$  (%) das condições tixoforjadas 30 e 60s, respectivamente em relação à condição fundida.

Quando se observa os resultados obtidos para as condições tratadas com tratamento térmico T6 os resultados são ainda mais significativos, todas as condições apresentam uma melhora substancial de propriedades mecânicas. Nota-se um aumento em cerca de 70% / 75% / 30%, 100% / 60% / 150% e 60% / 30% / 130% no limite de resistência à tração / limite de escoamento / alongamento, para as condições *as cast*+T6 / tixoforjado 30s + T6/ tixoforjado 60s + T6, nesta ordem, em relação à condição *as cast*.

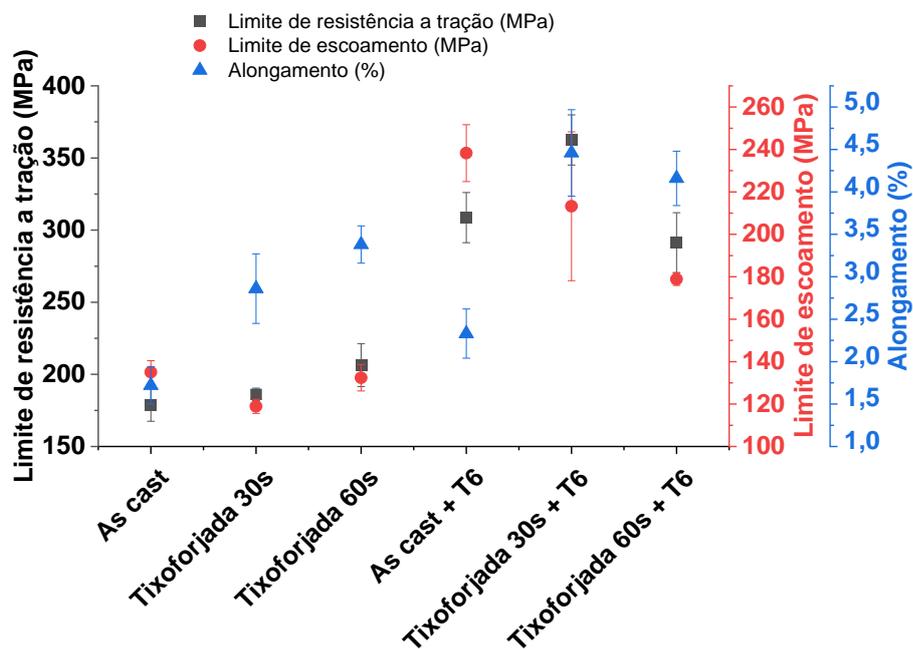


Figura 4.35– Valores de Limite de resistência a tração, Limite de escoamento e alongamento (%) para a liga Al-6wt%Si-2.5wt%Cu nas condições *as cast*, tixoforjada 30s, tixoforjada 60s, *as cast*+T6, tixoforjada 30s + T6 e tixoforjada 60s + T6 com seus respectivos desvios padrões.

#### 4.6 Porosidades: uma comparação entre as análises realizadas via *ImageJ* e análises realizadas via Tomografia Industrial Computadorizada (TIC) nos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga

O objetivo desta etapa do trabalho é quantificar e caracterizar as porosidades existentes no material, para isto, utilizou-se duas diferentes técnicas de análises de porosidades, a microscopia ótica associada ao software *ImageJ*, que pode-se dizer que é uma técnica examinador dependente, pois depende de percepção humana para ajustar o *threshold*, e a tomografia industrial computadorizada (TIC). A figura 4.36 k) mostra a superfície transversal de um lingote fabricado. Deste lingote foram confeccionados corpos de prova para as condições *as cast* e *as cast* T6 e também foram retirados os *blanks* para tixoforjamento, sendo que,

posteriormente os produtos tixoforjados foram utilizados para fabricação dos corpos de prova para as condições com e sem tratamento térmico T6.

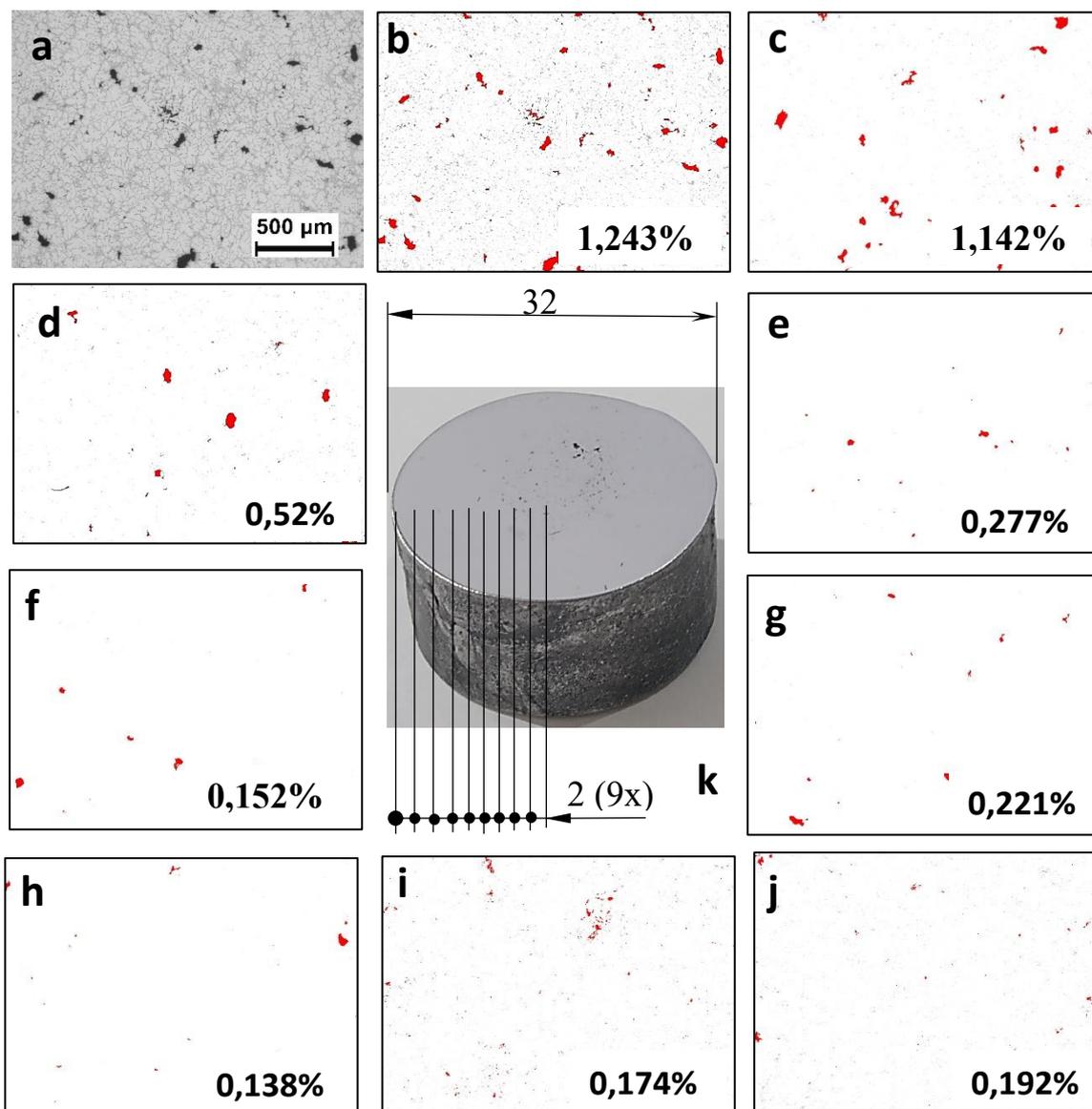


Figura 4.36 – Imagem representativa de uma sequência de medições de porosidades mostrando em: a) micrografia de referência para calibração do software com a barra de escala, b), c), d), e), f), g), h), i) e j) são micrografias utilizadas para quantificar porosidades com os valores apontados pelo software imageJ e k) vista superior de corte transversal de um lingote mostrando a equidistância das medições realizadas.

Observa-se na superfície do lingote sob análise uma maior concentração de porosidades ao centro, sendo que a concentração de poros diminui à medida que se desloca para a periferia do lingote, o que pode ser observado nas imagens utilizadas no *ImageJ* para quantificar as porosidades, figura 4.36, b), c), d) e), f), g), h), i) e j). Observa-se também que, as imagens foram obtidas saturadas em branco para melhor aplicação do software. Utilizou-se aqui a técnica de microscopia ótica de campo claro. Na microscopia ótica, a luz emitida pela fonte passa pela lente objetiva e atinge a superfície da amostra, que a reflete, passando novamente pela objetiva e atingindo a lente ocular ou a câmera para observação da imagem (AKCA e TRGO,2015). A face da amostra da liga aqui estudada é composta de superfícies planas que produzem um fundo brilhante devido à reflexão de uma grande quantidade de luz incidente na lente objetiva, como também é composta de regiões não planas ou que possuem características de refletividade diferentes. Estas superfícies com características diferentes de refletividade são compostas por poros ou fases compostas por silício, cobre, magnésio, manganês, titânio e ferro, que aparecem mais escuras quando comparados a luz refletida na fase  $\alpha$ -Al à medida que a luz incidente é espalhada e refletida em uma variedade de ângulos ou mesmo parcialmente absorvida.

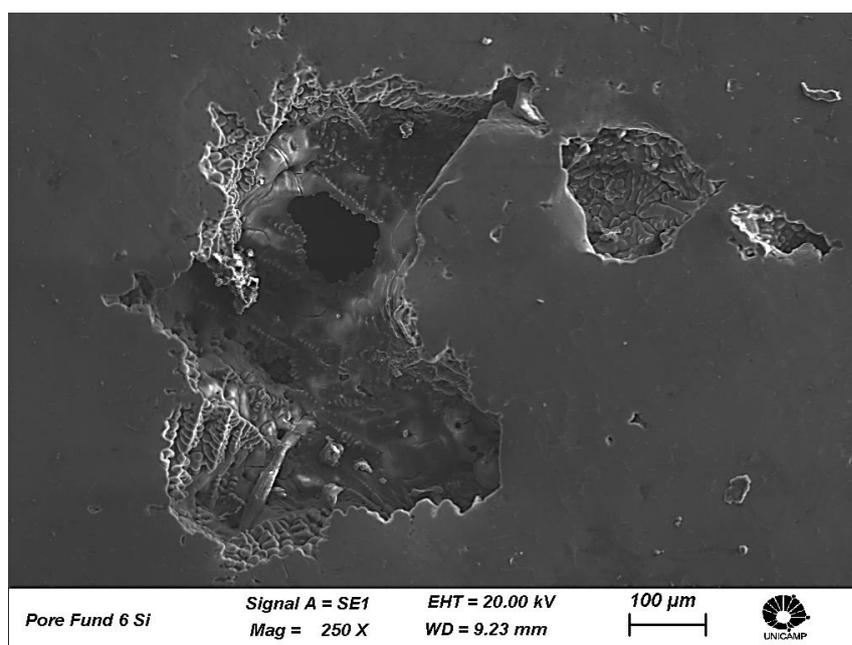


Figura 4.37- Micrografia obtida por MEV exemplificando poro encontrado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, na condição as cast, que possibilita mostrar diferentes aspectos de profundidade e morfologias internas.

No caso das porosidades que possuem características de uma cavidade, sugere que ambos os fenômenos ocorram, a variação de ângulos na reflexão e a absorção, visto que, dentro dos poros existe uma superfície em diferentes profundidades e não polidas e que geralmente estão recobertas por óxido de alumínio como mostrado na figura 4.37 em micrografia obtida por MEV.

Em microscopia ótica, tal condição possibilita a observação de regiões bem mais enegrecidas do que outras diferenciando poros da fase primária e de demais fases. Quando satura-se o branco na obtenção de micrografias para análise de porosidades, permite-se que durante a aplicação do software *ImageJ* seja feita apenas uma regulagem de *threshold*, regulagem que será mantida em todas as demais análises.

O lingote produzido possui entre 30 e 32 mm de diâmetro, devido ao ângulo de saída da cavidade da lingoteira, ou seja, entre 15 e 16 mm de raio. Para a medição da porosidade com a utilização do software *ImageJ* adotou-se o critério de obtenção de nove imagens por secção analisada, com o aumento de 50X, pois considerando a barra de escala de 500  $\mu\text{m}$ , cada foto possui 2,0 mm de comprimento, sendo que 9 fotos equivalem à 18 mm, medida esta composta dos 16 mm necessários para se varrer a medida de um raio e mais 2 mm de margem para garantir que ao final da obtenção sequencial de imagens uma faixa de aproximadamente 1,6 mm x 18 mm esteja sob análise do software. Os resultados estão expressos em porcentagem de porosidade por área como exemplos mostrados na figura 4.36b-j.

Para a análise de porosidades dos produtos tixoforjados a 30s e 60s e tixoforjados 30s e 60s tratadas T6 posteriormente utilizou-se a mesma técnica descrita acima para obtenção e processamento das imagens, no entanto, as amostras obtidas foram compostas por 8 imagens do centro dos produtos, 8 imagens de regiões intermediárias entre centro e periferia e 8 imagens da periferia dos produtos.

As TICs foram realizadas em seis corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga, sendo um de cada condição e foram escolhidos conforme suas posições relativas ao lingote e aos produtos tixoforjados. No caso dos corpos de prova retirados diretamente dos lingotes, condições as cast e as cast T6, a posição de escolha dos corpos de prova para análise não afeta a análise do volume de porosidades, como pode-se observar na figura 4.38a. Os corpos de prova retirados dos produtos tixoforjados foram retirados dois ao centro e dois das extremidades observando-se a disposição indicada na figura 4.38b.

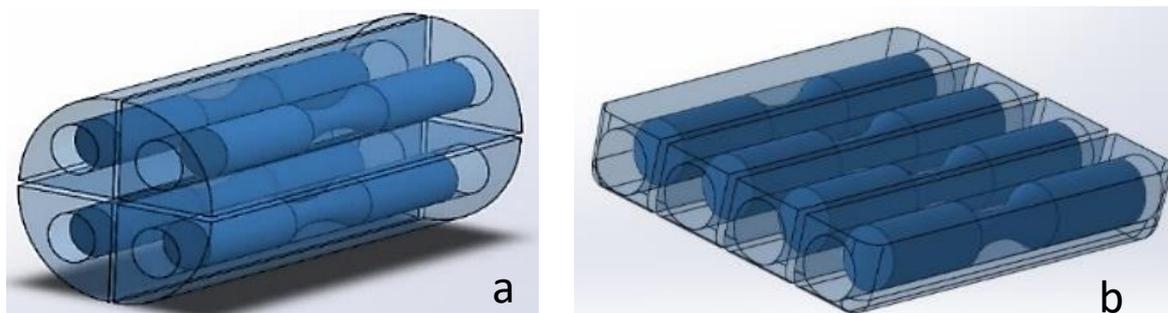


Figura 4.38 – Figuras representativas de localização de retirada dos corpos de prova para realização das TICs, observando-se: a) Porção de lingote fabricado e b) produto tixoforjado, ambos com as indicações de como foram realizados os fracionamentos.

As reconstruções em 3D das porosidades encontradas nos corpos de prova de fadiga nas condições *as cast*, tixoforjada após 30s e 60s de tempo de espera para globularização sem tratamento térmico T6 e com tratamento térmico T6 são mostradas nas figuras 4.39 e 4.40 respectivamente.

As TICs mostram inicialmente a distribuição dos poros no volume analisado. Pode-se notar que nas condições *as cast* e *as cast* T6 as porosidades matêm uma distribuição heterogênea de localização, representando a mesma observação realizada inicialmente nos lingotes quando a análise se conduziu por meio do software *Imagej*, figura 4.36k, apresentando uma região situada em quadrante mais externo um aglomerado de poros como mostrado nas figuras 4.39a e 4.40a em suas vistas da base e do topo da amostra. Já nos corpos de provas retirados dos produtos tixoforjados pode-se observar uma melhor distribuição dos poros no volume escaneado por corpo de prova, independente da localização de retirada destes corpos de prova. Embora observa-se uma melhor distribuição ocorrida, homogeneizando o material quanto a distribuição dos poros, nota-se que o volume de defeitos apresentados nas análises feitas variaram de 0,03% à 0,69% como consequência da variação de porosidades inicialmente comentado referente ao centro e à periferia do lingote como já apresentado na figura 4.38.

A tabela 4.22 apresenta o volume de material analisado, volume de poros encontrados e a razão entre o volume de poros encontrados e o volume de material analisado. A figura 4.41 apresenta os resultados obtidos quantificando as porosidades, comparando ambas as técnicas utilizadas. Destaca-se como primeira informação que a análise via *ImageJ* mostra que a quantidade de poros, % por área, permanece constante independentemente do processamento, seja o tixoforjamento ou o tratamento T6.

Desta forma, nota-se também que embora os resultados dos corpos de prova tixoforjados apresentarem uma variação dos volumes encontrados, tais valores se ajustam dentro dos desvios padrões encontrados quando utilizado o software *ImageJ*, mostrando assim, que as duas técnicas aqui utilizadas seguindo a metodologia descrita são ferramentas confiáveis para se quantificar porosidades de forma adequada e se completam, respeitadas as limitações de cada uma.

Tabela 4.22 – Valores de volume de material analisado, volume de porosidades detectados e razão entre volume de porosidades detectadas e volume de material analisado obtidos por TIC.

	<b>Volume de material (mm<sup>3</sup>)</b>	<b>volume de porosidades (mm<sup>3</sup>)</b>	<b>Volume de defeitos (%)</b>
<b>As cast</b>	1170,34	4,55	0,39
<b>AS cast T6</b>	1187,91	5,08	0,43
<b>Tixoforjada 30s (C)</b>	1199,39	3,34	0,20
<b>Tixoforjada 30s + T6 (E)</b>	1182,78	0,33	0,03
<b>Tixoforjada 60s (E)</b>	1015,42	0,77	0,08
<b>Tixoforjada 60s + T6 (C)</b>	1200,12	8,37	0,69

*Obs.: (E)- Região externa do produto tixoforjado, (C)- Região Central do produto tixoforjado, referindo-se ao local de retirado dos corpos de prova.*

Observa-se que as análises feitas nos corpos de prova retirados dos lingotes, condições *as cast* e *as cast T6* uma sobreposição dos valores encontrados por ambas as técnicas utilizadas, a análise 2D via software *imageJ* e a análise 3D via TIC, pois os corpos de prova utilizados independem da posição de retirada, pois os quatro quadrantes do lingote, utilizados na fabricação dos corpos de prova, figura 4.38 – *ImageJ* e figuras 4.39a , 4.40a, estarão sempre sujeitos a mesma porcentagem de poros, tal condição conduz a resultados semelhantes por ambas as técnicas utilizadas, indicando aqui mais uma evidência que são técnicas compatíveis para contabilizar o volume de porosidade.

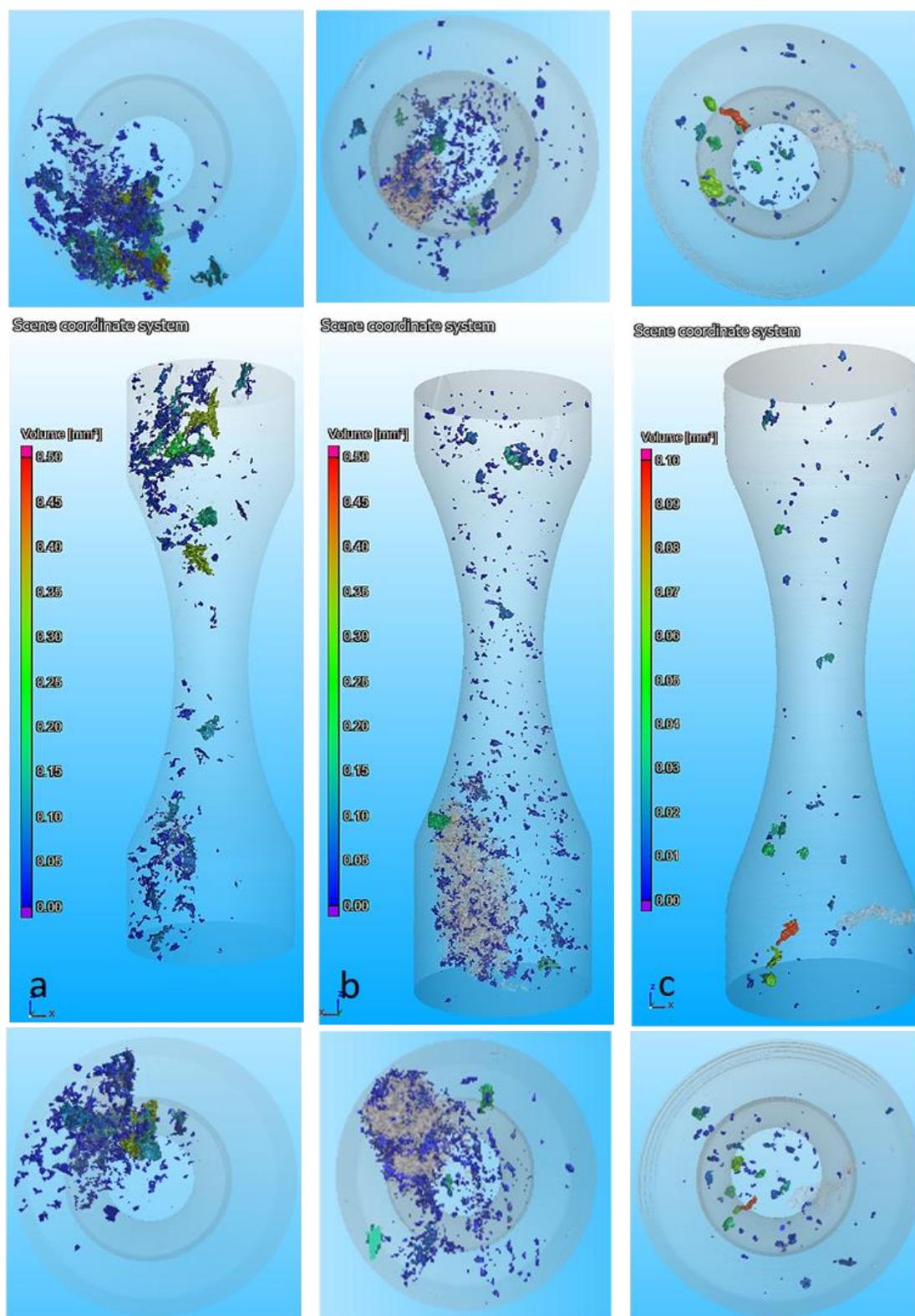


Figura 4.39- Tomografias industriais computadorizadas realizadas nos corpos de prova de fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com suas respectivas imagens 3D das vistas frontais, inferiores e superiores, nas condições de: a) *As cast*, b) tixoforjada a 30s e c) tixoforjada 60s.

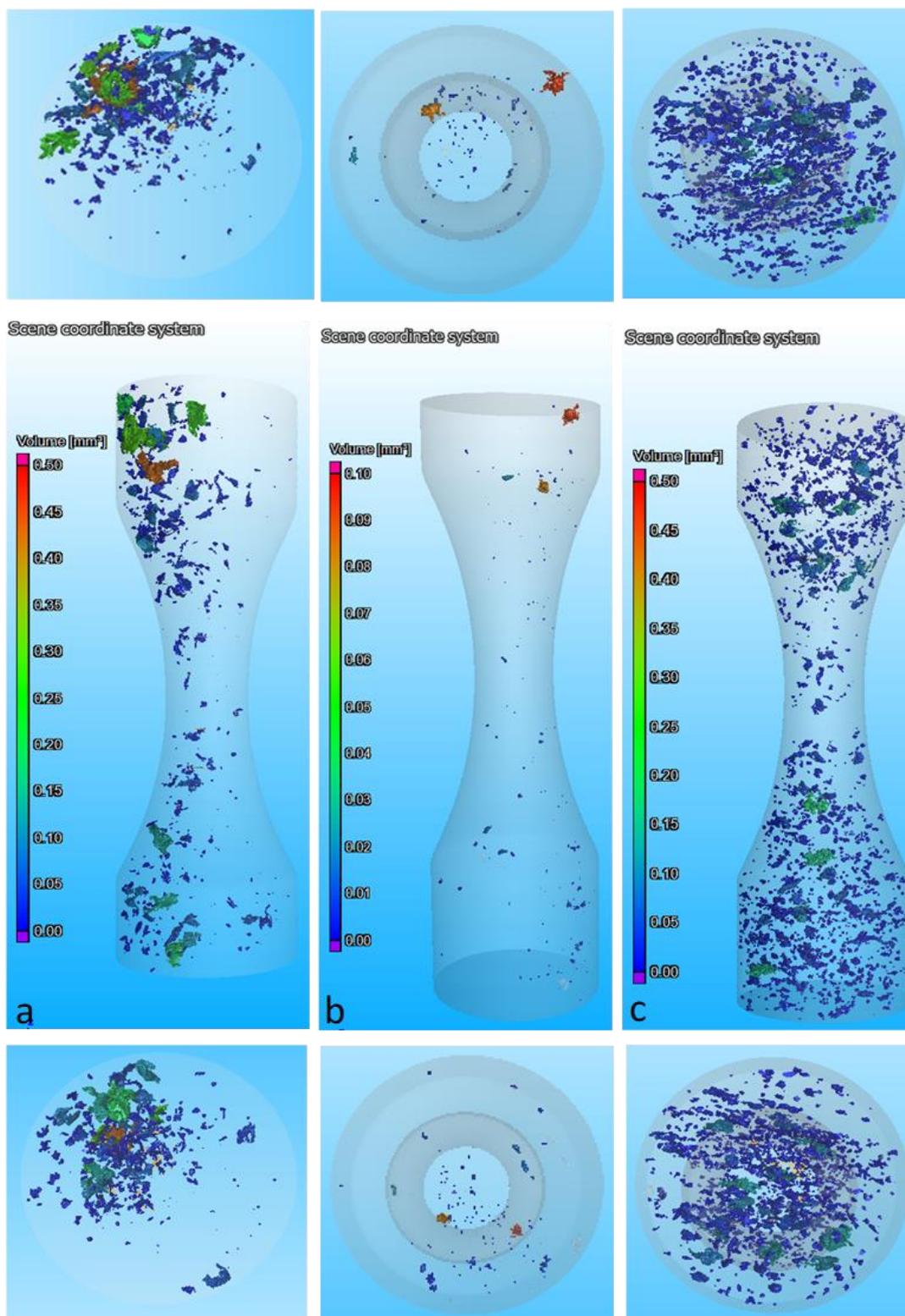


Figura 4.40- Tomografias industriais computadorizadas realizadas nos corpos de prova de fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu com suas respectivas imagens 3D das vistas frontais, inferiores e superiores, nas condições de: a) *As cast*+T6, b) tixoforjada 30s+T6 e c) tixoforjada 60s+T6.

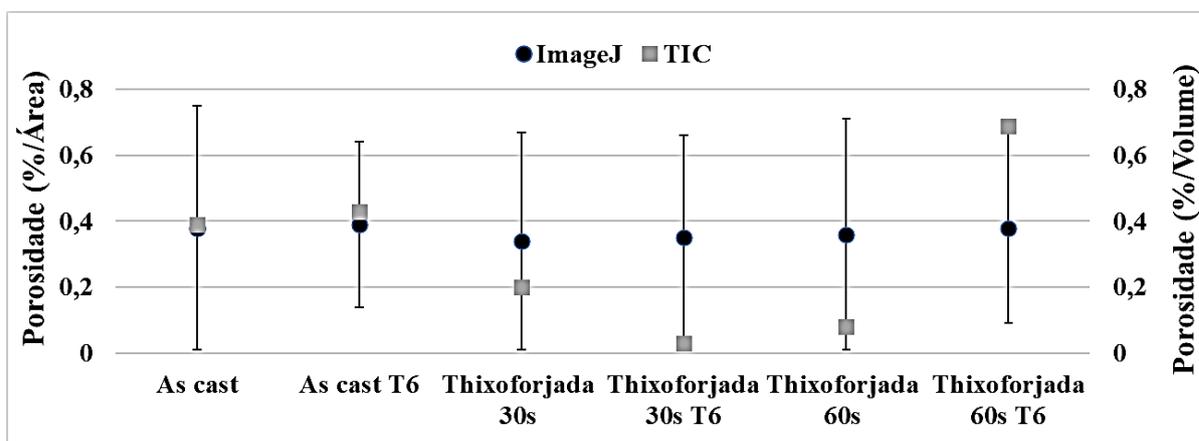


Figura 4.41- Gráfico para comparação das técnicas utilizadas para quantificar porosidades plotando os resultados de % porosidade por área obtido na aplicação do software *ImageJ* e % de porosidade por volume com a utilização de Tomografia Industrial computadorizada (TIC)

Os dados de volume e distribuição dos poros são de suma importância nesta fase de análise, pois utiliza-se desta matéria prima em todos os processos posteriores, seja apenas o tratamento térmico T6 ou os processos de tixoforjamento seguidos do tratamento térmico T6. Ressalta-se que, embora ambas as técnicas sejam suficientemente capazes de quantificar as porosidades, a TIC além de ser uma técnica não destrutiva possibilita uma visualização interna em 3D das porosidades existentes no material, que podem assumir várias formas de aciculares com tortuosidades ou tendendo a esféricas. Obviamente que quantificar e identificar porosidades por meio da porcentagem, seja o critério de % de área ou de % de volume de porosidades, ambos os critérios para avaliar a presença de porosidades implicam em redução da vida em fadiga do componente mecânico solicitado, dado que reduzem a seção transversal do componente e aumentando assim a tensão a qual estão sendo solicitados quando sujeitos a uma determinada força (ZÀVODSKÁ et al, 2017). No entanto, dimensões reais e características geométricas das porosidades também impactam nas propriedades mecânicas (ZHANG et al, 2020). Assim, as TICs contribuem fornecendo mais informações para se caracterizar as porosidades quanto as suas dimensões e formas e estes dados serão discutidos a seguir. Para compreender a distribuição da forma das porosidades a figura 4.42a mostra que os menores valores de esfericidade média das porosidades podem ser encontrados nos corpos de prova que foram retirados de lingotes condições *as cast* e *as cast* T6, sendo o menor valor encontrado no corpo de prova *as cast* o de  $0,47 \pm 0,14$ .

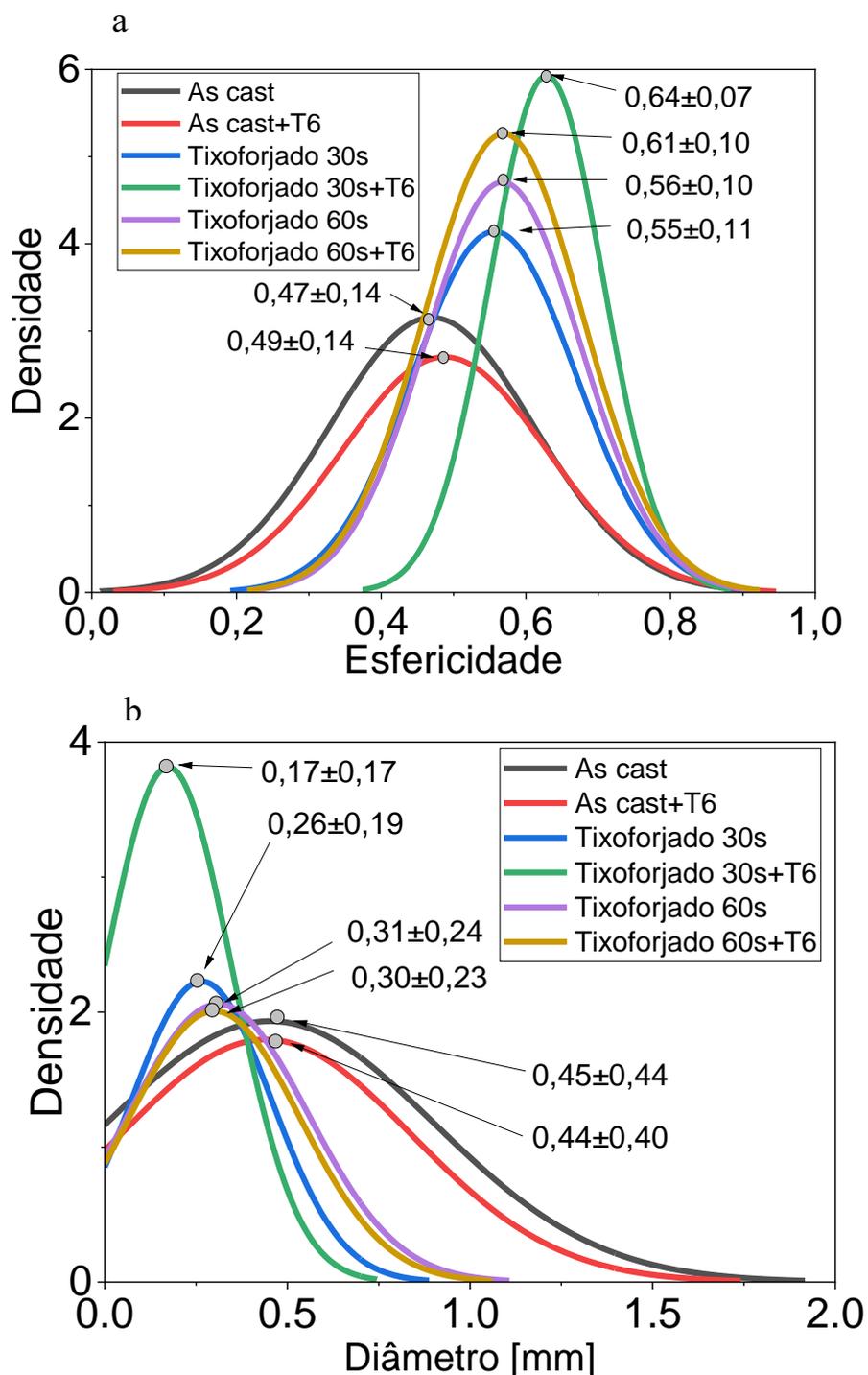


Figura 4.42– Distribuição normal x densidade de probabilidade da esfericidade dos poros para todas as condições analisadas.

Quanto as amostras que foram retiradas dos produtos tixoforjados observa-se um de aumento da esfericidade e redução da dispersão, onde o maior valor de esfericidade e menor de dispersão pode ser observado de forma concomitante na condição tixoforjada 30s tratada T6,

0,64±0,07. Observa-se aqui que entre as amostras *as cast* (menor esfericidade) e tixoforjada 30s+T6 (maior esfericidade) uma melhora na esfericidade média em cerca 35%. O índice de esfericidade determina o quanto o poro é esférico, sendo que, quanto mais próximo de 1 mais esférico o poro é, sendo representada pela seguinte equação:

$$\psi = \frac{A_{s,esf}}{A_{s,poro}} \leq 1$$

Onde:  $\psi$  é a esfericidade;  $A_{s,esf}$  área superficial de uma esfera de igual volume ao do poro; e  $A_{s,poro}$  área superficial do poro.

Um comportamento semelhante é observado quando se nota a figura 4.42b, que apresenta a distribuição dos valores de diâmetro para todas as condições ensaiadas. O conceito de diâmetro empregado pelo software de análise dos cortes tomográficos é o diâmetro da esfera circunscrita no poro. O gráfico mostrado apresenta de modo geral uma tendência de redução do diâmetro médio quando se compara as condições *as cast* e *as cast* T6 com todas outras tixoforjadas. Destaca-se neste contexto, a redução ocorrida de 265% no diâmetro médio comparando-se a condição *as cast*, 0,45±0,44 (pior condição) com a tixoforjada 30s T6, 0,17±0,17 (melhor condição). Na figura 4.43a observa-se que a imagem possibilita de forma geral, mostrar a morfologia e distribuição das porosidades da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*. Nota-se a presença de poros com cerca de 30 à 50 µm mais esféricos seguidos de poros com morfologia diversa, as vezes mais alongada figura 4.43b, apresentando tortuosidades figura 4.43c, que em uma análise 2D se mostram copiando os braços dendríticos adjacentes figura 4.43d, onde o contorno do poro é desenhado por uma concordância de raios convexos contornando os braços dendríticos adjacentes e que durante a solidificação tiveram seu crescimento limitado e morfologia moldada por estes braços dendríticos, e que devido a forma são caracterizados como vazios de contração e nesta análise chegam a medir mais de 500 µm.

As figuras 4.44a apresenta um corte realizado em determinada coordenada em z, cuja vista superior, pode ser observada na figura 4.44b. Observa-se ainda que o que parece ser uma cavidade na representação 2D figura 4.44b e se mostra como um simples poro, na verdade trata-se de uma porosidade maior e de formato complexo, pode-se notar que os poros aqui

identificados possuem uma interconexão composta por vazios de contração, tratando-se de fato de um complexo *manifold* e que apenas com a visualização em 3 dimensões torna-se possível esta compreensão. A compreensão de sua morfologia é de fundamental importância para os fenômenos que serão discutidos a seguir. As relações entre o diâmetro e a esfericidade dos poros obtidas nas condições *as cast* e *as cast* T6 são apresentadas na figura 4.45a-b. Os histogramas mostram um comportamento bimodal para ambas condições *as cast* e *as cast* T6. Observa-se na figura 4.45a que a primeira população de poros apresenta uma esfericidade de 0,4 e uma segunda população cerca de 0,6. Estas duas distintas populações estão associadas a porosidades originárias de gás ou vazios de contração com distintos índices de esfericidade (SAVELLI et al, 2000).

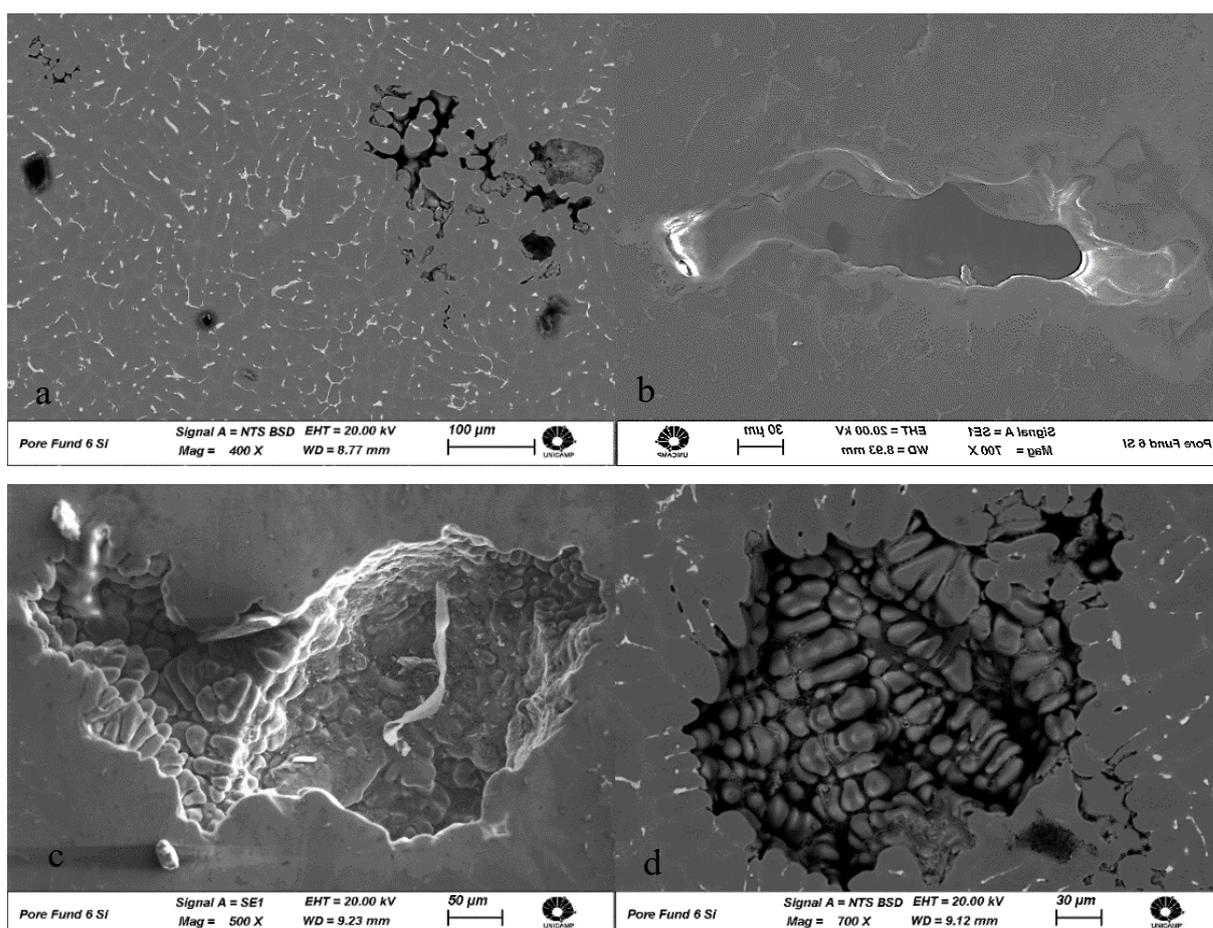


Figura 4.43 – Porosidades em diferentes formatos da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, apenas lingotada (*as cast*).

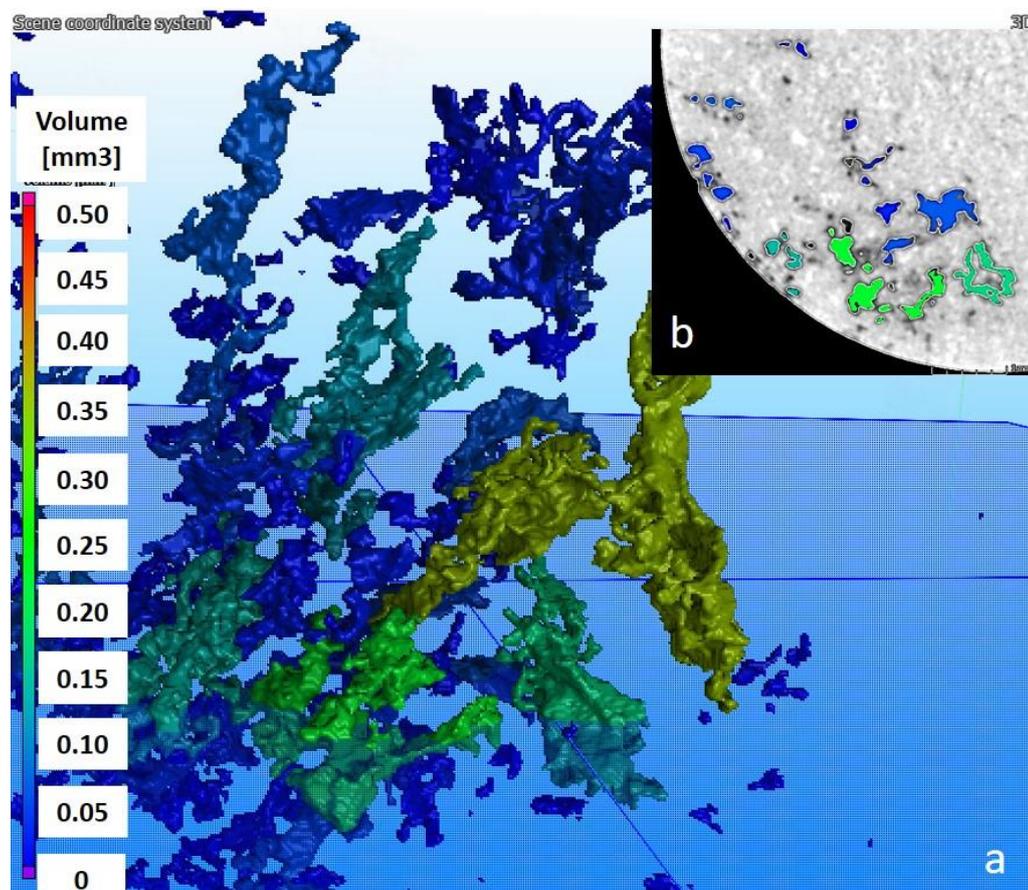


Figura 4.44 – (a) Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidade observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*, (b) quadrante indicando o *slice* realizado possibilitando a visualização superior da porosidade.

Zhang et al, 2020 estudando tamanho e forma das porosidades em processos de *HPDC*, determinou que porosidades originárias de gás estão associadas a valores de esfericidade maiores que 0,4 e que vazios de contração estão associadas a valores menores que 0,4 .

Baseado no exposto, adota-se aqui que o histograma mostrado na figura 4.45a representa tal comportamento, sendo que a figura 4.45c mostra que na condição *as cast* uma relação inversa entre a esfericidade e o tamanho do poro, ou seja, à medida que o poro aumenta seu diâmetro a esfericidade diminui. Visto que as porosidades de gases ocorrem durante toda a solidificação e as relativas a contração apenas nos momentos finais, ambas nos espaçamentos interdendríticos, as de contração acabam por se moldarem ao formato dos contornos dos braços dendríticos, tornando-se maiores em tamanho e com uma maior sinuosidade (SAVELLI et al,

2000), o que justifica o aumento mais acentuado no diâmetro dos poros para esfericidades menores que 0,4 referentes a vazios de contração.

A condição *as cast* T6, apresenta a relação diâmetro x esfericidade diferente da *as cast*. Observa-se uma queda no diâmetro para a população de poros com esfericidade menor que 0,4 e um aumento na população em torno de 0,6 de esfericidade, mas o comportamento bimodal permanece. Os poros da condição *as cast* possuem um complexo formato o que caracteriza parte da população apresentar esfericidade abaixo de 0,4 e diâmetro acima de 0,5 mm. A condição *as cast* foi submetida a um aquecimento para o tratamento térmico de solubilização realizado a 520°C durante 4h, o aquecimento faz com que a pressão dentro dos poros aumente devido a expansão dos gases existentes dentro da cavidade do poro e a resistência do material que o cerca diminua, mantendo o volume constante como já apresentado anteriormente. Tal fenômeno faz com que o diâmetro de poros de contração, esfericidade menor que 0,4, diminua devido a ocorrência de *ripenning*, ocorrendo um encurtamento de suas ramificações e um corpo maior da porosidade sendo engrossada (TODA et al, 2009), mas mantendo ainda tortuosidades que impactam nos baixos índices de esfericidade. Já as porosidades oriundas de gases, esfericidade maior que 0,4, constituem a maior população apresentando um aumento no diâmetro, levando a concluir que ocorreu uma mescla entre porosidades que encontravam muito próximas devido a expansão dos gases ocorrida pelo aquecimento até a temperatura de solubilização.

A figura 4.46 apresenta mesmo que tortuosos alguns poros engrossados e outros apresentando pequenos aglomerados sugerindo a ocorrência de *ripenning*, no entanto, o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento não promove mudanças significativas nas porosidades de contração para a condição *as cast*. As condições que foram tixoforjadas apresentaram um comportamento distinto em relação as porosidades, visto que nos *blanks* utilizados para tixoforjamento já tem incorporado as porosidades oriundas do processo de lingotamento cujas dimensões, formas e distribuição já foram discutidas anteriormente na condição *as cast*, esta condição é que foi tixoforjada. São inequívocas as evidências de que o tixoforjamento alterou a forma, dimensão e distribuição das porosidades sejam elas as de origem de gás ou vazios de contração. As figuras 4.47a e 4.47c apresentam por meio dos histogramas a distribuição destas porosidades. Os histogramas mostrados na figura 4.47a e 4.4c mostram que o comportamento bimodal não mais ocorre em nenhuma destas condições tixoforjadas e também mostra uma grande e maior população de poros com esfericidade maior que 0,4, restando uma população mínima menor que 0,4 de esfericidade.

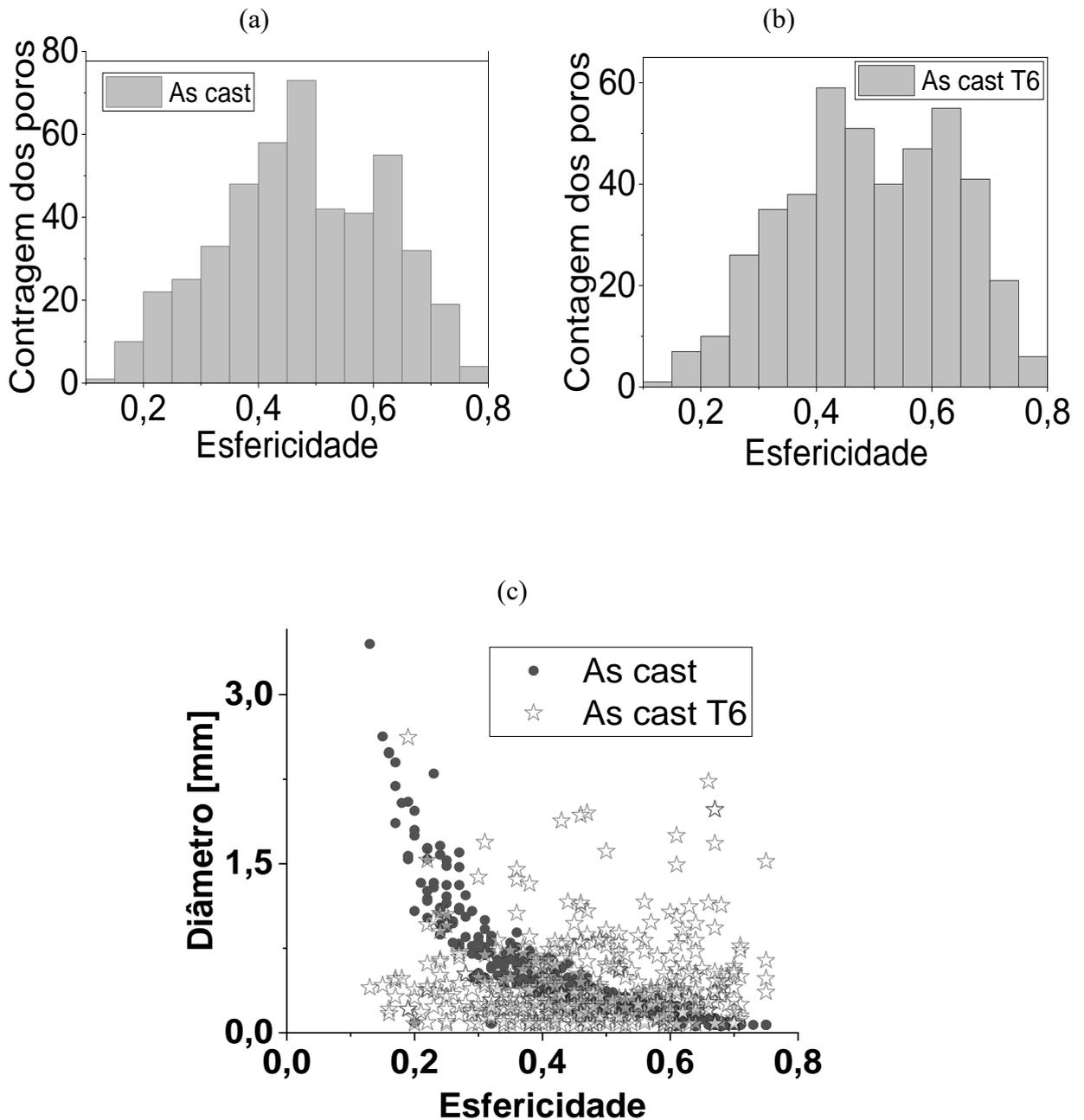


Figura 4.45 – Dados obtidos por meio das tomografias industriais computadorizadas para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu. (a) distribuição de porosidades para a condição *as cast*, (b) distribuição de porosidades para a condição *as cast T6* e (c) relação entre esfericidade e diâmetro para ambas condições *as cast* e *as cast+T6*.

Esta população cuja esfericidade é maior que 0,4 assume um comportamento crescente atingindo um pico de esfericidade com valores maiores que 0,6 podendo-se observar a

existência de populações com índice de esfericidade de até 0,8. Esta alteração de forma e tamanho pode ter sua morfologia observada comparando-se a figura 4.44 com as figuras 4.48 e 4.49. Grandes porosidades podem ser observadas figura 4.44, sendo as maiores as de contração, estas porosidades apresentam um volume variando de  $0,05 \text{ mm}^3$  até  $0,40 \text{ mm}^3$ , tais dimensões de volume equivalem aproximadamente ao volume de esferas com  $450\mu\text{m}$  e  $900\mu\text{m}$  de diâmetro. Para a condição tixoforjada a 30s e 60s de globularização, figuras 4.48 e 4.49 observam-se que volumes máximos encontrados foram de  $0,10 \text{ mm}^3$  e  $0,15 \text{ mm}^3$ , dimensões de volume que são equivalentes às esferas com diâmetros máximos de  $575\mu\text{m}$  e  $659\mu\text{m}$  respectivamente. Pelo conceito de esfericidade aqui aplicado, observa-se que os maiores valores de diâmetro estão associados a vazios de contração remanescentes ao tixoforjamento e que representam menor esfericidade e uma pequena população de defeitos figuras 4.47a e 4.47c. Os corpos de prova que foram analisados nas condições em que foram tixoforjados, nota-se uma variação na porcentagem de porosidades obtidas. Para analisar a variação desta porcentagem de porosidade deve-se atentar que o tixoforjamento foi realizado a uma fração líquida de 60%, a esta fração líquida, a pasta semissólida é composta por todo o eutético e uma pequena parte da fase alfa fundida. No momento do tixoforjamento, esta pasta semissólida, é submetida à um escoamento para preenchimento da matriz que ocorre à uma velocidade de  $0,35 \text{ m/s}$  e que durante este escoamento as partículas globulares remanescentes sólidas movem-se empurrando esta porção líquida que flui para todas as direções, do centro para as extremidades, conduzindo assim, de forma aleatória parte destas porosidades de contração existentes inicialmente ao centro do lingote/blanck e a medida que a tixoconformação avança este fluxo composto da parte líquida mais os vazios de contração também avança para as extremidades, o que possibilitou a distribuição e, com o contato entre os glóbulos da fase alfa sólida que foram prensados sobre os vazios promoveram a fragmentação destas porosidades, mas com porcentagens diferentes por região do produto tixoforjado. Destaca-se que o tixoforjamento é seguido imediatamente ao final do preenchimento da matriz por uma pressão de  $30 \text{ MPa}$ , condição que foi mantida por  $15\text{s}$  enquanto o processo de solidificação está em andamento e assim obtem-se o resfriamento primário sob uma intensificação de pressão de  $30 \text{ MPa}$ . Esta fragmentação justifica a queda no diâmetro dos poros para todas as condições tixoforjadas figuras 4.47e-f e pode-se observar a existência de poros de contração com baixo volume aparentando grandes dimensões e outros com pequenos volumes e esferoidizados, figura 4.48. O mesmo pode ser observado na condição tixoforjada 60s, figura 4.49. As figuras 4.47b-d apresentam as condições tixoforjadas a 30s e 60s seguidas de tratamento T6. As duas condições apresentam um deslocamento populacional

para índices de esfericidade maiores que 0,6 e também mostram o aniquilamento ou redução ao mínimo da população com esfericidade de 0,8 quando se compara com as figuras 4.47a-c.

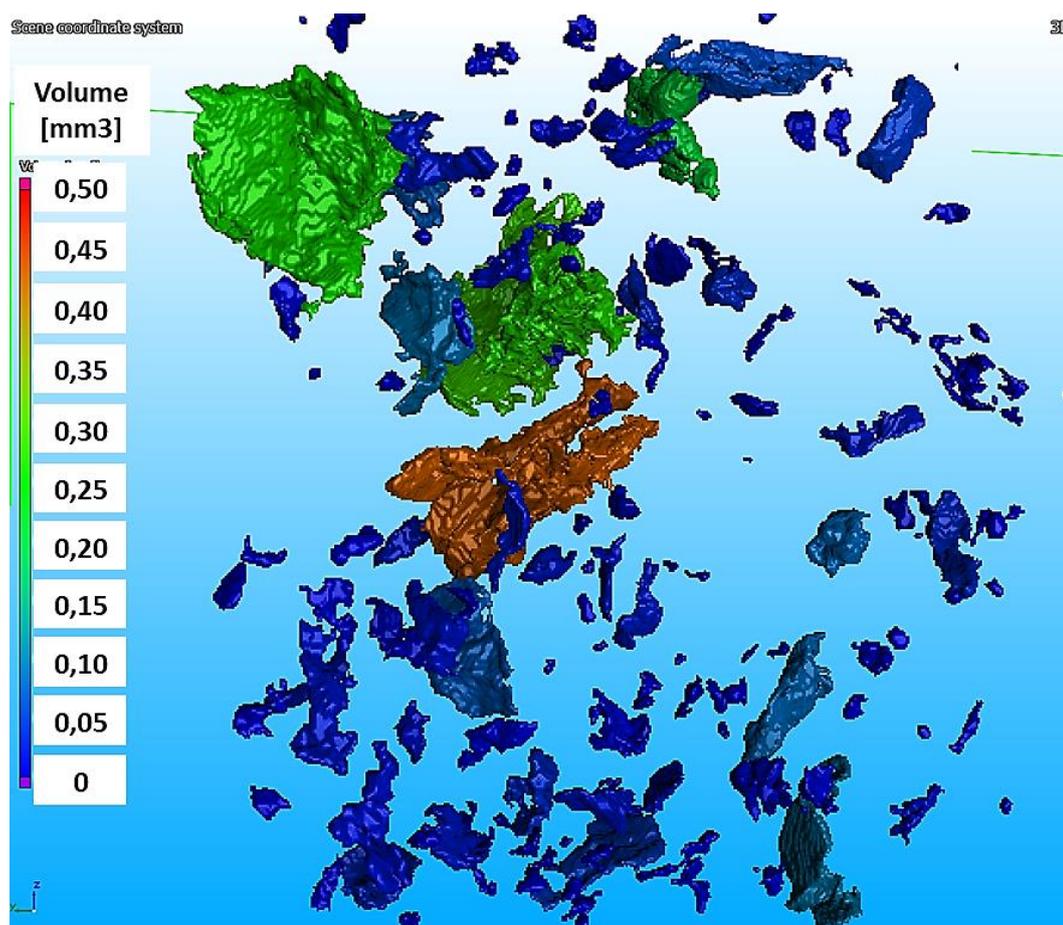


Figura 4.46 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*+T6.

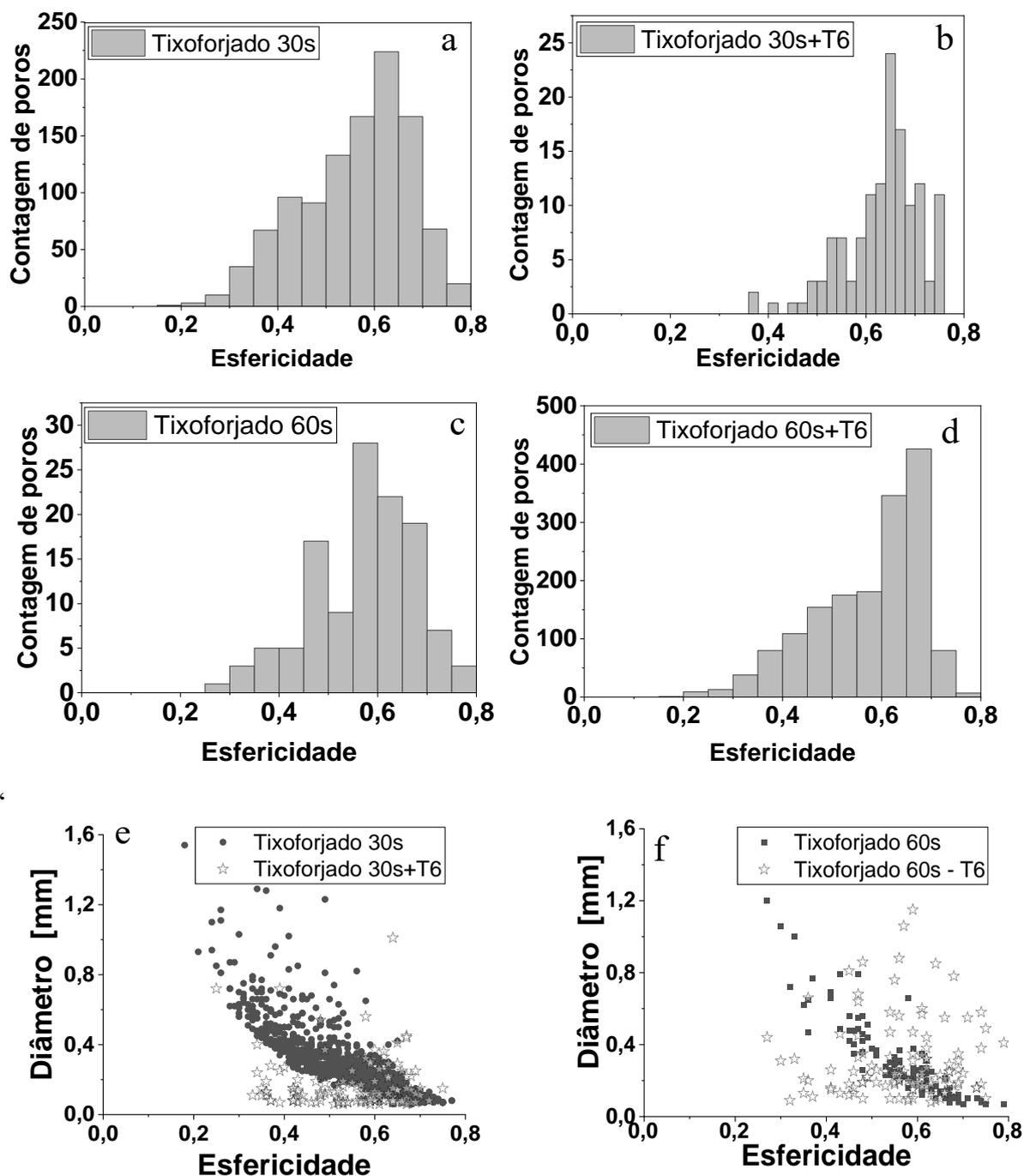


Figura 4.47 - Dados obtidos por meio das tomografias industriais computadorizadas para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu. (a) distribuição de porosidades para a condição tixoforjada 30s,

(b) distribuição de porosidades para a condição Tixoforjada 30s+T6, (c) distribuição de porosidades para a condição tixoforjada 60s, (d) distribuição de porosidades para a condição

Tixoforjada 60s+T6 e (e) relação entre esfericidade e diâmetro para ambas condições tixoforjada 30s e Tixoforjada 30s+T6, (f) relação entre esfericidade e diâmetro para ambas

condições tixoforjada 60s e Tixoforjada 60s+T6.

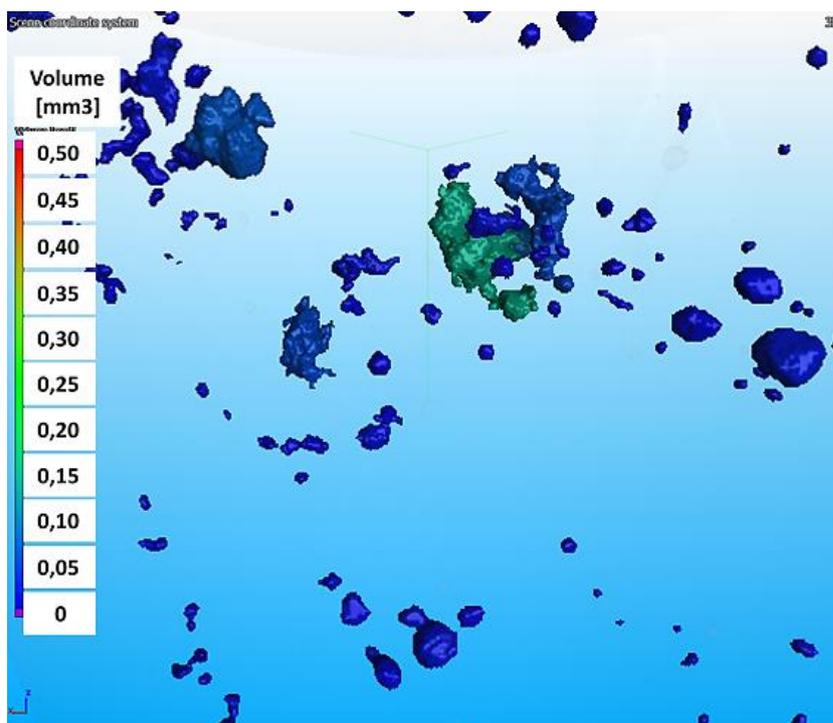


Figura 4.48 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s.

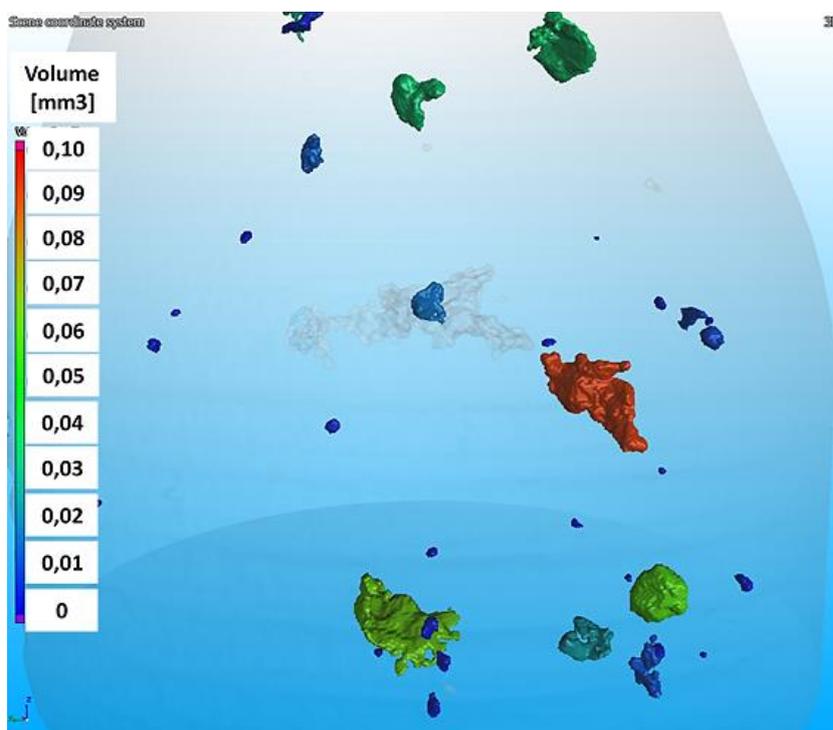


Figura 4.49– Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s.

Para a explicação do ocorrido com a esfericidade e diâmetro das populações das condições tixoforjadas 30s+T6 e 60s+T6, retoma-se aqui o processo de tixoforjamento em seus momentos finais apontando a intensificação de pressão ocorrida de 30MPa que possibilita que todo o material se solidifique sob atuação desta pressão e submete os gases a um aprisionamento, pois ficam pressurizados pela pressão exercida pelo processo (KANG et al, 2021). Com a elevação da temperatura para realização da solubilização a pressão interna dentro destes poros aumenta e a resistência da liga diminui, propiciando assim, que estes gases pressurizados pelo tixoforjamento e que tendo a pressão potencializada pelo aquecimento à 520°C provoquem mudanças na morfologia e tamanho dos poros (KANG et al, 2021). A figura 4.50 apresenta as mudanças ocorridas na morfologia da condição tixoforjada a 30s de globularização seguido de tratamento térmico T6. Observa-se na figura 4.50a uma vista panorâmica das porosidades na amostra, nas figuras 4.50b-c observa-se o contorno dos poros composto por segmentos de raios convexos mostrando a existência de pequenas ilhas de fase  $\alpha$ -Al, nas figuras 4.50d-e nota-se poros que cresceram não inseridos no eutético mas em região de contorno do grão e se projetaram para dentro da fase  $\alpha$ -Al mostrando-se alto índice de esfericidade e na figura 4.50f mostra trinca que se propagou no corpo de prova atravessou um primeiro pequeno poro e teve sua propagação impedida por um poro maior não esférico totalmente, mas com contornos suavizados não formando concordâncias agudas formadas pelos segmentos de raios.

A figura 4.51, condição tixoforjada 30s+T6, apresenta um corte realizado na TIC, onde pode-se observar porosidades esféricas e outras embora tortuosas ainda, mas engrossadas pelas mudanças causadas pela ação dos gases pressurizados. Estas partículas como se pode ver possuem em sua vasta maioria volume inferior a  $0,01 \text{ mm}^3$  equivalente a uma esfera com diâmetro de  $267 \mu\text{m}$ .

Já a figura 4.52, condição tixoforjada 60s+T6, apresenta poros com volume em cerca de  $0,01 \text{ mm}^3$  em meio a alguns poros dispersos com volume de  $0,15 \text{ mm}^3$ . Este aumento de volume pode ser explicado observando a figura 4.47f, que mostra um aumento no diâmetro dos poros com maior índice de esfericidade após o tratamento térmico T6, sugerindo que ocorreu uma mescla de poros com índice de esfericidade maior e de menor diâmetro e por conseqüências tiveram seus diâmetros aumentados. Em conjunto também ocorreu uma queda no diâmetro de poros com índice de esfericidade menores de 0,4 que são vazios de contração que embora sofreram mudanças em seu diâmetro mas na esfericidade não foram expressivas.

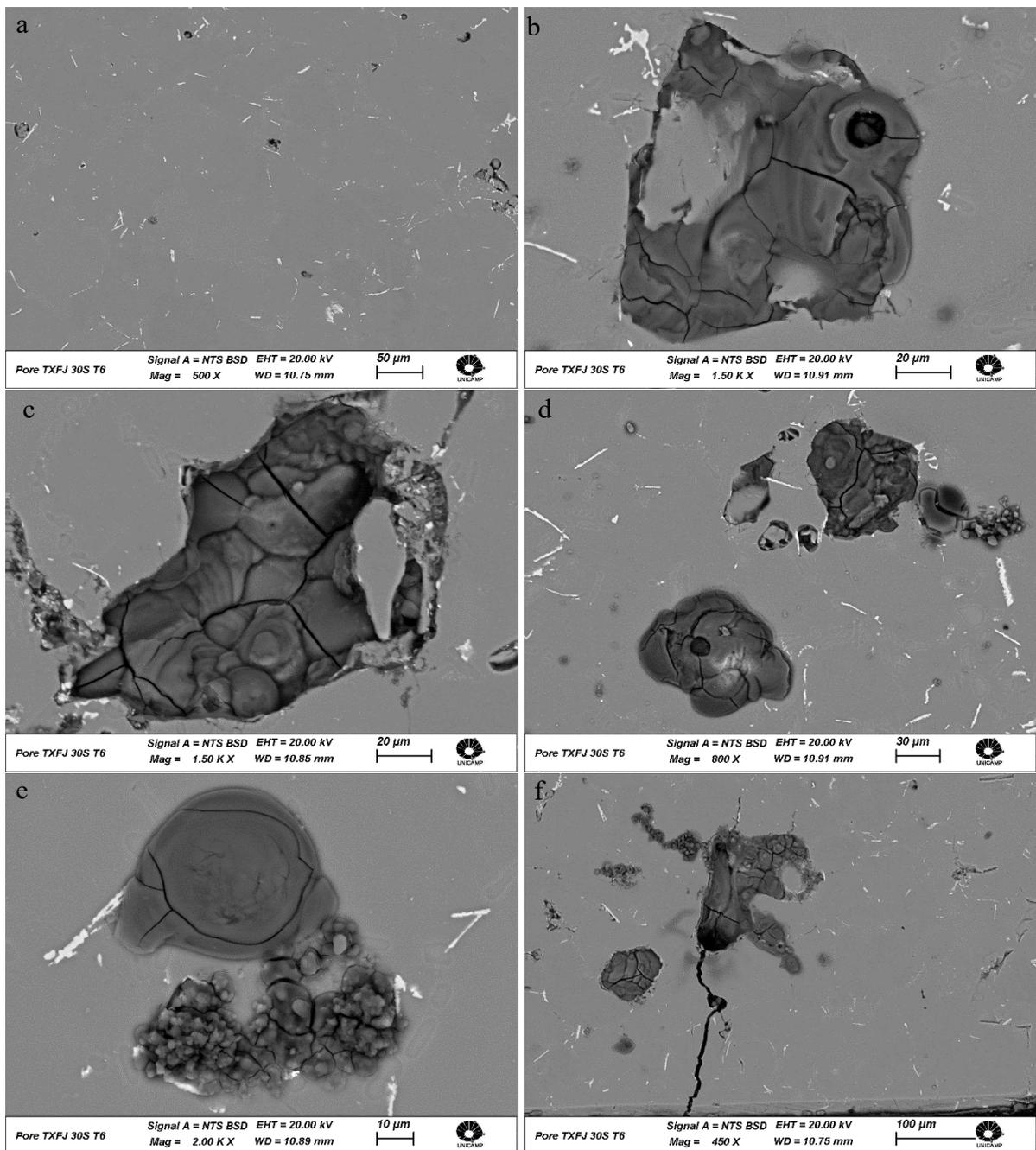


Figura 4.50- Imagens realizadas no MEV em amostra da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s+T6 mostrando: (a) vista panorâmica da amostra; (b) e (c) porosidades formadas por grandes raios convexos; (d) e (e) porosidades que esferoidizaram na fase  $\alpha$ -Al e (f) porosidade barrando a propagação de uma trinca.

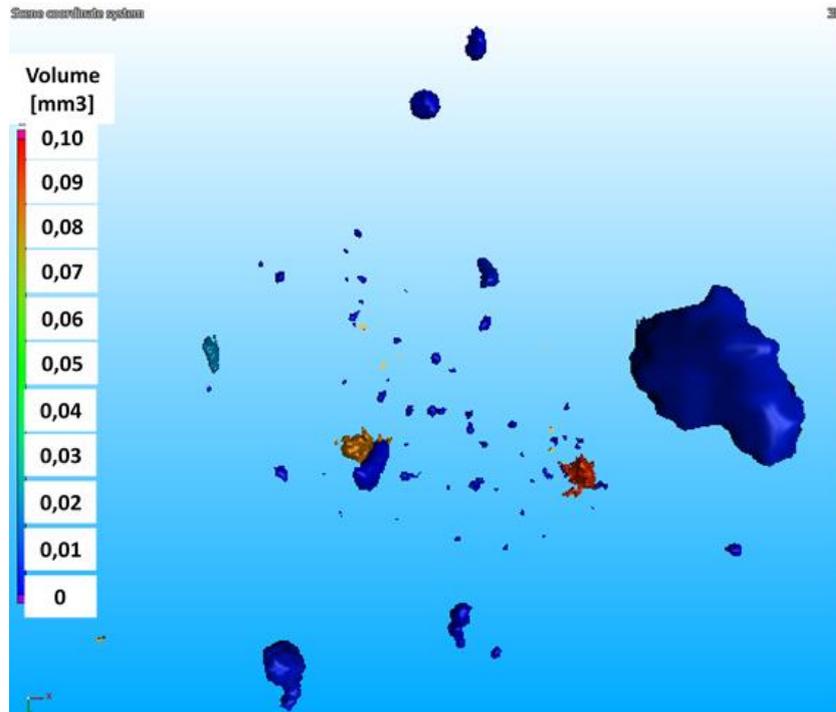


Figura 4.51 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 30s+T6

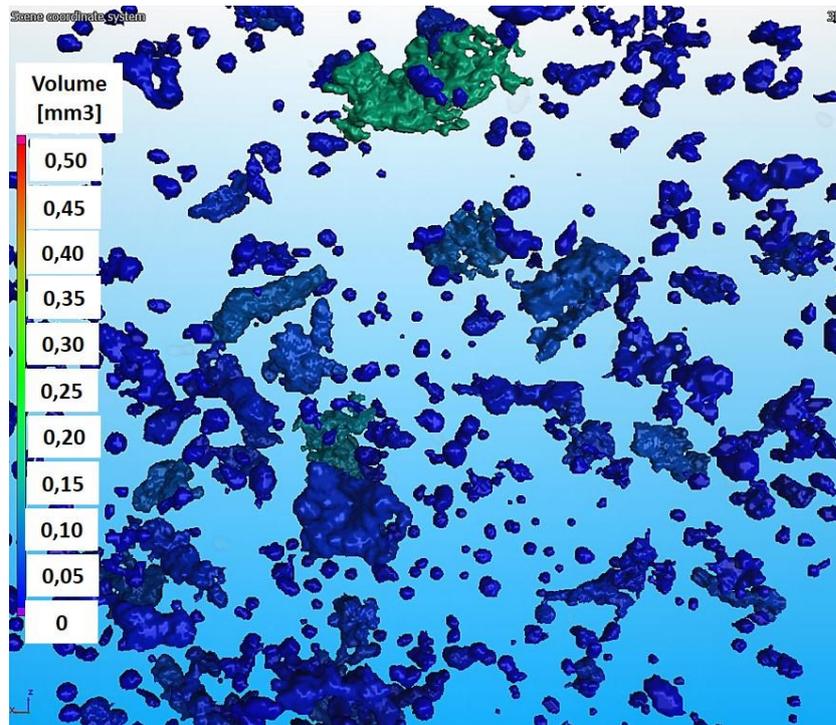


Figura 4.52 – Imagem apresentando reconstrução 3D de porosidades observado na liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição tixoforjada 60s+T6

E por fim, tem-se um processo com suas peculiaridades em cada fase, em relação ao tamanho, forma, distribuição e principalmente o volume das porosidades mas constata-se que o diâmetro médio e o volume das porosidades aqui encontradas, mesmo nas condições *as cast* e *as cast T6*, as quais constituem o maior diâmetro e mais irregular geometria, a porcentagem de porosidades encontradas estão entre as medidas relatadas na literatura por processos como *High Pressure Die Casting* (Kang et al, 2021), e o volume de porosidades são similares a processos emergentes como *GISS Thecnology* (WANNASIN, 2018).

#### 4.7 Rugosidade e defeitos superficiais dos corpos de prova para ensaios de fadiga

A figura 4.53 apresenta um corpo de prova polido com superfície espelhada devido ao polimento realizado com pasta diamantada de 3 $\mu$ m.

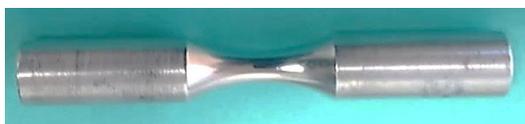


Figura 4.53 - Exemplo de corpo de prova utilizados nos ensaios de fadiga, vista da região em forma de ampulheta polida com pasta diamantada de 3 $\mu$ m.

As figuras 4.54a), b) e c), apresentam as topografias das regiões em forma de ampulheta dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga. Observa-se que o polimento ocorreu longitudinalmente no corpo de prova conforme determina a norma ISO 1143-2010(E) que também recomenda a rugosidade Rz menor que 0,2, no entanto, este trabalho empregou o polimento já descrito e atingiu a rugosidade  $Rz = 0,510 \pm 0,15$ . Cujas medições realizadas são mostradas na tabela 4.23 nos parâmetros Ra e Rz. Aponta-se aqui que embora o acabamento superficial dos corpos de prova esteja abaixo do recomendado pela norma 1143-2010(E) os valores encontrados, segundo (AGOSTINHO, 2014) enquadram-se em acabamentos de processos equivalentes a lapidação e polimento muito além dos processos de usinagem utilizados para fabricação da maioria dos elementos de máquina.

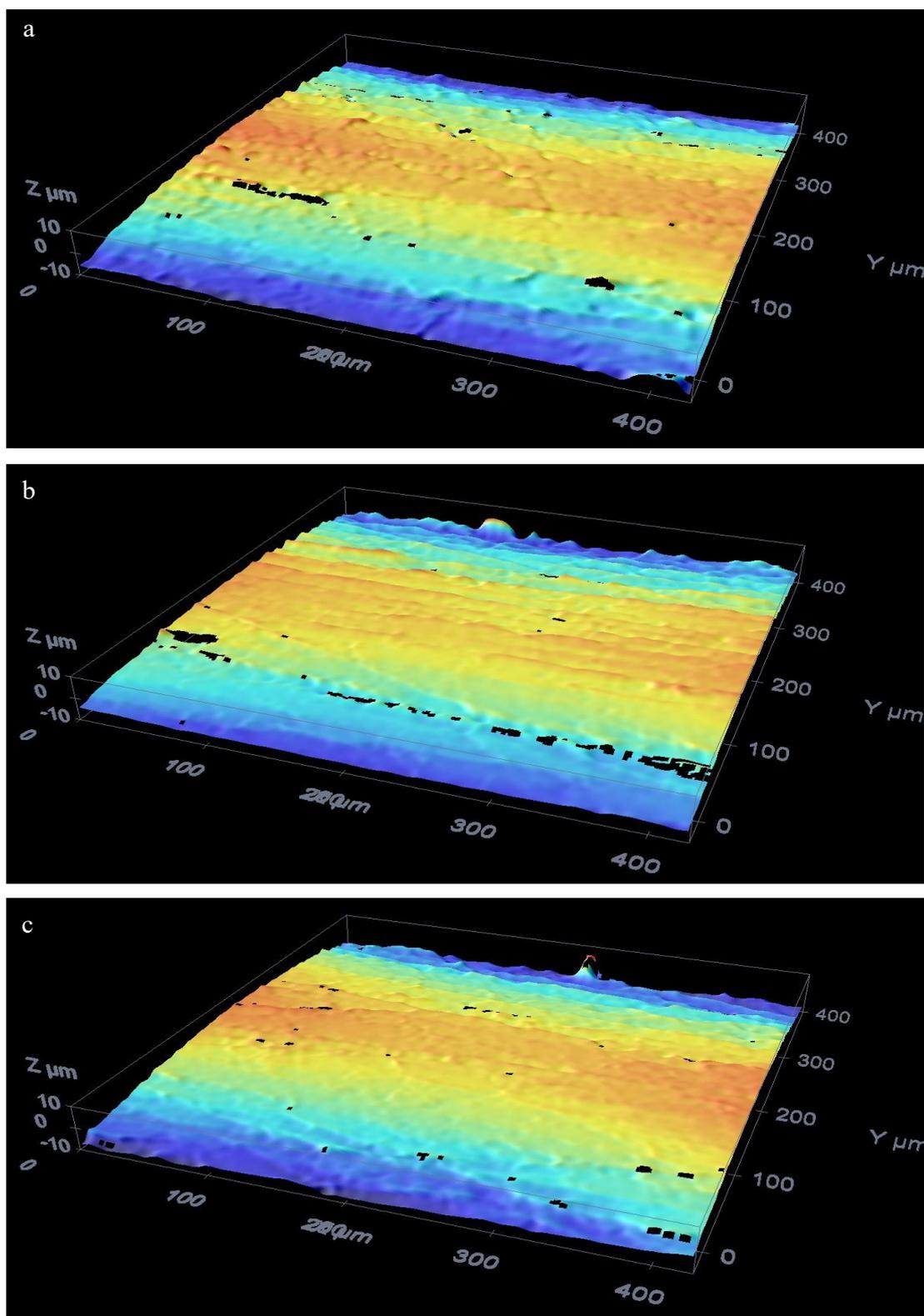


Figura 4.54 – Análise da topografia da região do neck de três corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga, mostrando em a) as cast, b) tixoforjado 30s e c) tixoforjado 60s os picos e vales originários da rugosidade superficial e defeitos de fundição, porosidades de gás e vazios de contração.

Observa-se que a figura 4.53 apresenta uma superfície aparentemente perfeita, no entanto, quando compara-se com a figura 4.54 é que se pode visualizar a topografia dos erros microgeométricos referentes a rugosidade, onde observa-se picos e vales contínuos e longitudinais e em meio a superfície analisada observam-se as porosidades superficiais, cujas dimensões de profundidade não foram consideradas para se mensurar a rugosidade. Tais defeitos de fundição, porosidades de gás ou *shrinkages* são potenciais pontos de nucleação de trincas por fadiga. A nucleação da trinca pode ocorrer internamente quando o material possui vazios, trincas ou segundas fases, no entanto, comumente ocorre em defeitos superficiais como entalhes ou vales originários da rugosidade imposta pelo processo (ASM, 2008), como os mostrados nas figuras 4.54a), b) e c).

Tabela 4.23-Medidas de rugosidades obtidas nos parâmetros Ra e Rz em comprimento de amostragem de 0,250 mm acompanhado de médias e desvios padrões.

Par. Rug.	Valores encontrados em ( $\mu\text{m}$ )										Média ( $\mu\text{m}$ )	DP
	Comprimento de amostragem L= 0,250mm											
R <sub>a</sub>	0,044	0,043	0,079	0,088	0,081	0,095	0,030	0,087	0,036	0,032	0,061	0,026
R <sub>z</sub>	0,425	0,428	0,678	0,690	0,570	0,627	0,294	0,656	0,309	0,417	0,510	0,152

#### 4.8 Ensaio de fadiga

As figuras de 4.55 à 4.60 apresentam os eventos ocorridos, falha ou não falha, nas condições de ensaios como: *as cast*, *as cast* T6, tixoforjado 30s, tixoforjado 30s + T6 tixoforjado 60s e tixoforjado 60s + T6, respectivamente.

Em destaque na cor vermelha, independente do evento ocorrido, todas as figuras apresentam na legenda uma notação referindo-se aos eventos desconsiderados, isto ocorre porque em todas as condições ensaiadas, os corpos de prova foram ensaiados até que ocorresse a falha, ocorrendo a falha, o último corpo de prova não falho foi o primeiro corpo de prova a ser contabilizado para compor o total de corpos de prova conforme planejado para o ensaio, ISO 12107-2012(E), descartando-se os anteriores a este evento.

Observa-se que não existem na literatura informações sobre o comportamento em fadiga da liga de alumínio Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, como ocorre com a maioria das ligas utilizadas em tixoprocessamento, assim, os parâmetros de ensaio seguiram os critérios estabelecidos pela norma ISO 12107-2012(E) e guiaram-se pelos trabalhos realizados anteriormente com a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu (FACCHINI, 2020), pois existe uma similaridade entre os processos utilizados na fabricação dos produtos, e por fim, valores de referência da liga A356 tixofundida e tratada T5 existentes na literatura (NADCA, 2018).

O valor da tensão utilizada para incremento fixo foi de 5MPa, levando-se em consideração o desvio padrão encontrado por (FACCHINI, 2020), em três condições de ensaios de fadiga realizados. Este embasamento foi realizado devido ao processo e seus parâmetros na obtenção dos produtos tixoforjados serem similares. A escolha mostrou-se assertiva, visto que o incremento fixo deve satisfazer a seguinte condição,  $(0,5\sigma < d < 2\sigma)$ , esta condição deve ser satisfeita devido à equação utilizada para se calcular o desvio padrão estar baseada neste critério (DIXON e MOOD, 1948).

Quanto a tensão inicial de ensaio, optou-se neste trabalho utilizar a tensão de 93 MPa, sendo este o valor da resistência em fadiga da liga A356 tixofundida e tratada T5 (NADCA, 2018). O valor utilizado mostrou-se atender os critérios exigidos para ensaio, pois recomenda-se utilizar um valor mais próximo do limite de resistência à fadiga do material.

O valor inicial estipulado apenas não foi utilizado nos ensaios de fadiga realizados na condição de tixoforjado a 60s de globularização, figura 4.59, ensaio em que se optou por iniciar com um valor de 15 MPa menor do que os 93MPa utilizados em todos os ensaios. A adoção deste valor menor ocorreu devido a observação apontada por (FACCHINI, 2020), que mostra uma queda no valor de resistência fadiga em 15 MPa, quando ensaiada a condição tixoforjada a 60s. De forma geral, todos os parâmetros escolhidos, para realização dos ensaios de fadiga utilizando o método da escada atenderam as determinações normativas, como pode-se observar em todas as condições ensaiadas que apenas um pequeno número de corpos de prova foram desconsiderados, destacando-se em comportamento apenas a liga ensaiada na condição de fundida (*as cast*), onde ocorreu um decréscimo de dois níveis de tensão para a tensão que foi considerada inicial .

Ao observar todas as condições ensaiadas, tabela 4.24, constata-se um baixo desvio padrão para todas as condições ensaiadas, sendo que a condição tixoforjado a 30s + T6 apresentou o maior desvio padrão de 6,85MPa.

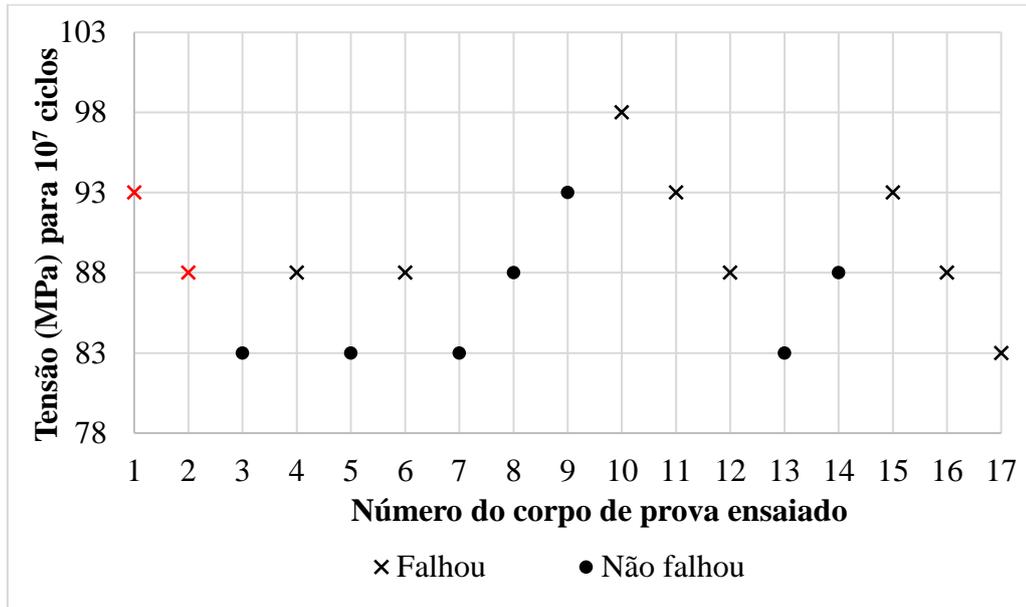


Figura 4.55 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando  $10^7$  ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast*.

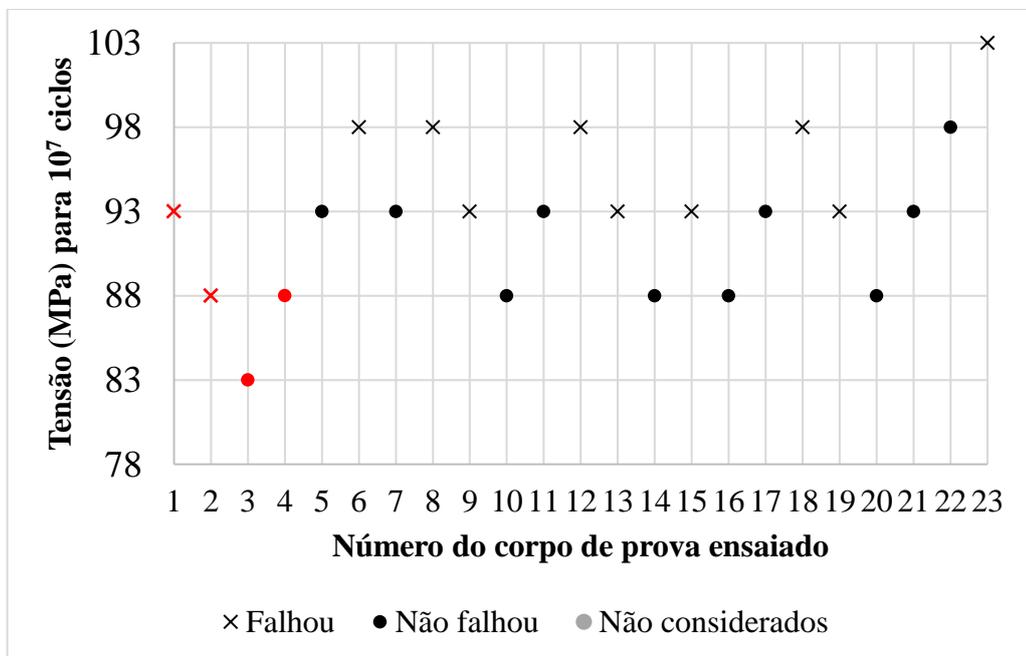


Figura 4.56 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando  $10^7$  ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição *as cast* +

T6.

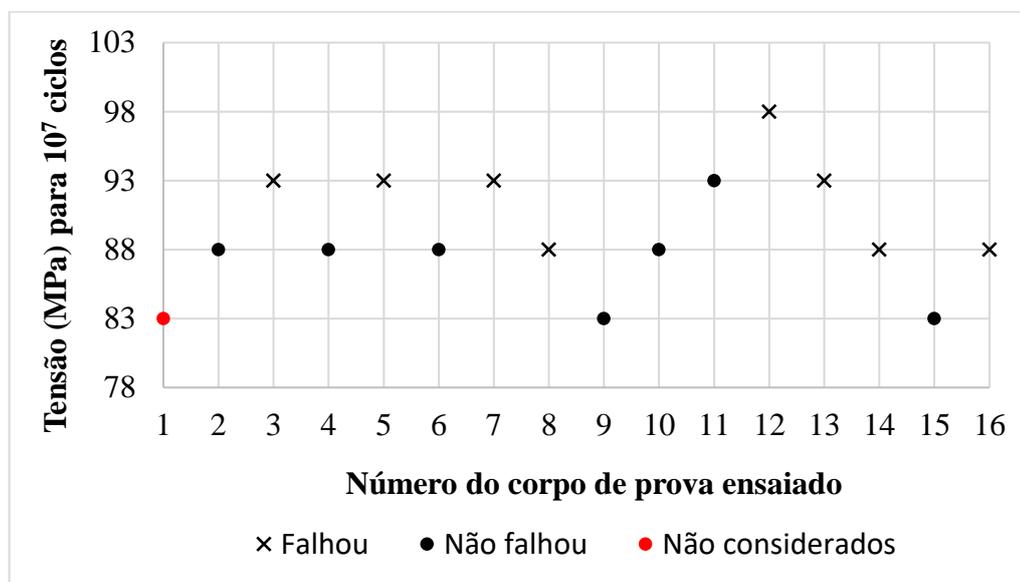


Figura 4.57- Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando  $10^7$  ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição de tixoforjada 30s.

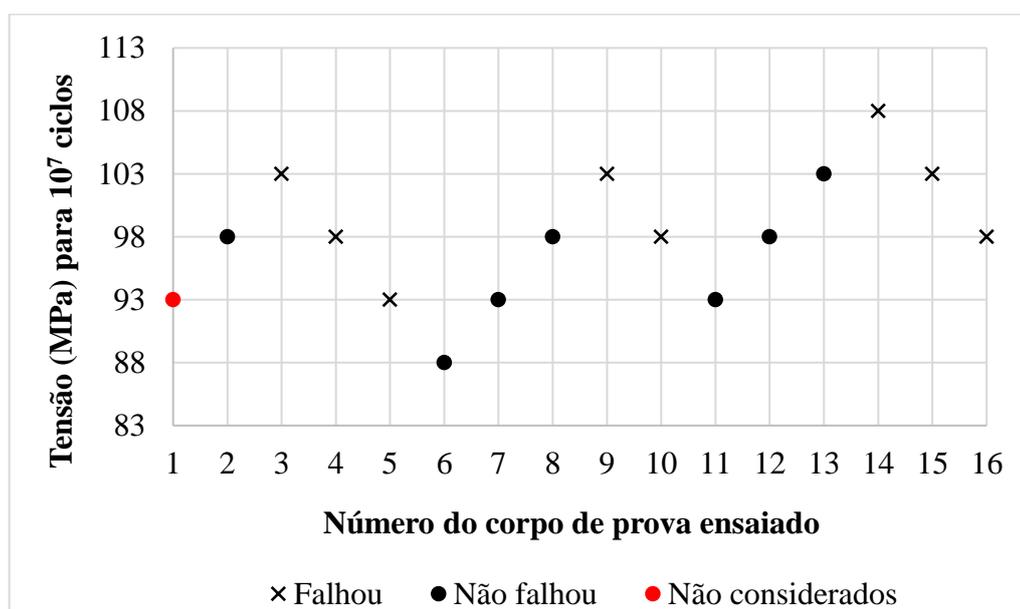


Figura 4.58 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando  $10^7$  ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição de tixoforjada 30s + T6.

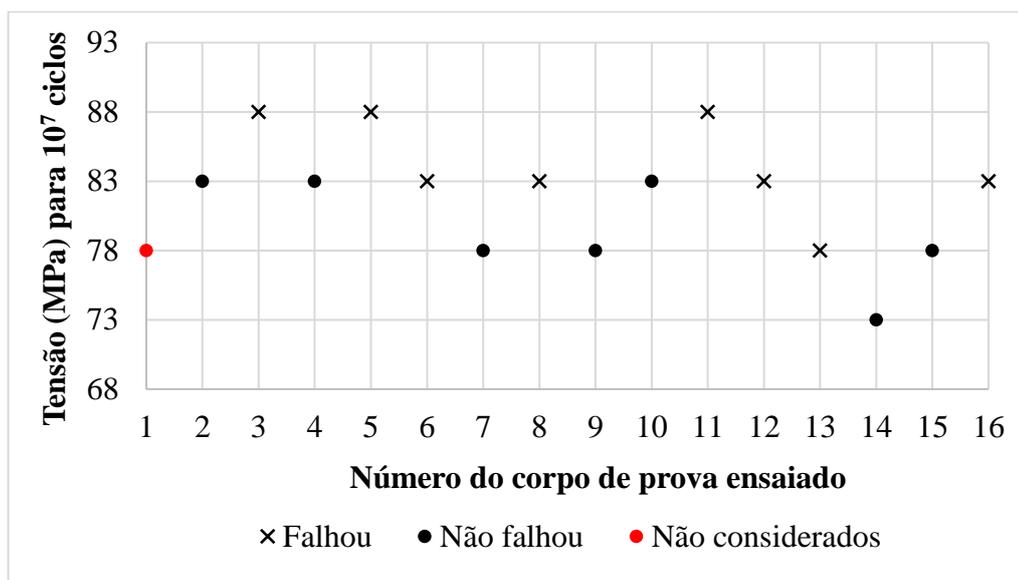


Figura 4.59- Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando  $10^7$  ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição de tixoforjada 60s.

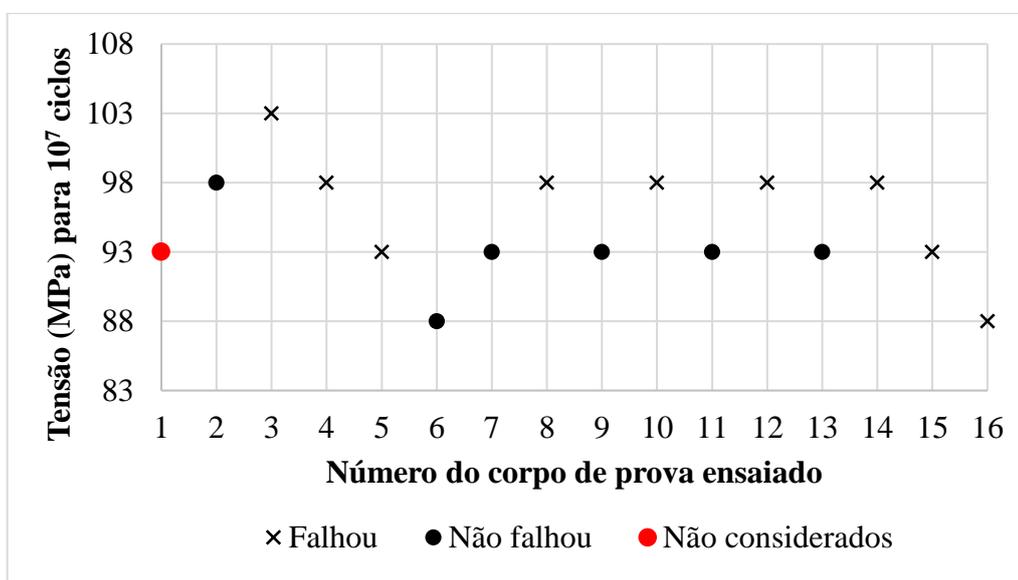


Figura 4.60 - Tensão em função do corpo de prova ensaiado e o evento ocorrido, falha ou não falha, considerando  $10^7$  ciclos, para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu na condição de tixoforjada 60s + T6.

Tabela 4.24 – Estimativa média de resistência à fadiga para  $10^7$  ciclos ( $\hat{\mu}_y$ ), desvio padrão ( $\hat{\sigma}_y$ ) e menor limite de resistência à fadiga ( $\hat{y}$ ) para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu estudadas nas condições *as cast*, tixoforjada a 30s, tixoforjada a 60s, *as cast*+T6, tixoforjada a 30s+T6 e tixoforjada a 60s+T6.

	As cast	Tixoforjada 30s	Tixoforjada 60s	As cast T6	Tixoforjada 30s + T6	Tixoforjada 60s + T6
$\hat{\mu}_y$ (MPa)	88,36	89,79	81,93	93,83	98,36	95,50
$\hat{\sigma}_y$ (MPa)	4,53	3,54	4,20	3,83	6,85	2,93
$\hat{y}$ (MPa)	75,78	80,03	70,35	83,27	82,23	87,41

Comparando-se os valores da estimativa média para resistência à fadiga  $\hat{\mu}_y$ , das condições tixoforjadas à 30 e 60s. inicialmente com a liga na condição *as cast* não se constata aumento significativo da resistência à fadiga e até observa-se uma queda no valor para a condição tixoforjada a 60s. Os resultados quando comparados com as condições tratadas T6 observa-se um aumento em cerca de, 6,1%, 11,3% e 8,0% para *as cast*+T6, 30s+T6 e 60s+T6 na devida ordem. A metodologia utilizada permite ainda a estimativa dos menores valores de resistência à fadiga para uma determinada vida, assim os valores de ( $\hat{y}$ ), são apresentados para 10% de probabilidade de falha a um nível de confiança de 95% na tabela 4.24 e figura 4.61. Apenas os dados de resistência à fadiga para uma vida em fadiga de  $10^7$  ciclos das ligas 319 e A356 são observados em (NADCA, 2018), e conforme mostrado na tabela 4.25, a A356 possui um limite de resistência à fadiga de 93MPa para uma vida de  $10^7$  ciclos, quando na condição de tratada T5, nota-se que ambas as condições tixoforjado 30s + T6 e 60s + T6 superaram este limite de resistência à fadiga. A tabela 4.25 apresenta também as relações entre o limite de resistência à fadiga e os limites de resistência a tração e escoamento para as ligas 319s + T6, A356 + T5, Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada 30s + T6 e Al6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada 60s + T6, tal relação, liga estudada está bem próxima da relação verificada na liga 319 e acima da A356. O estudo do comportamento em fadiga desta liga, Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu, embora mostre um ganho na resistência a fadiga quando comparado com a liga A356 tixofundida e tratada T5, este ganho é discreto, na melhor das hipóteses para a condição tixoforjado 30s+T6, o ganho foi de 5MPa, o que pode levar a um questionamento do porquê da adição de cobre para

envelhecimento e precipitação da fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu finamente dispersa e se tal adição representa vantagem, um ganho real e viável de resistência à fadiga para aplicações práticas da liga. Para responder esta questão deve-se observar qual foi a rota de fabricação dos corpos de prova. Inicialmente toma-se os corpos de prova da condição *as cast*.

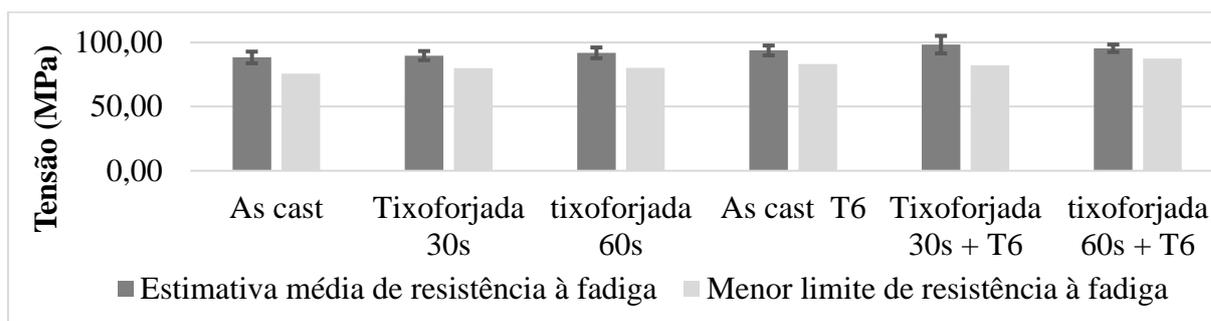


Figura 4.61 – Resultados para estimativa média de resistência à fadiga ( $\hat{\mu}_y$ ), desvio padrão ( $\hat{\sigma}_y$ ) e menor limite de resistência à fadiga ( $\hat{y}$ ) para a liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu estudadas nas condições *as cast*, tixoforjada a 30s, tixoforjada a 60s, *as cast*+T6, tixoforjada a 30s+T6 e tixoforjado a 60s+T6.

Tabela 4.25 - Comparação da relação da resistência à fadiga ( $\hat{\mu}_y$ ) para  $10^7$  ciclos com limite de escoamento (LE) e o limite de resistência a tração (LRT) da liga 319s+T6, A356+T5, Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada 30s+T6 e Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada 60s+T6.

	319s Tixofundida + T6 (NADCA, 2018)	A356 Tixofundida + T5 (NADCA, 2018)	Al-6,0wt%Si- 2,5wt%Cu Tixoforjada 30s+T6	Al-6,0wt%Si- 2,5wt%Cu Tixoforjada 60s+T6
$\hat{\mu}_y$ (MPa)	164	93	98,36	95,50
LRT (MPa)	400	248	362	291
LE (MPa)	317	179	196,4	182,9
$\frac{\hat{\mu}_y}{LRT}$	0,41	0,38	0,27	0,32
$\frac{\hat{\mu}_y}{LE}$	0,52	0,52	0,50	0,52

Observa-se que durante o lingotamento os defeitos de fundição localizam-se no centro do lingote e ao fracionar os lingotes para torneamento parte das porosidades já são expostas e seguindo com a usinagem dos corpos de prova o restante dos defeitos que estavam internos tornam-se expostos na superfície e não mais abaixo. Para as condições tixoforjadas não é diferente, pois o blank é conformado e as porosidades ficam inseridas internamente nos produtos e no momento de produção dos corpos de prova os produtos tixoforjados também são fracionados e posteriormente usinados e obtêm-se a superfície final com porosidades expostas.

Os defeitos de fundição quando superficiais são as principais causas de rápida iniciação de trinca, principalmente quando possuem formato complexo (REN et al, 2021) como as condições as cast e as cast T6. Soma-se ao exposto, a observação de que quando se compara o resultado obtido com resultados normatizados, deve-se observar o pressuposto que os resultados normatizados foram obtidos com corpos de prova com a rugosidade especificada pela norma, cujo valor representa uma superfície bem mais polida do que superfícies oriundas de processos de usinagem e fundição, o que coloca os corpos de prova aqui ensaiados em uma condição de desvantagem e bem mais propícios a nucleação de trincas.

O tempo necessário para nucleação de uma trinca representa cerca de 80-90% do tempo de vida para um elemento de máquina (PANTAZOULOPOULOS, 2019), e quanto mais altos forem os valores de rugosidade mais a vida em fadiga de um componente será afetada somando isto com os defeitos de fundição presentes na superfície, torna-se inevitável nestas condições, eliminar ou retardar a nucleação de trincas e por consequência aumentar a vida em fadiga da liga (BOGDANOFF et al, 2023). Isto posto, o resultado obtido nos ensaios de fadiga, levando-se em conta as condições superficiais desfavoráveis, superaram, mesmo assim, o material de referência, a liga A356 Tixofundida+T5.

#### **4.8.1 – Fratografia, vistas completas do caminho da trinca, fratura colorida, regiões ampliadas do trajeto da fratura e análise das superfícies por MEV-EDS.**

Esta seção apresentará o estudo da fratografia para todas as condições ensaiadas. As ligas de alumínio utilizadas em fundição apresentam em sua fratura características específicas que são influenciadas por diversas variáveis como: composição química; taxa de solidificação; tratamento térmico; características metalúrgicas como tamanho e forma dos grãos, espaçamento dendrítico, tamanho forma e distribuição das partículas de silício; partículas

intermetálicas e seus volumes e forma dos defeitos de fundição (HASKEL et al,2018). A fratura devido a fadiga ocorre em três estágios, os quais são: estágio I a nucleação da trinca; estágio II seu crescimento ou estágio de Paris e estágio III a sobrecarga conduzindo a fratura propriamente dita (ASM, 2008) (GONZÁLEZ-VELAZQUEZ, 2018). Desta forma, este capítulo apresentará a evolução destes estágios para cada condição estudada neste trabalho, apresentando os micromecanismos de fratura, motivos de iniciação da trinca, estágio I, uma análise do estágio II e a falha repentina , estágio III. Inicialmente serão apresentadas imagens obtidas por microscopia ótica utilizando-se a mesma amostra/corpo de prova em todas as análises. As micrografias obtidas com ampliação de 25x possibilitam a visualização do caminho total percorrido pela trinca envolvendo os três estágios da fratura, mostrando o perfil desenhado pela propagação da trinca até a falha. Em seguida serão apresentadas micrografias B&P comparando com micrografias coloridas, as quais permitem classificar o caminho da fratura como intergranular ou transgranular, (WARMUZEK, 2004). E por fim, serão apresentadas as superfícies de fratura, por meio da técnica de MEV-EDS, respeitando cada condição estudada, porém, toma-se outra amostra para análise. As análises realizadas via MEV-EDS mostram os diferentes relevos observados em cada estágio, pontos de iniciação da trinca e composição química pontual quando observado fase fragilizadora e potencial ponto de iniciação da trinca. A figura 4.62a à 4.62f apresenta o trajeto percorrido pela trinca do início da trinca até a completa fratura mostrando também seu sentido em todas as condições, observando-se em: a) as cast, b) as cast+T6, nesta condição observa-se dois pontos de iniciação de trinca, c) tixoforjada 30s, d) tixoforjada 30s+T6, e) tixoforjada 60s e f) tixoforjada 60s+T6. As setas vermelhas apontam o sentido de propagação da trinca por fadiga. As regiões de falha catastrófica são as regiões de final da fratura e são caracterizadas por serem regiões mais acidentadas(rugosas) (PANTAZOPOULOS, 2019) e são mostradas por meio de colchetes. Ressalta-se ainda que as imagens mostradas nas figuras 4.62a à 4.62f, são a referência para as demais micrografias B&P e coloridas que serão apresentadas posteriormente. Em baixas ampliações, as micrografias mostradas na figura 4.62 oferecem visão geral das porosidades presentes em todas as condições, sendo apontadas pelas setas em amarelo, variando o volume e a morfologia, pois como já discutido dependem da posição de retirada do corpo de prova e do processamento.

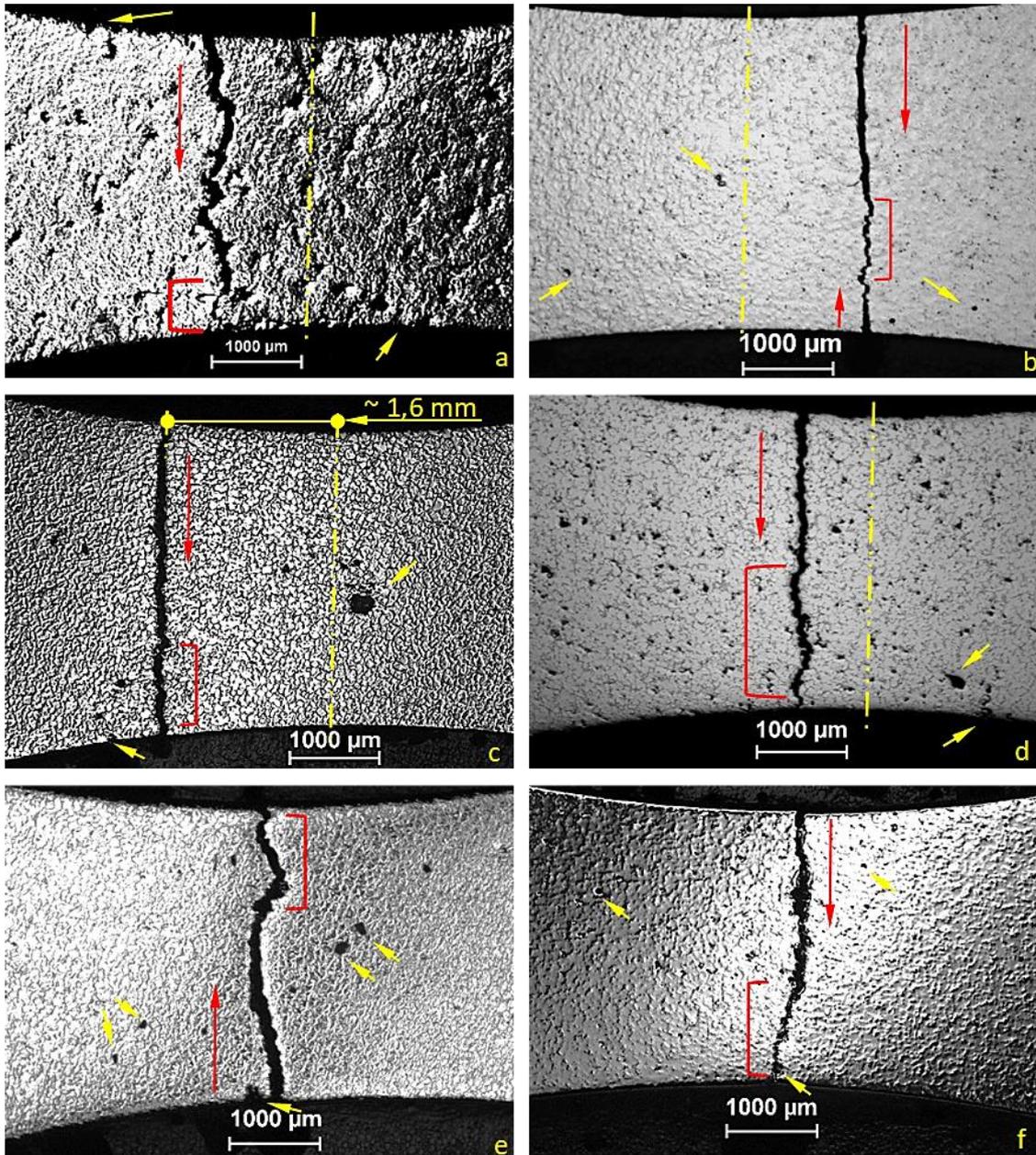


Figura 4.62 – Vistas superiores de cortes longitudinais mostrando o trajeto da trinca, seu sentido a partir da origem e sua propagação por fadiga e falha catatrófica condições: a) as cast, b) as cast+T6, c) tixoforjada 30s, d) tixoforjada 30s+T6, e) tixoforjada 60s e f) tixoforjada 60s+T6.

A figuras 4.62a-d apresentam uma linha de centro em amarelo evidenciando que a trinca as vezes nucleou e se propagou em regiões em que teoricamente possuía maior seção transversal, no entanto, fragilizadas pela presença de concentradores de tensão, tais

concentradores fora da região do neck, quando porosidades também agem como redutores da seção transversal conduzindo a trinca por caminhos tortuosos, devido a fragilidade, favorecendo sua propagação figura 4.62a. Dentre os corpos de prova analisados a micrografia apresentada na figura 4.62c foi a que apresentou maior deslocamento, sendo observado que a trinca nucleou e se propagou deslocada do centro em aproximadamente 1,6 mm, região onde a seção transversal projetada para o corpo de prova é bem maior que a medida da seção transversal do neck que possui 4 mm de diâmetro. As figuras, 4.63 (condição *as cast* e *as cast+T6*), 4.70 (tixoforjada30s e tixoforjada 30s+T6) e 4.71 (condição tixoforjada 60s e tixoforjada 60s+T6), representam regiões ampliadas da figura 4.62 partindo do início e a porção final dos trajetos percorridos pelas trincas, de forma que, todas estas figuras são formadas por 8 micrografias identificadas de a-h. As letras a-b/e-f indicam aproximadamente 500 $\mu$ m do trajeto inicial percorrido pela trinca, estágios I e II e as letras c-d/g-h representam 500 $\mu$ m da parte final do trajeto, estágio III. Ao observar a figura 4.63a-d, condição *as cast*, observam-se a presença de porosidades, indicadas pelas setas, ao longo de todo o trajeto da trinca indicando que a trinca se propagou pelo caminho onde a força motriz foi menor, ou seja, ela percorre o caminho fragilizado pelas porosidades de complexo formato como indicado, sendo observado apenas no final do trajeto da trinca uma parte mais estreita e rugosa sugerindo a ocorrência de deformação plástica. A condição com grãos de morfologia dendrítica que foi tratada termicamente mostra-se com um trajeto menos sinuoso apresentando, como indicado na figura 4.63e-f, mostrando a existência de trincas secundárias, originadas da coalescência de vazios originados da deformação plástica ocorrida ao redor das partículas esféricas de silício. O final da fratura nesta condição, *as cast+T6*, observa-se uma região mais rugosa, rugosidade atribuída a picos que ao serem observados não se encaixam com o oposto da fratura, pois trata-se de picos formados pelas extremidades dos alvéolos(dimples) devido a deformação plástica mais expressiva neste final de fratura, proporcionada por um material mais dúctil, visto que o silício está modificado de morfologia acicular para esféricas. Ambas as amostras *as cast* e *as cast+T6* apresentam as vezes o trajeto da fratura percorrendo regiões de eutético, não sendo possível nas imagens B&P distinguir se a fratura progrediu de forma transgranular ou intergranular, somente sendo possível observar nas figuras 4.64a-b e 4.65a-b, micrografias coloridas, em regiões circuladas em branco que a trinca percorreu as vezes o caminho intergranular, principalmente na região de falha catastrófica (repentina), mas que foi dominante a fratura ocorrida de forma transgranular, o que pode ser constatado ao seguir o caminho da trinca nas figuras 4.64 e 4.65, onde nota-se que fragmentos de grãos posicionados em lados opostos da fratura que se

encaixam, pois tais fragmentos, quando de mesma cor pertencem ao mesmo grão. As figuras 4.66, 4.67 e 4.68 e 4.69 mostram imagens da superfície de fratura para a condição as cast e as cast+T6. As figuras 4.66c-d e 4.68c-d apresentam as superfícies de fratura analisadas por uma ferramenta existente no software do MEV (vector profile) que mesmo não possibilitando uma análise quantitativa da rugosidade, mostra o comportamento da rugosidade superficial ao longo de um determinado comprimento e uma medição linear do diâmetro observado na superfície, tais ferramentas serão utilizadas em todas as condições. Observa-se ao longo do comprimento analisado que as regiões de início das trincas apresentam superfícies menos rugosas quando comparadas com a superfícies restante para as duas condições aqui analisadas, as cast e as cast+T6. A figura 4.66a-b também mostram que a condição as cast apresentou dois pontos de iniciação de trinca que pode ser observados de forma ampliada nas imagens mostradas na figura 4.67. Já na condição as cast+T6 observa-se apenas um ponto apresentado na figura 4.68 e de forma ampliada na figura 4.69f. Os resultados da composição química pontual realizados nos pontos de nucleação da trinca indicadas nas figuras 4.67e-f condição as cast e 4.69f condição as cast+T6 são mostrados na tabela 4.26. Nos três pontos analisados observa-se a presença de fase rica em ferro o que sugere a presença de  $\pi$ -Fe em se tratando da condição as cast e  $\beta$ -Fe da condição as cast+T6, pois são fases deletérias presentes na liga. Observa-se também na figura 4.67f e 4.69f nas regiões onde a trinca se nucleou a presença de shrinkages e porosidades. As estrias de fadiga (ef) podem ser observadas nas figuras 4.67g, onde nota-se também a presença de  $\text{CuAl}_2$  em blocos e 4.67h, para a condição as cast, a superfície que se apresenta é uma superfície marcada por dentes, trincas secundárias (ts), fissuras marcadas por faces opostas e com estrias variando a direção e a distância entre elas, caracterizando as estrias como frágeis. Nas figuras 4.69g, e, h e I, condição as cast+T6, modificada pelo tratamento térmico T6 observa-se estrias de fadiga mais uniformes em determinadas regiões, alternando o aspecto da fratura quando são interceptadas por intermetálicos. A mudança de direção das estrias atribui-se a intersecção de trincas secundárias. A variação do espaço interestrias em uma mesma área de propagação por fadiga, atribui-se a mudanças microestruturais, sendo um dos principais casos ocorre quando a frente de propagação da trinca encontra precipitados, figura 4.69g, que alteram o estado de tensão na frente de propagação retardando ou acelerando a sua propagação, enquanto em outra frente de propagação cresce de forma uniforme dentro de uma mesma fase, no caso  $\alpha$ -Al, figura 4.69e (GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, 2018). Para a região de falha catastrófica na condição as cast observa-se que a fratura ocorreu de forma frágil, figura 4.67i-l, não sendo observado deformação plástica, no entanto, a condição as cast+T6, figuras 4.69j-l,

pode-se observar a presença de alvéolos (dimples), caracterizando uma fratura dúctil com ocorrência de deformação plástica.

Tabela 4.26 – Análises químicas pontuais (MEV-EDS) conforme indicado nas figuras 4.67e-f (condição *as cast*) e 4.69f, (condição *as cast+T6*).

Espectro	Elementos Químicos %( Peso)						Total
	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Cu	
e1	-	48,42	34,04	-	17,54	-	100
e2	-	43,83	49,86	-	6,31	-	100
e3	0,38	45,95	41,53	1,9	4,75	5,49	100

As condições que serão abordadas a seguir são as condições que foram tixoforjadas a 30s e 60s para globularização e ambas posteriormente foram tratadas termicamente T6. Tais condições possuem grãos globulares ou tendendo a morfologia globular, medindo entre 90 $\mu$ m e 140 $\mu$ m, dimensões semelhantes ao de microestrutura dendrítica mas com morfologia bem distinta da estrutura dendrítica já discutida nas condições *as cast* e *as cast+T6*.

Ao observar as figuras 4.70 e 4.71 pode-se notar a existência de comportamento semelhante na propagação da trinca entre o tixoforjados nas condições 30s e 60s e entre as condições 30s+T6 e 60s+T6. Pode-se notar nas figuras 4.70c e 4.71a-d a existência de trincas secundárias (ts). Ao seguir o trajeto percorrido pela trinca principal observa-se que ocorre um desvio partindo da trinca principal iniciado em aglomerado de partículas de silício acicular figura 4.70c e 4.71a-d, sendo que na figura 4.71c a trinca secundária transpassa um poro e segue de forma transgranular o que pode ser confirmado na micrografia colorida, figura 4.74b, na região contornada em branco. O mesmo não ocorre nas condições tixoforjadas que foram tratadas T6 como se observa nas figuras 4.70e-h e 4.71e-h que não ocorrem trincas secundárias nas amostras analisadas.

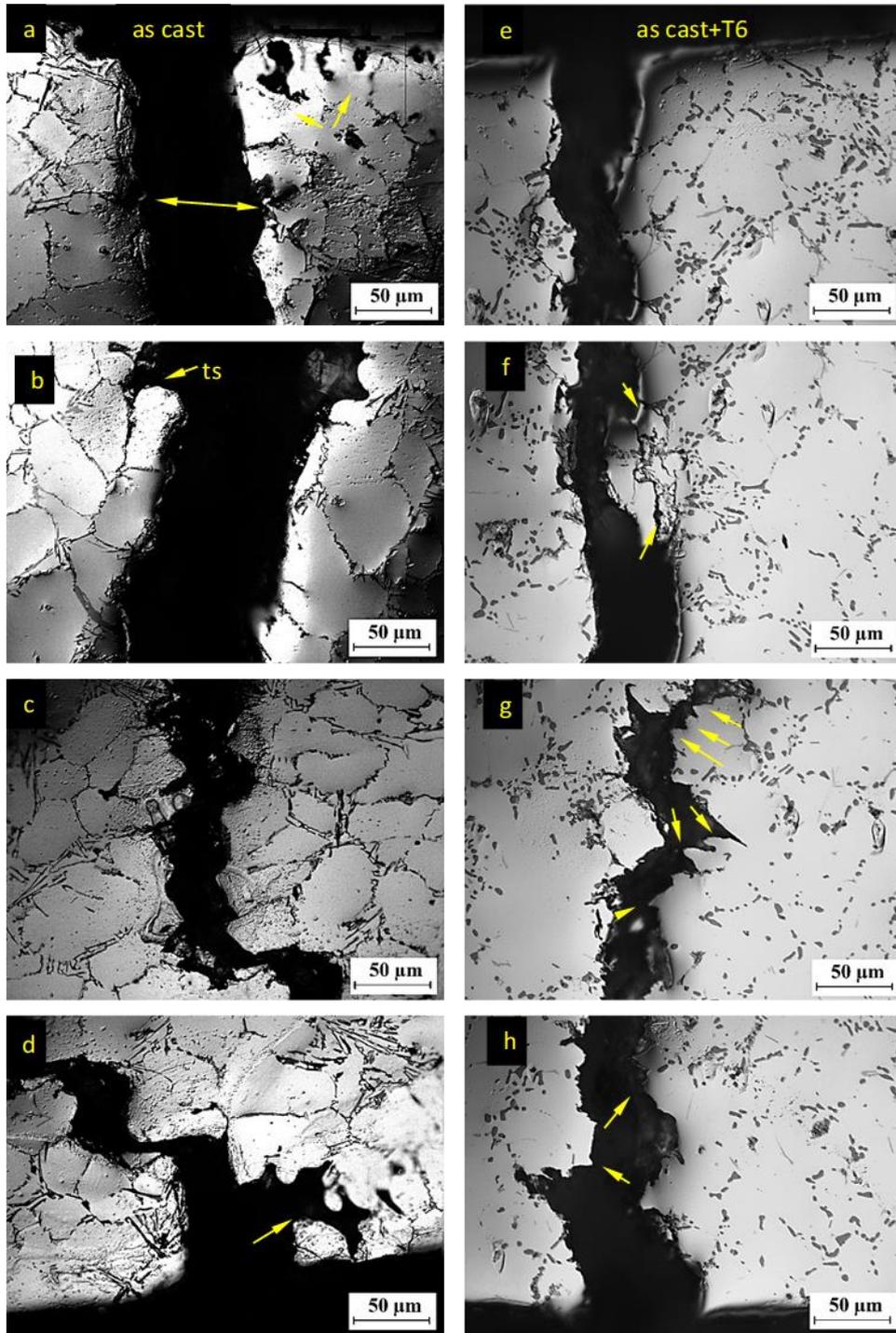


Figura 4.63- Micrografias B&P de regiões ampliadas, de início e fim da fratura da figura 4.62a mostrando em: a), b), c) e d), condição as cast e figura 4.62b mostrando em: e), f), g) e h), condição as cast+T6.

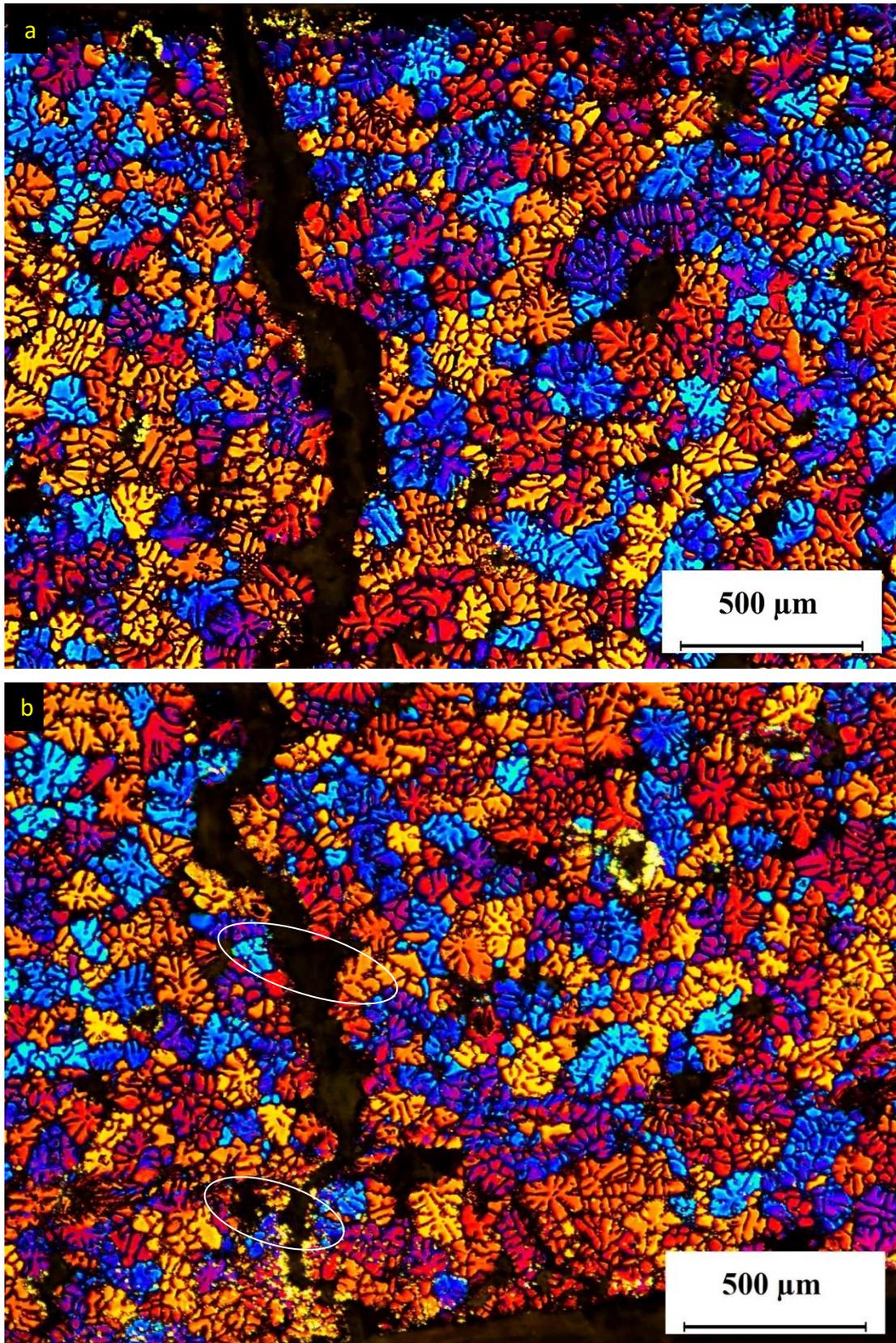


Figura 4.64 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição *as cast*.

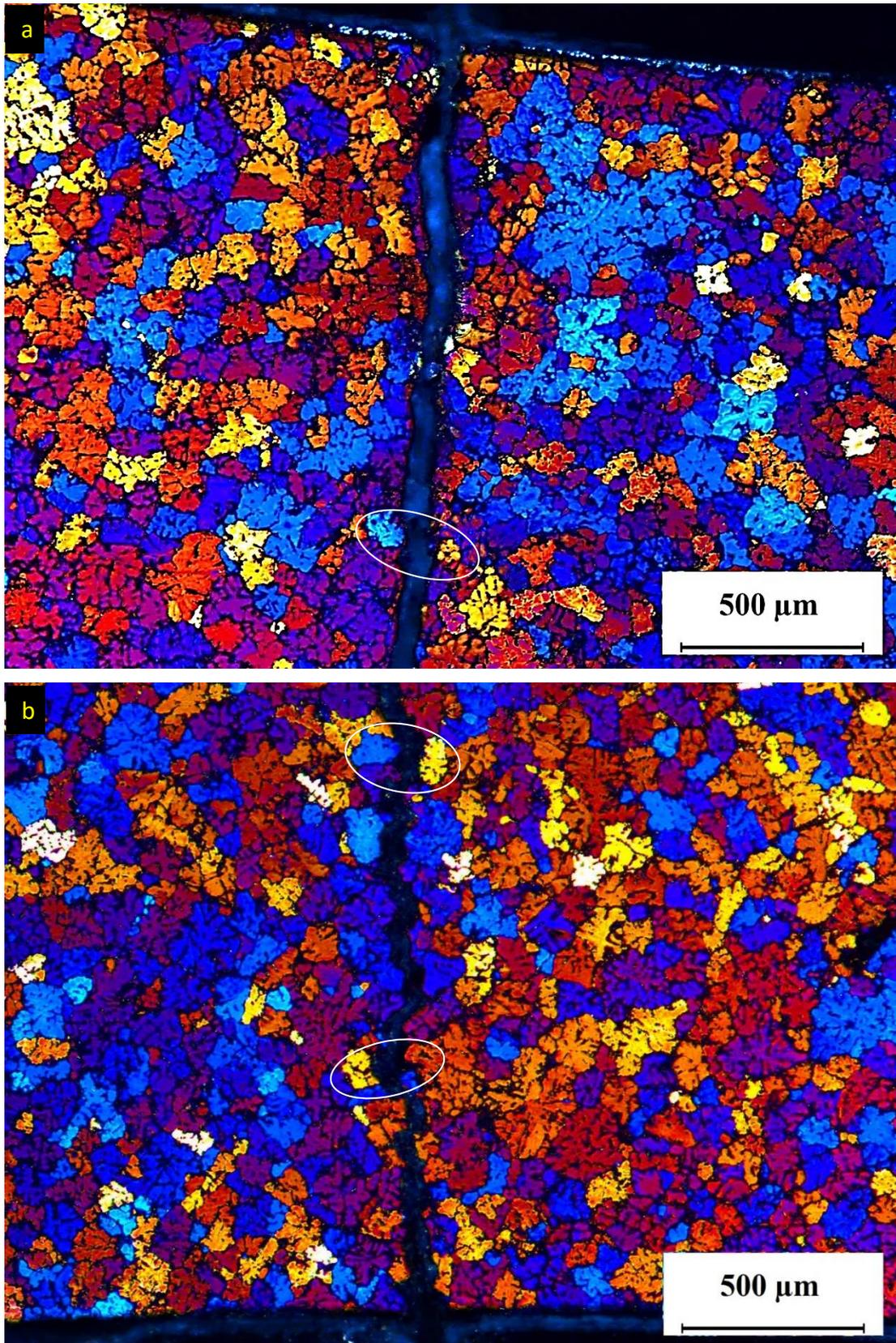


Figura 4.65 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição *as cast*+T6.

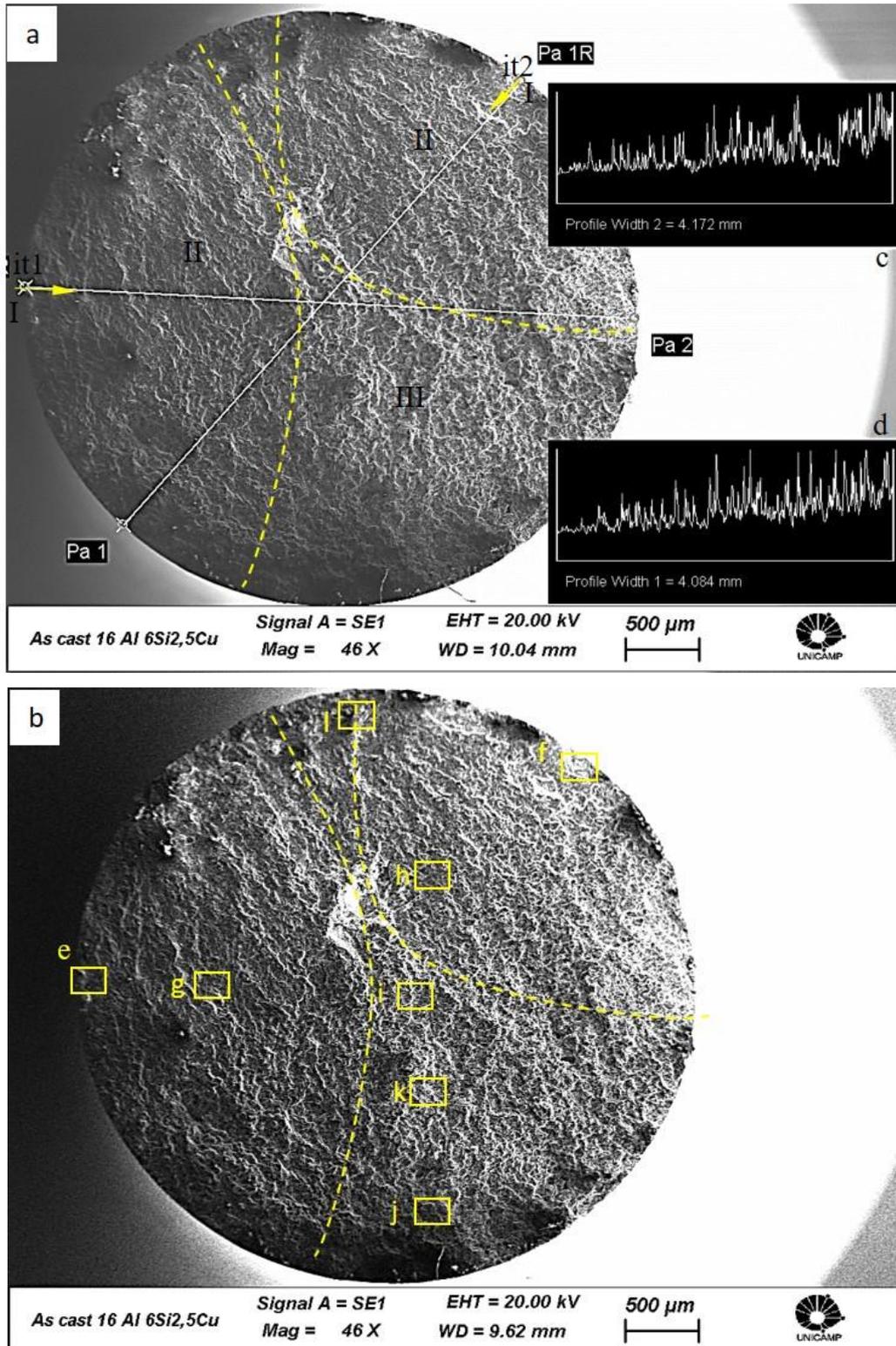


Figura 4.66 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição *as cast*, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trica, II- propagação da trica e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c) e d) representação gráfica do vetor de perfil.

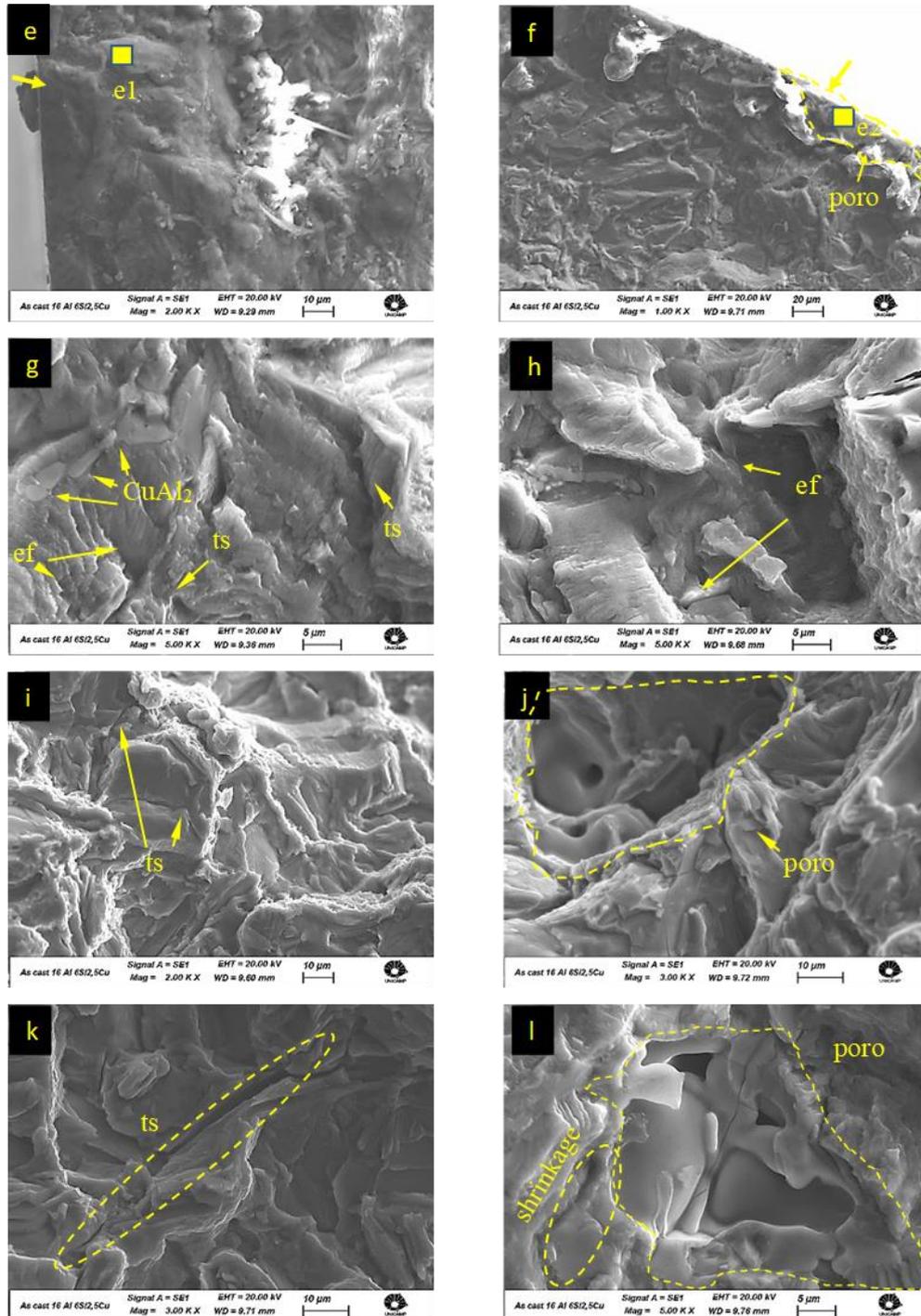


Figura 4.67 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição *as cast*, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.66b, mostrando: em e) e f) estágio I ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e1 e e2; g) e h) estágio II regiões com estrias de propagação de trinca por fadiga, i) e j) região de falha repentina e k) e l) defeitos de fundição.

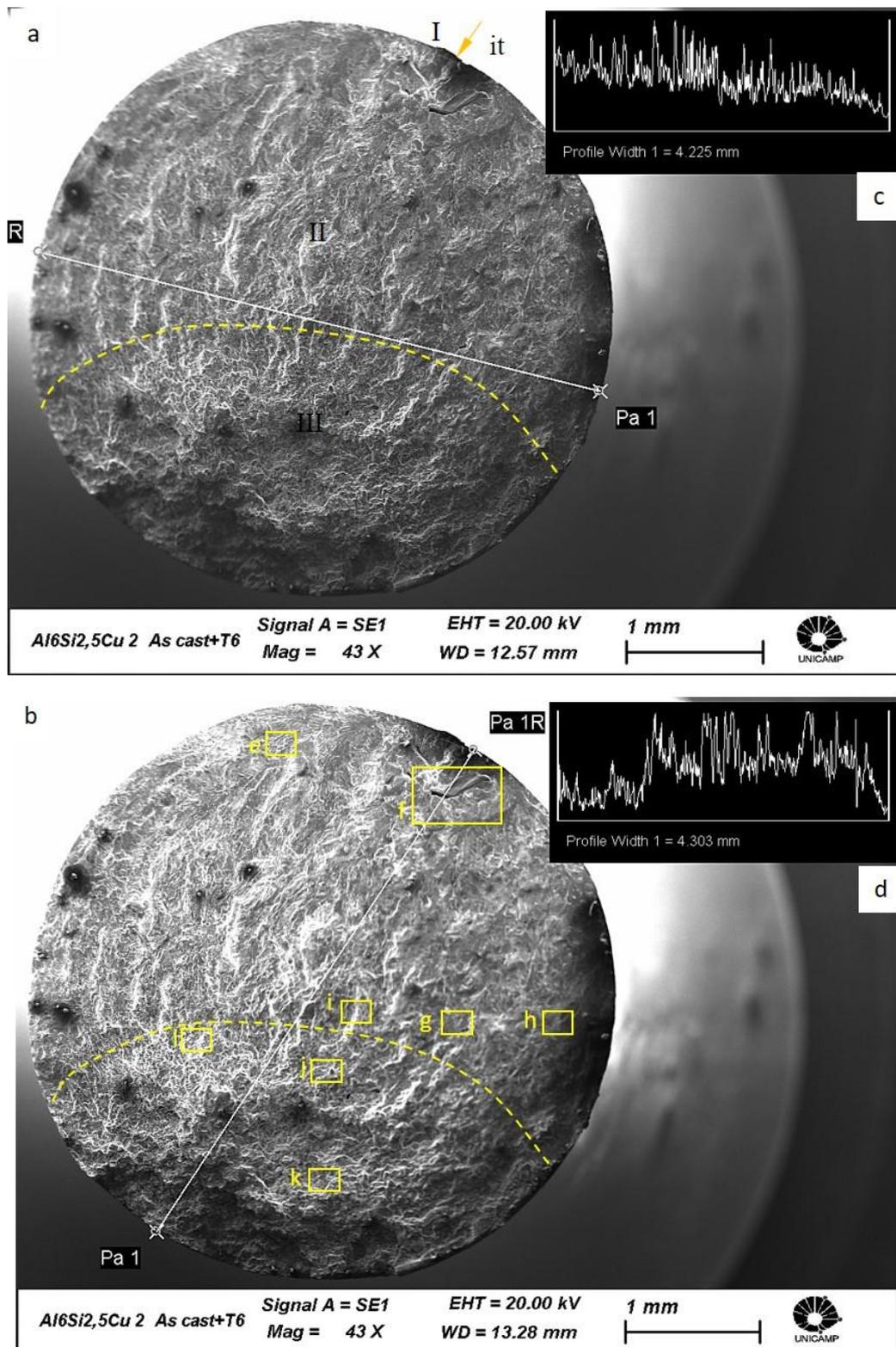


Figura 4.68 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição *as cast*+T6, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trica, II- propagação da trica e III da falha catastrófica; b) vetor de perfil e regiões selecionadas para ampliação e c) e d) representação gráfica do vetor de perfil.

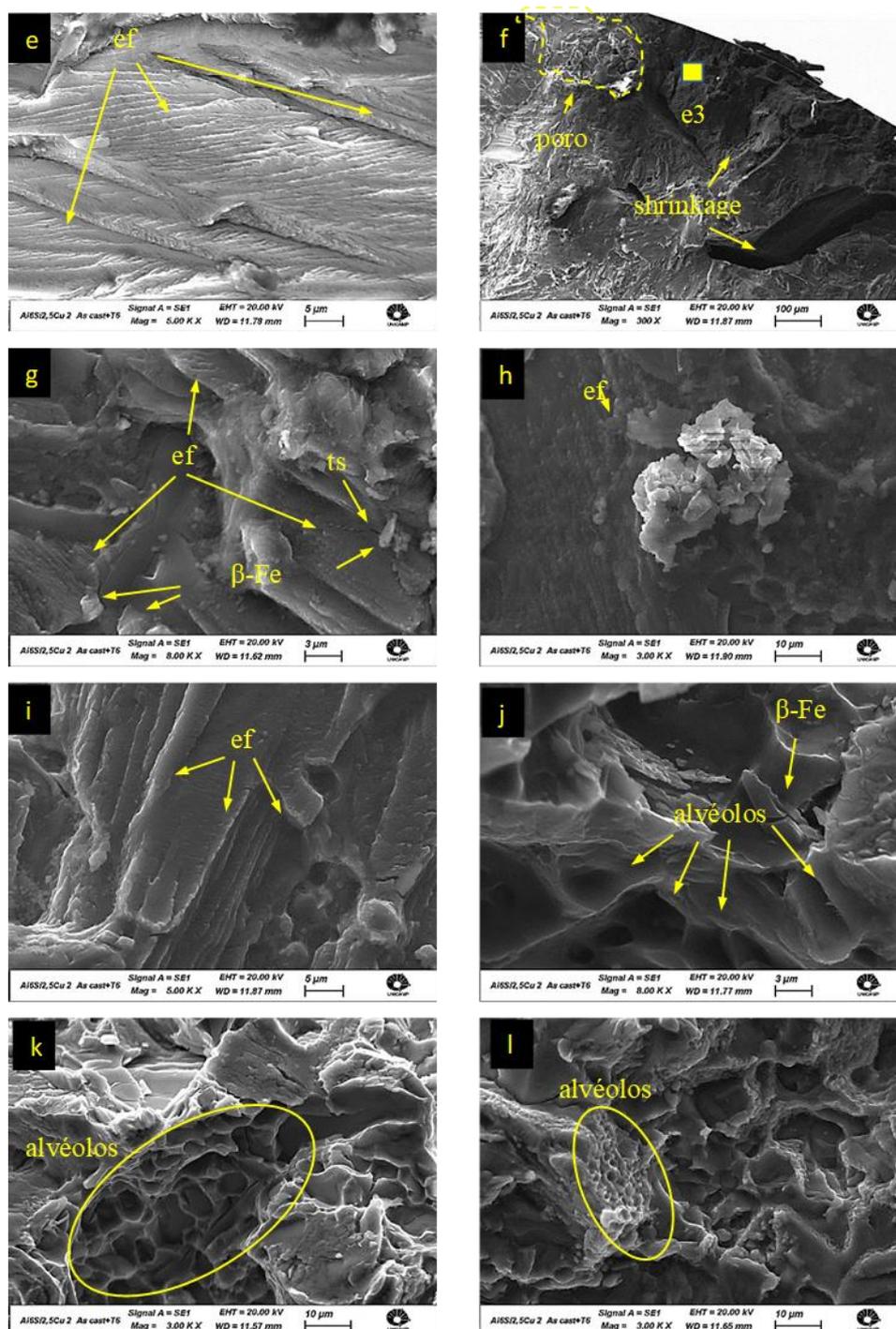


Figura 4.69 - Superfície de fratura da liga Al-6%wtSi-2,5wt%Cu, na condição *as cast*+T6, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.68b, mostrando: estágio I em f) e h) ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e3 e e4; estágio II regiões com estrias de propagação de trinca por fadiga e), g), h) e i), i) e região de falha repentina em j), k) e l).

Ao invés da existência de trincas secundárias, aponta-se a ocorrência de deformação plástica para as duas condições tixoforjadas e tratadas T6. Na figura 4.70 f-g nas regiões circuladas observam-se a formação de picos, que sugerem ser regiões em que ocorreu deformação plástica, como cristas existentes ao redor de crateras (dimples), já na figura 4.71e-h, observam-se microvazios sendo formados devido a deformação plástica da fase  $\alpha$ -Al ocorrida ao redor das partículas de silício, figura 4.71e. Na figura 4.71f observa-se um coalescimento destes vazios e devido ao estado de tensão na região ocorre uma grande deformação plástica chegando a estrangular a abertura provocada pela trinca, este estrangulamento pode ser observado na figura 4.71g-h. Observa-se também a presença de poros no trajeto da trinca, no entanto, o percurso é mantido até a separação final das partes. As figuras 4.72, 4.73, 4.74 e 4.75, micrografias coloridas da fratura, mostram que a fratura em todas as condições foi preponderantemente transgranular, mostrando-se apenas em alguns pontos ter ocorrido de forma intergranular.

As figuras 4.76a e 4.76c, 4.78a e 4.78c, 4.80a e 4.80c, 4.82a e 4.82c mostram a superfície da fratura apresentando a origem da fratura e o perfil de rugosidade, respectivamente, para todas as amostras que foram tixoforjadas. Nota-se que em todas as amostras analisadas a ocorrência apenas de um ponto de origem de fratura para as amostras. Também nota-se que regiões de início e propagação de fratura menos rugosas do que as de final de fratura.

As figuras 4.76b, 4.78b, 4.80b e 4.82b mostram regiões selecionadas, envolvendo os três estágios de fadiga, para ampliações. O estágio I de fratura pode ser observado nas figuras 4.77e (tixoforjado 30s), 4.79d-e (tixoforjado 30s+T6), 4.81e (tixoforjado 60s) e 4.83e (tixoforjado 60s+T6). Observam-se a presença de porosidades de gás ou shrinkage em todos os pontos de iniciação de trinca analisados, com uma observação para a figura 4.81d-e na qual pode-se notar na figura 4.81f, de forma ampliada, uma das extremidades de um shrinkage, não sendo possível no plano observado apontar uma conexão com o ponto de iniciação de trinca na superfície do corpo de prova, no entanto, o defeito de fundição está presente na região.

Os resultados das análises realizadas por meio de MEV-EDS nos pontos de iniciação de trinca nas figuras 4.77e, 4.79d, 4.8e e 4.83e estão indicados por espectro e4, e5, e6 e e7, nesta ordem e são mostrados na tabela 4.27. Os resultados mostram a presença do elemento Fe em três dos quatro pontos analisados, levando a conclusão da existência também de fases fragilizadoras  $\beta$ -Fe e  $\pi$ -Fe, que podem agir em conjunto com os poros e shrinkages como concentradores de tensão favorecendo a nucleação de trincas.

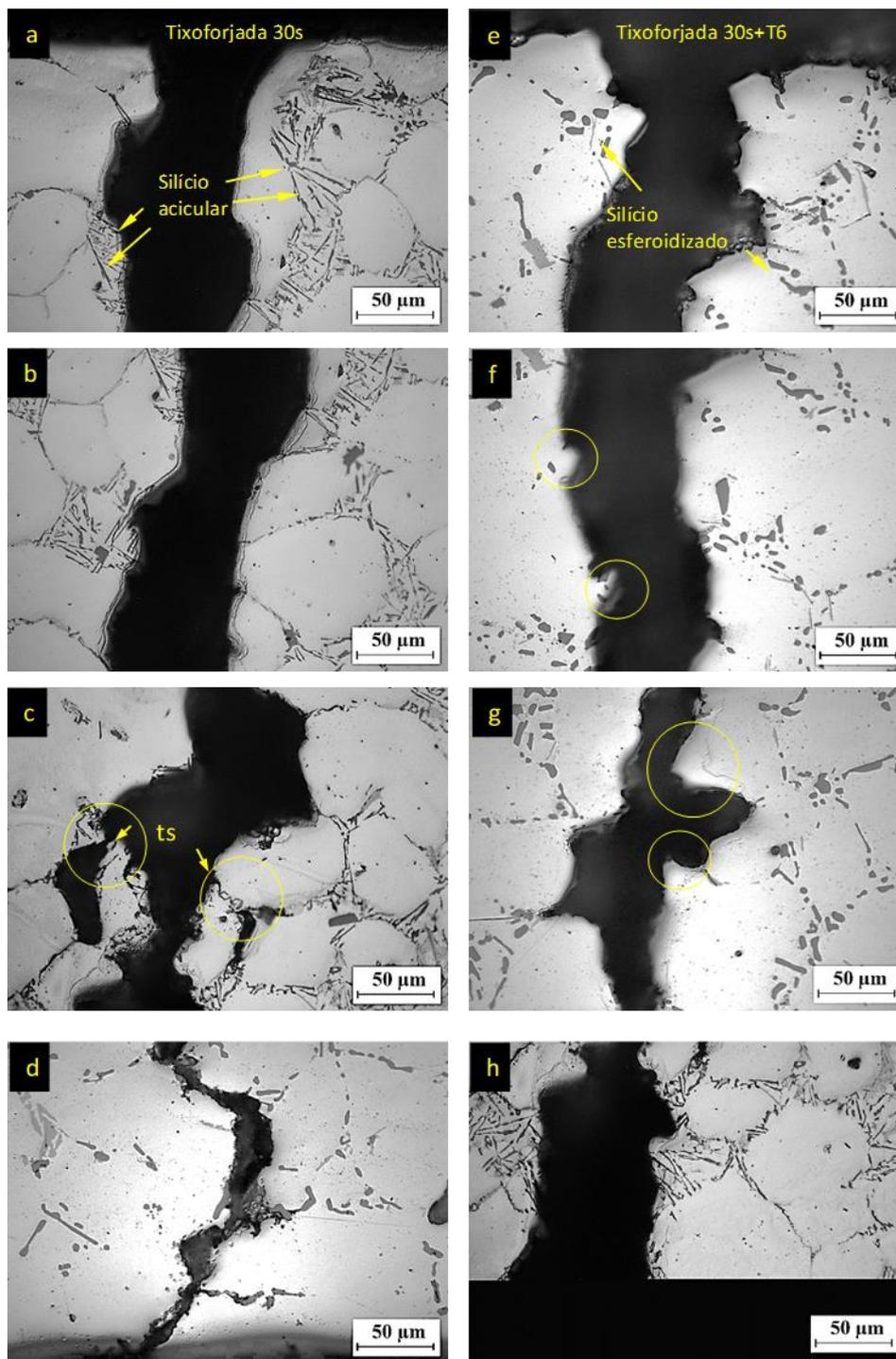


Figura 4.70 - Micrografias B&P de regiões ampliadas da figura 4.62c mostrando em: a), b), c) e d), condição tixoforjada 30s. Micrografias de regiões ampliadas da figura 4.62d mostrando em: e), f), g) e h), condição tixoforjada 30s+T6.

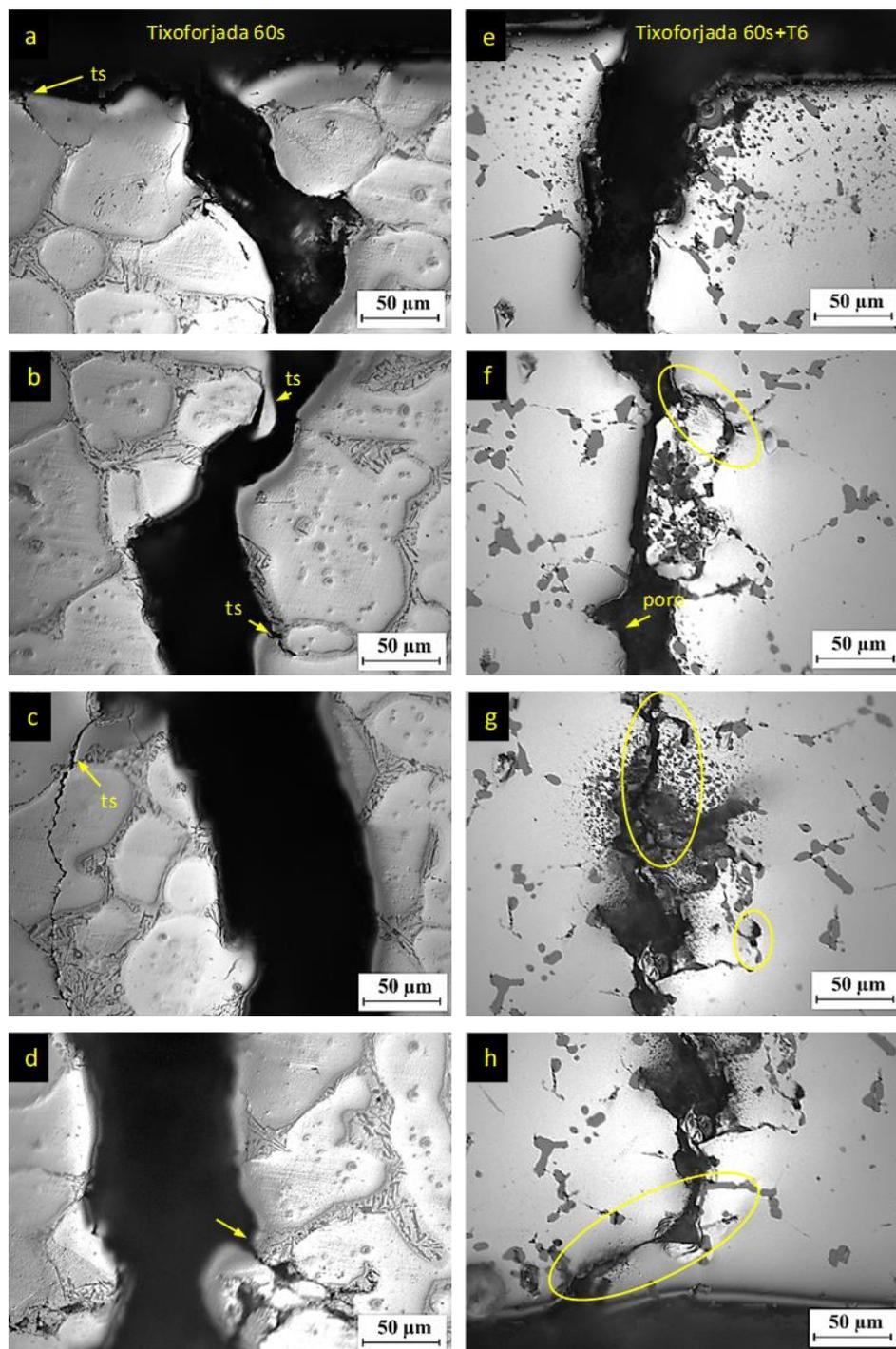


Figura 4.71 - Micrografias B&P de regiões ampliadas da figura 4.62e mostrando em: a), b), c) e d), condição tixoforjada 60s. Micrografias de regiões ampliadas da figura 4.62f mostrando em: e), f), g) e h), condição tixoforjada 60s+T6.

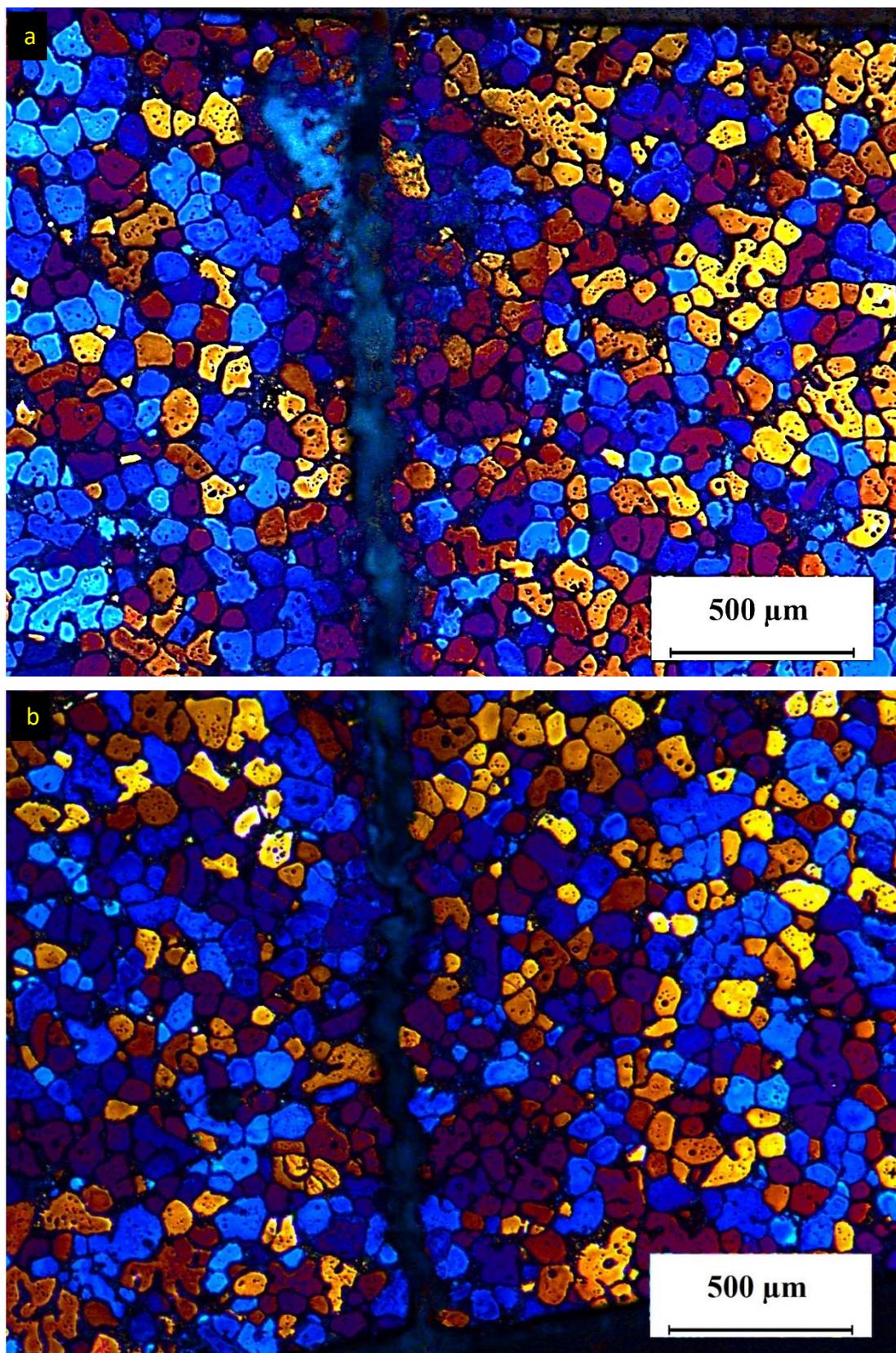


Figura 4.72 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 30s.

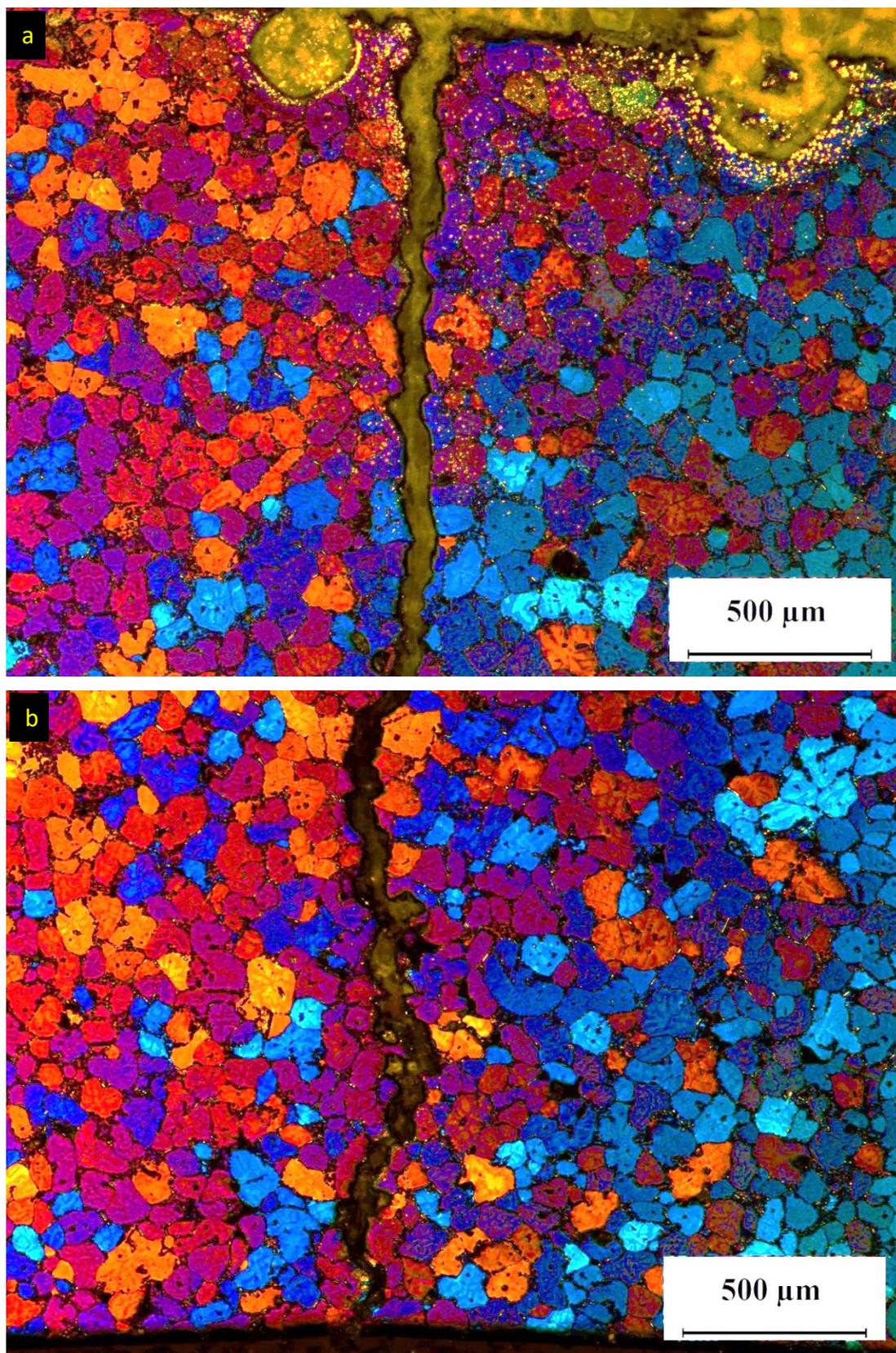


Figura 4.73 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 30s+T6.

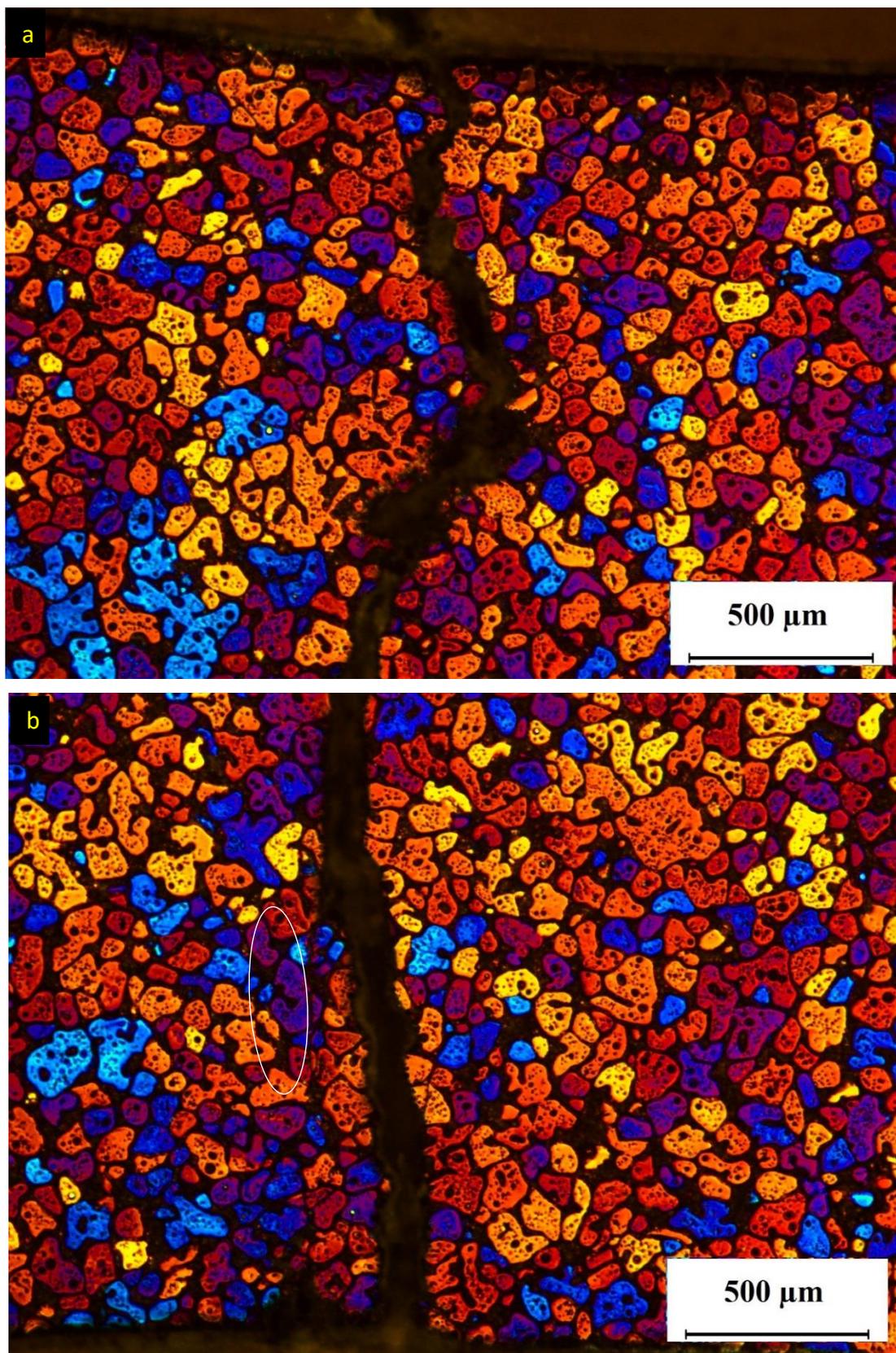


Figura 4.74 – Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 60s.

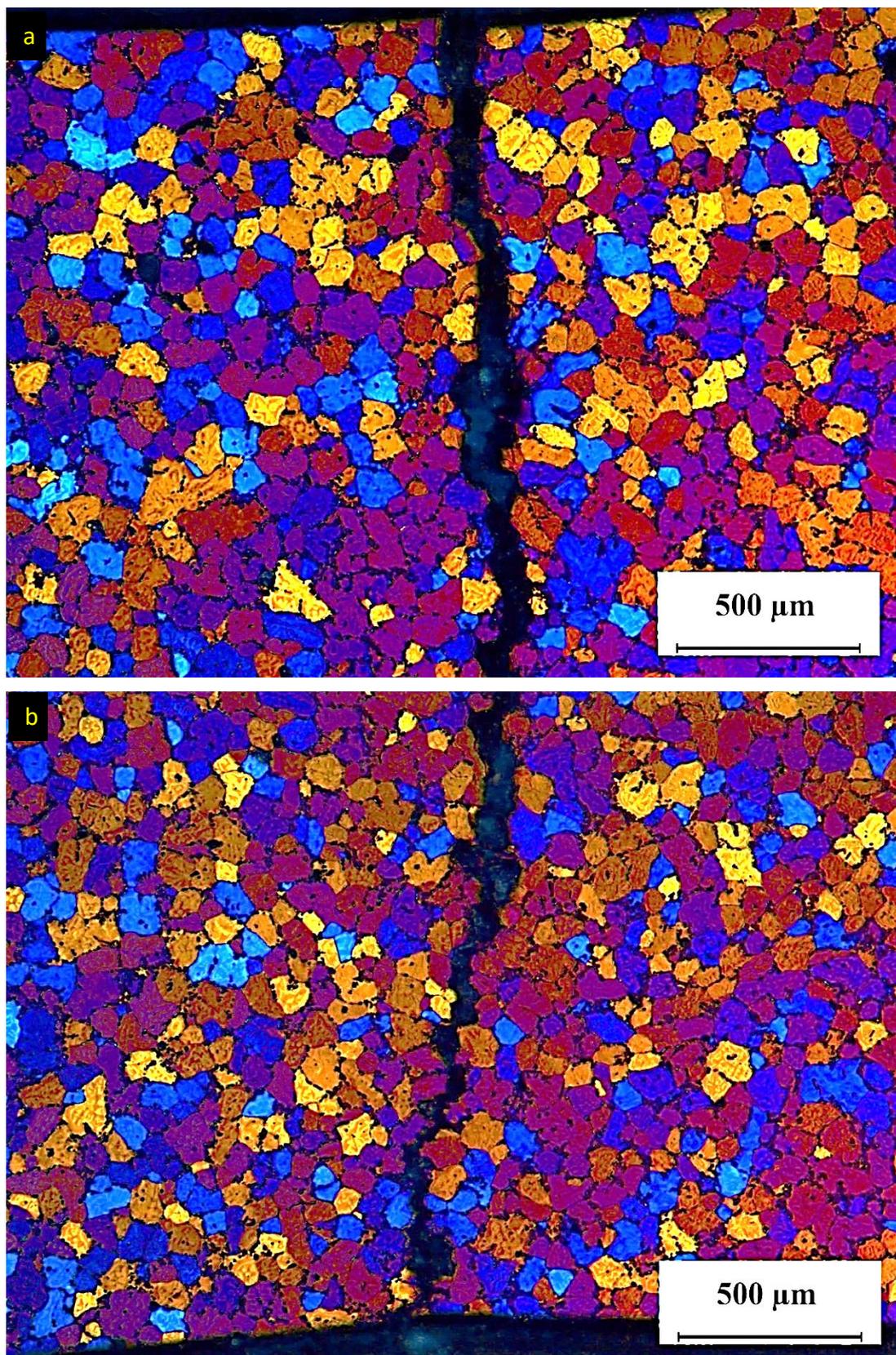


Figura 4.75– Micrografias coloridas apresentando em: a) propagação da trinca por fadiga e em b) propagação por fadiga e final catastrófico, na condição tixoforjada 60s+T6.

Tabela 4.27– Análises químicas pontuais (MEV-EDS) conforme indicado nas figuras 4.77e (condição tixoforjada 30s), 4.79d (condição tixoforjada30s+T6), 4.81e (condição tixoforjada 60s) e 4.83 (condição tixoforjada 60s+T6).

Espectro	Elementos Químicos % (Peso)						Total
	Mg	Al	Si	Ti	Fe	Cu	
e4	-	88,05	7,54	-	1,89	2,52	100
e5	2,80	46,78	15,62	1,24	30,59	2,96	100
e6	-	39,99	37,15	-	22,86	-	100
e7	7,38	73,84	3,42	14,03	-	1,33	100

O estágio II ou estágio de Paris da fratura por fadiga é marcado pelas estrias de fadiga que podem ser observadas em todas as condições tixoforjadas, com características específicas para condição com e sem tratamento térmico T6. As figuras 4.77d, 4.77f e 4.77g, condição tixoforjada 30s e as figuras 4.81f-h tixoforjada 60s, mostram superfícies com pontos em comum. As estrias de fadiga como apontadas pelas setas mostram regiões estriadas com ondulações regulares e lisas e outras com ondulações mais grosseiras ambas ocorrem em diferentes orientações. Como indicado nas duas condições, apresentam faces planas de decoesão devido as partículas de silício que nestas condições não foram modificadas. Com estas características a fratura se caracteriza como transgranular frágil (WARMUZEK, 2004) (GOZÀLEZ-VELAZQUEZ, 2018). Com o tratamento térmico, o silício foi modificado e a interação da propagação de trinca por fadiga com o silício com morfologia de esferóides também foi diferente, pois não são observadas as facetas de decoesão, no entanto, a fratura classifica-se também como transgranular frágil e as estrias tornaram-se mais discretas, figuras 4.79 f-h e figura 4.83f-g. O estágio III de fratura por fadiga, nas amostras apenas tixoforjadas à 30s e 60s, são mostradas nas figuras 4.77h-k e 4.81i-k, nesta ordem. Observa-se um superfície plana, pouco deformada, mostrando planos, tais características são de uma superfície de fratura frágil, tais observações estão de acordo com as feitas por (HASKEL et al, 2018). A fratura transcristalina dúctil está relacionada com a matriz e depende da espessura das partículas de silício presentes no eutético (KUCHARIKOVÁ, 2021). Quando sem tratamento o silício tem morfologia em formato de placas e durante a fratura ele é arrancado da matriz  $\alpha$ -Al a impressão que fica é a de um alvéolo estreito como mostrado nas figuras 4.77i-k, 4.81i-k. As condições tixoforjadas que foram tratadas termicamente T6, cujo silício está com formato de esferóides,

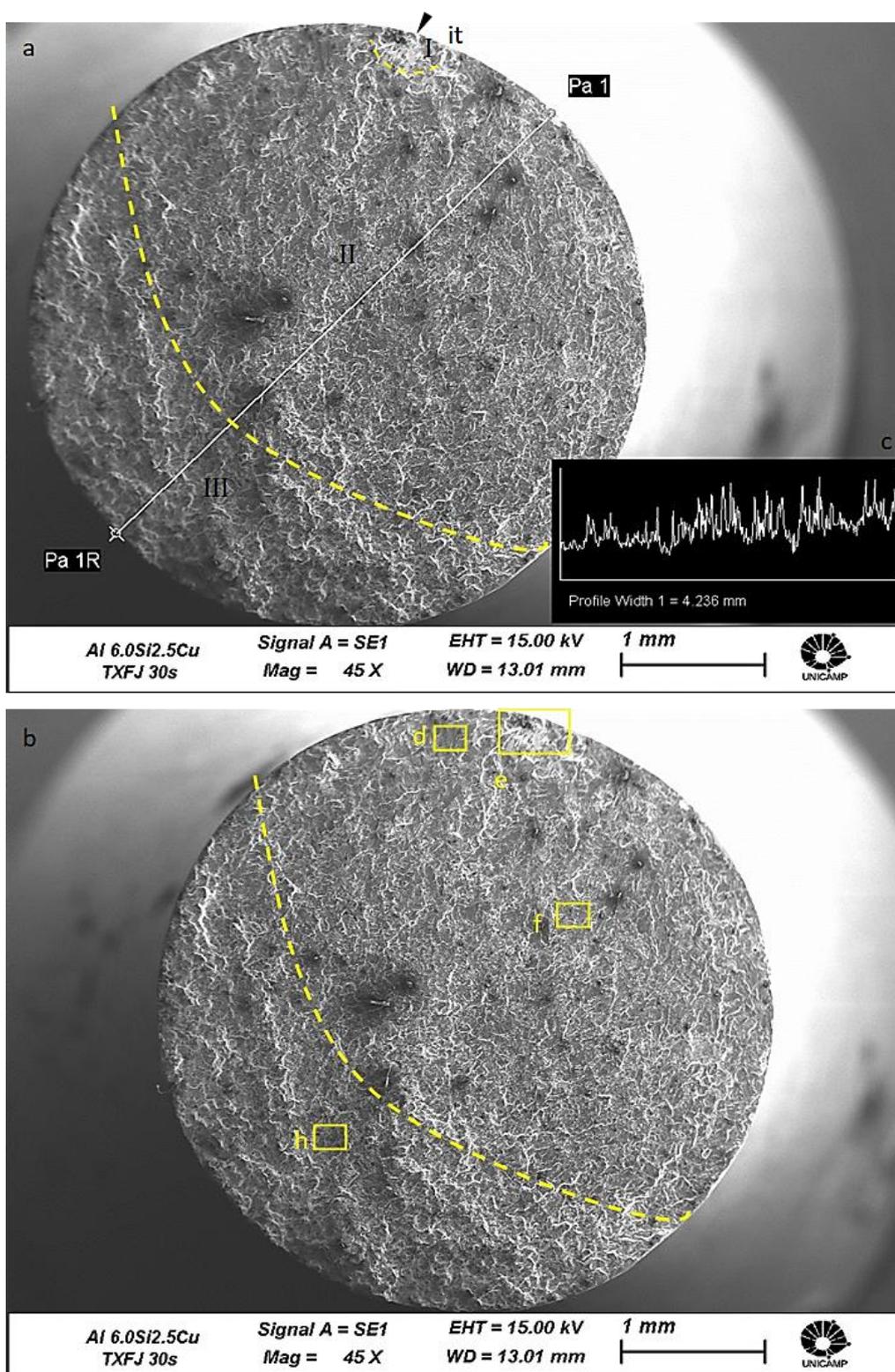


Figura 4.76 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trica, II- propagação da trica e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c) representação gráfica do vetor de perfil.

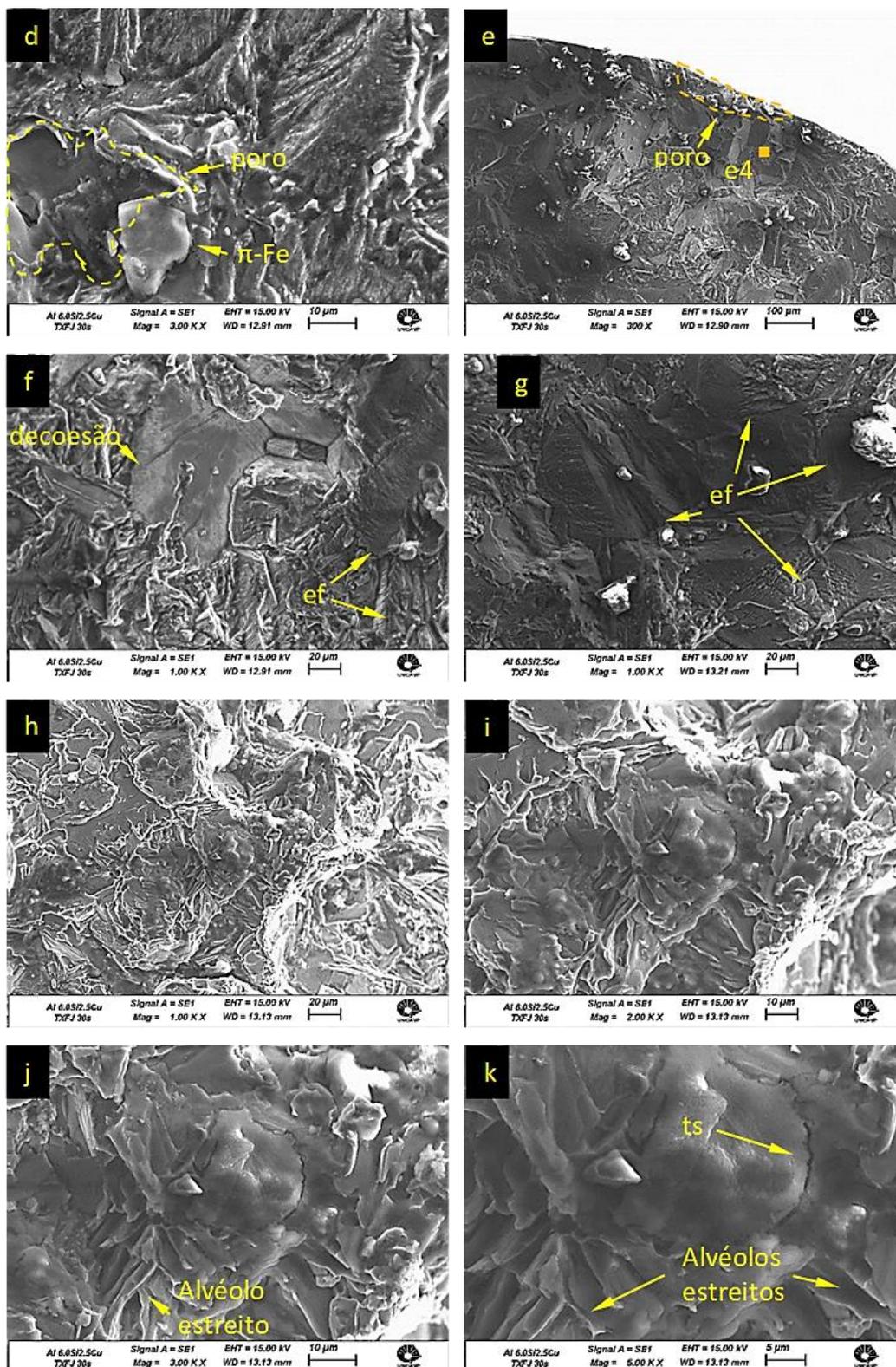


Figura 4.77 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.76, mostrando: estágio I em d) porosidade, e) ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e4; estágio II regiões com estrias de propagação de trinca por fadiga, f) e g) e estágio III em h), i), j) e k).

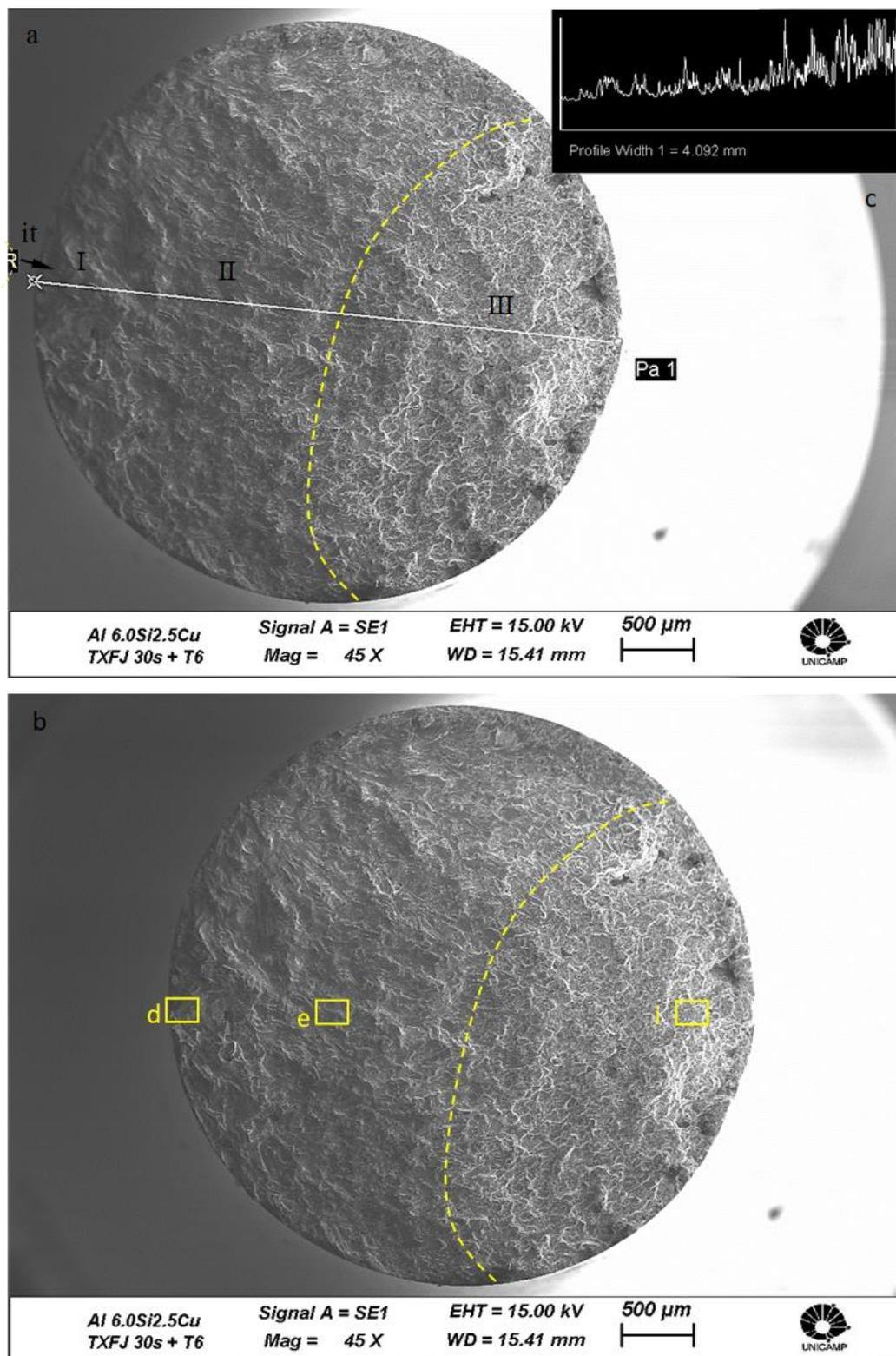


Figura 4.78 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s+T6, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trica, II- propagação da trica e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c) representação gráfica do vetor de perfil

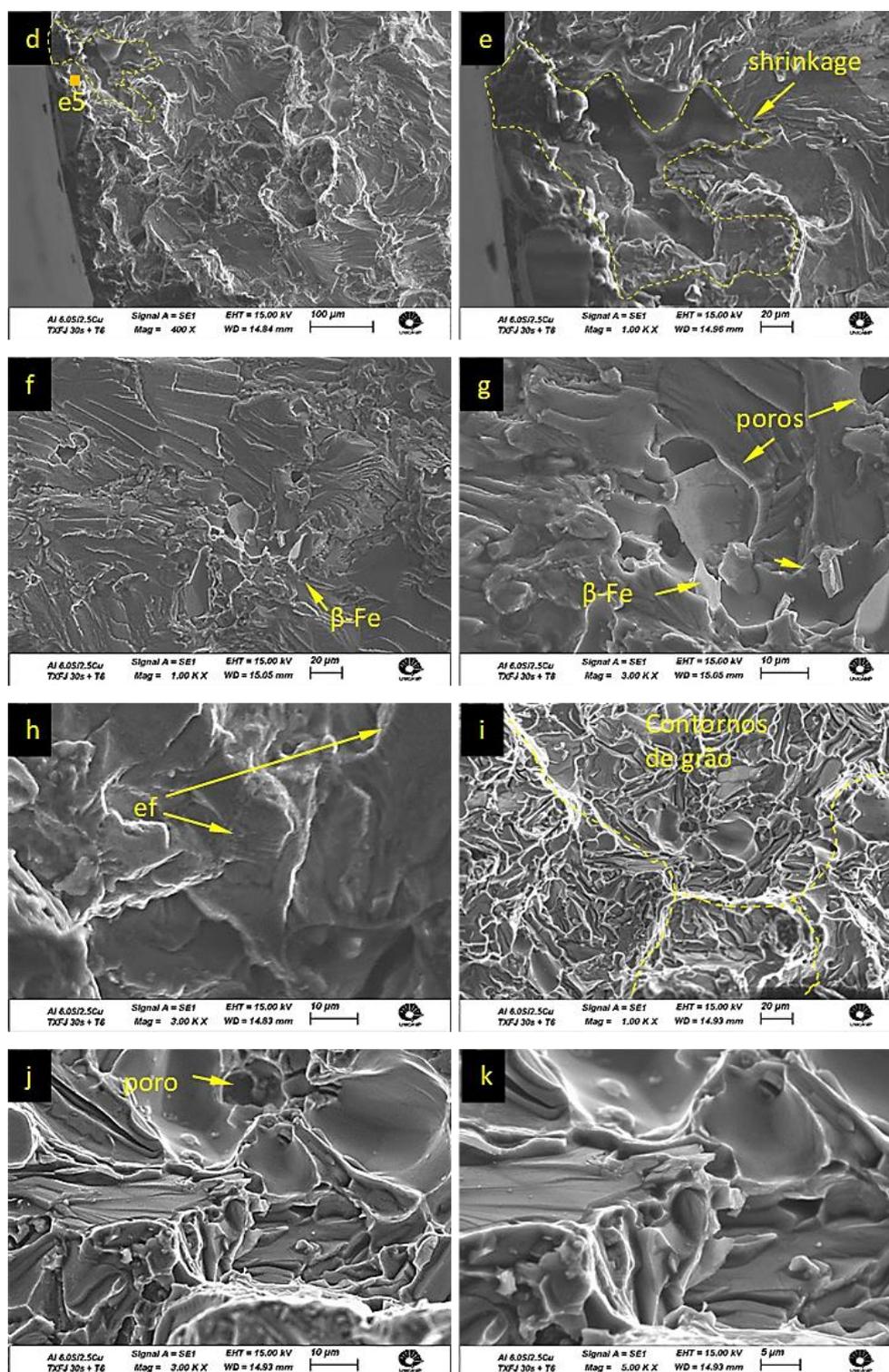


Figura 4.79 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 30s+T6, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.78, mostrando: estágio I em d) e e) ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e5; estágio II em f), g) e h) e estágio III em i), j) e k).

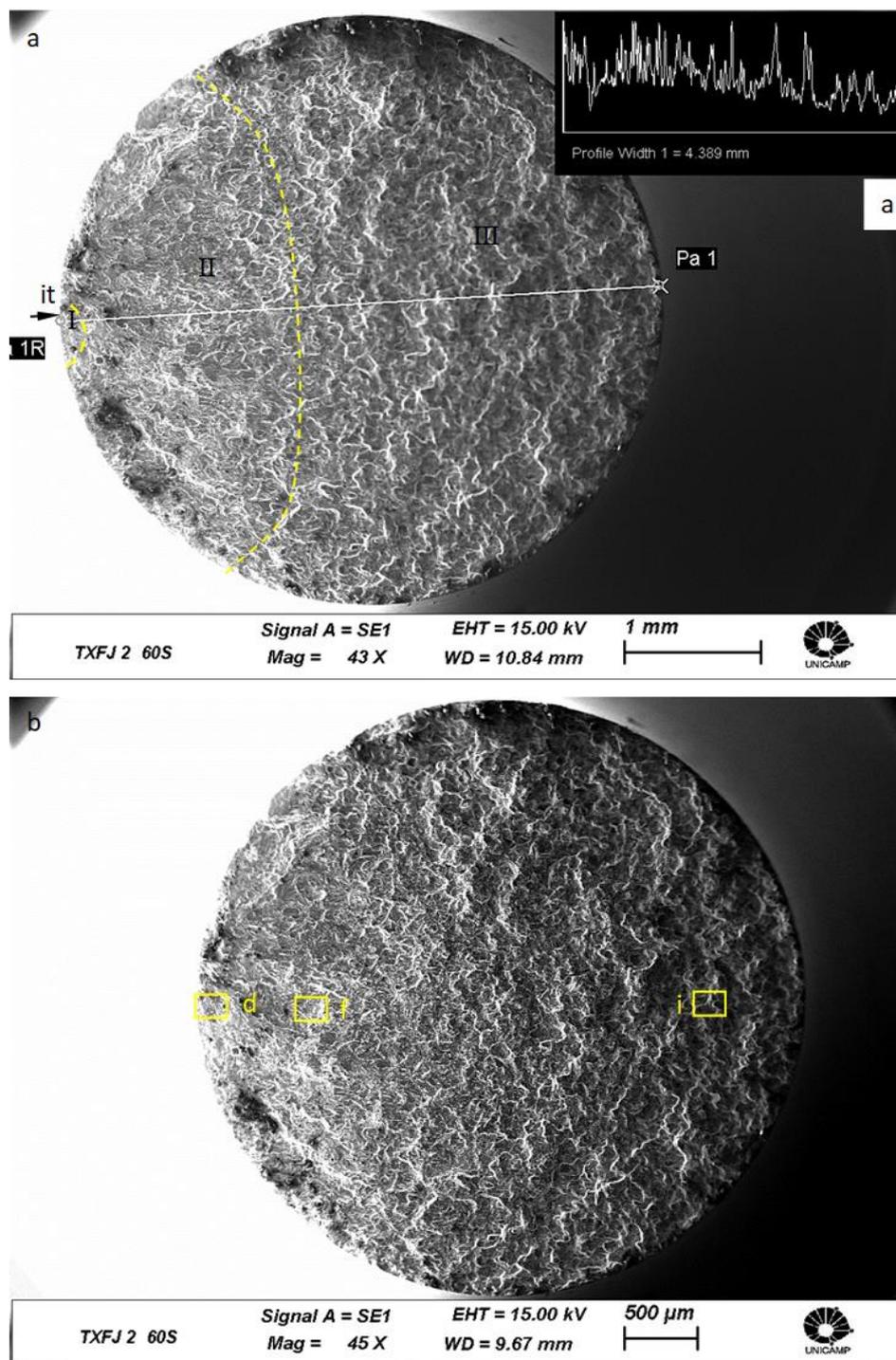


Figura 4.80 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trinca, II- propagação da trica e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c)representação gráfica do vetor de perfil.

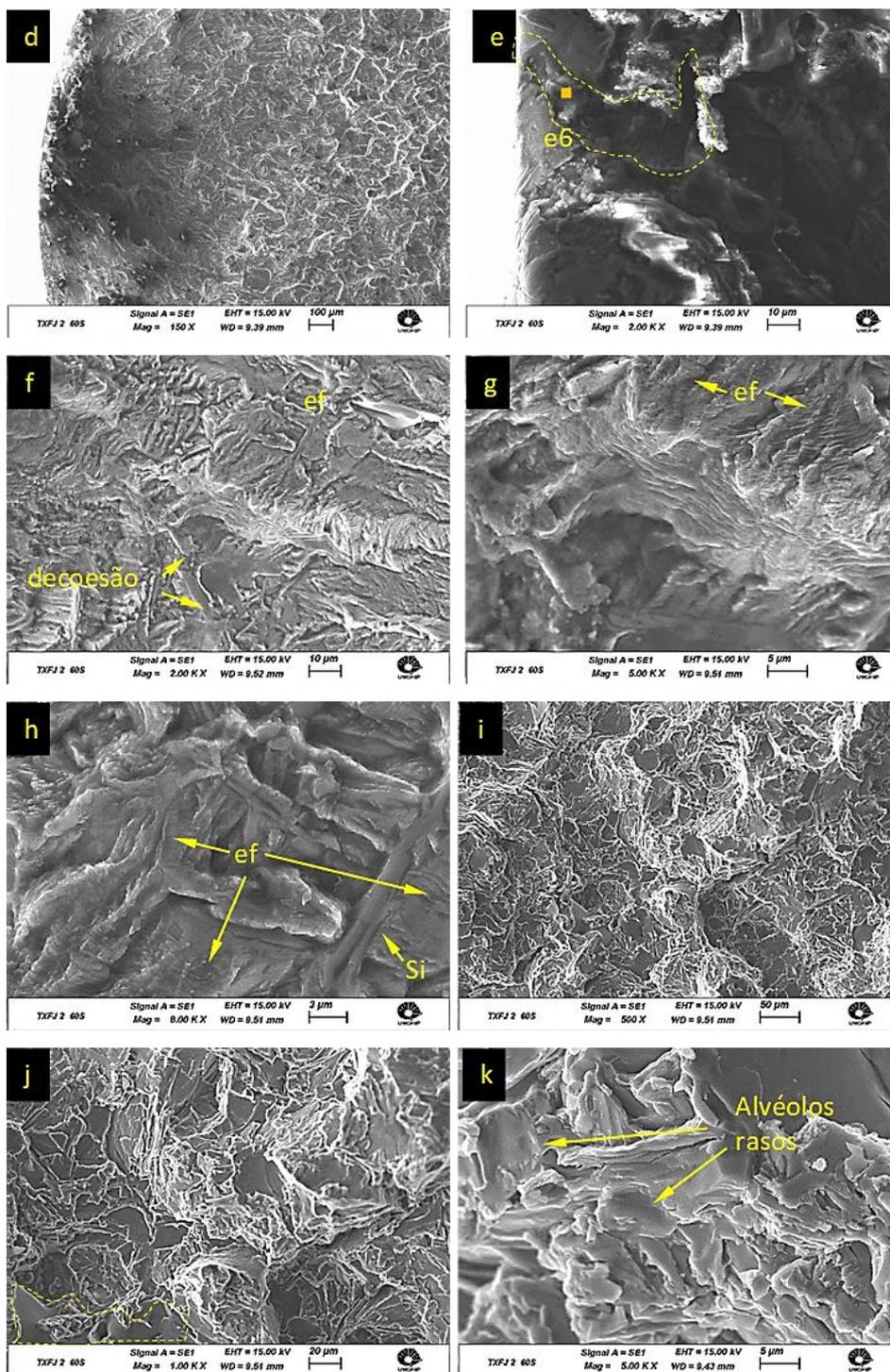


Figura 4.81 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.80, mostrando: estágio I em d) e e) e o ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS, e6; em f), estágio II em g) e h) e estágio III em I), j) e k).

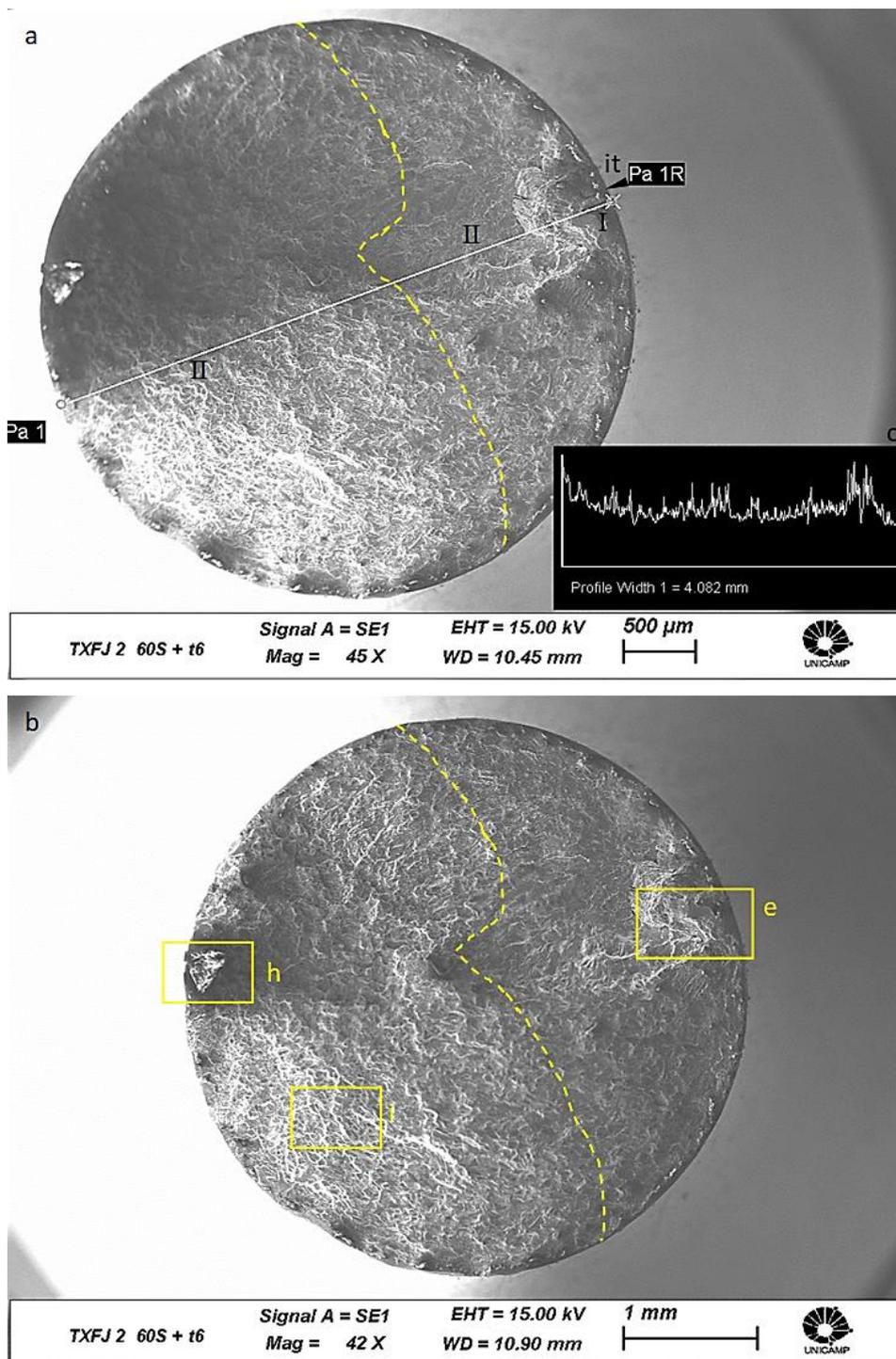


Figura 4.82 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s+T6, mostrando em : a) vetor de perfil em posição central e indicações dos estágios I- iniciação da trica, II- propagação da trica e III da falha catastrófica; b) regiões selecionadas para ampliação e c)representação gráfica do vetor de perfil.

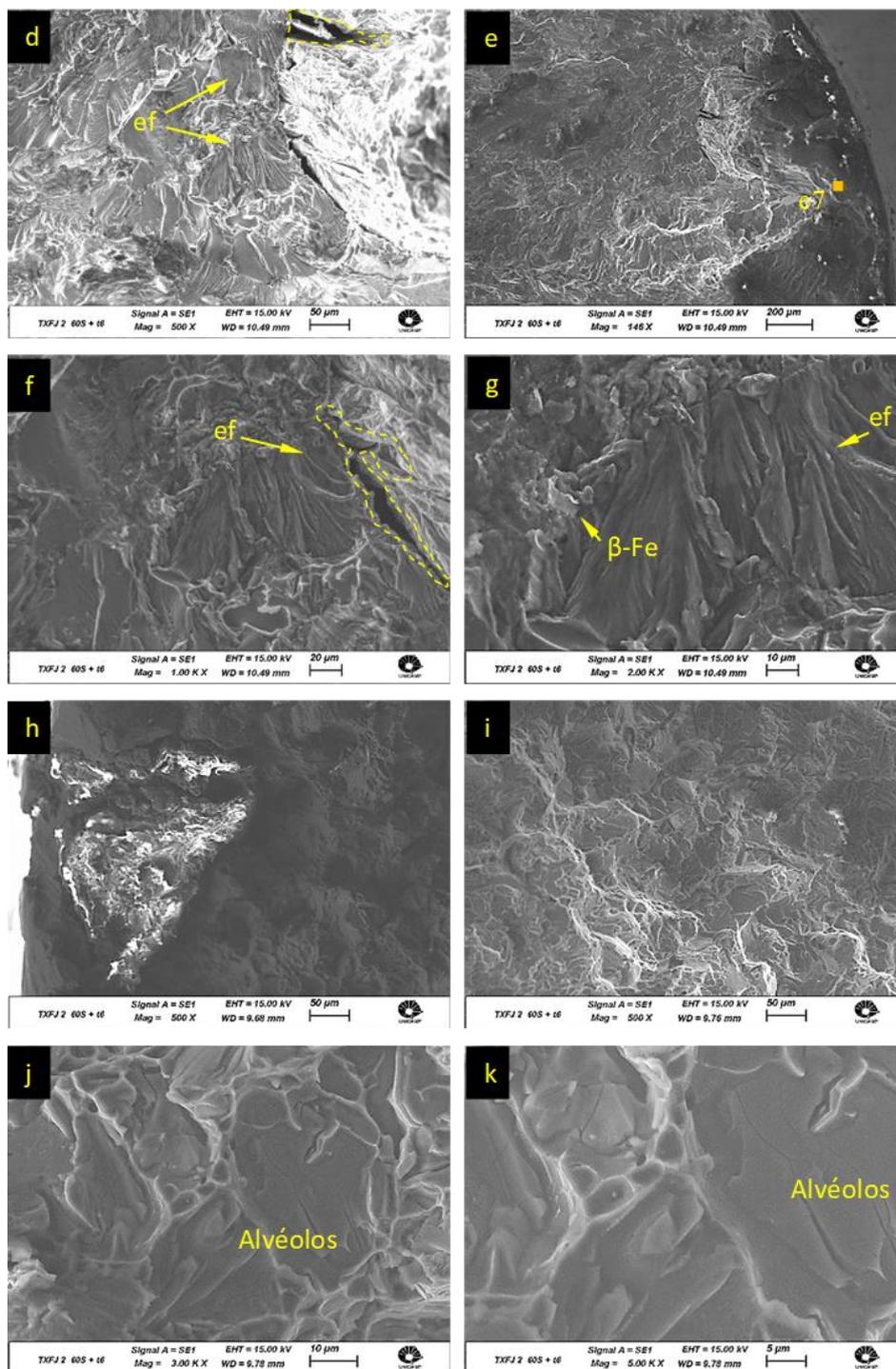


Figura 4.83 - Superfície de fratura da liga Al-6wt%Si-2,5wt%Cu, na condição tixoforjado 60s+T6, ampliadas de regiões indicadas na figura 4.82, mostrando: estágio I em d), e) e f) e ponto de iniciação de trinca e indicação de ponto de realização de EDS e7; estágio II em f) e g) e estágio III em i), j), k) e l).

observa-se uma superfície mais deformada com dimples ovalados e mais esféricos do que a condição sem tratamento T6, sendo que na presença de dimples tem-se uma superfície caracterizada por fratura dúctil, figuras 4.79i-k e 4.83i-k.

Após as análises das superfícies de fratura observam-se a existência de defeitos de fundição, porosidades e shrinkages, em todos os pontos de iniciação de trinca e em todas as condições estudadas, geralmente na presença de fases formadas pelo elemento Fe as quais tem potencial fragilizador (CAO e CAMPBELL, 2006), mas ressalta-se que as partículas de  $\pi$ - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$  e  $\beta$ - $\text{Al}_5\text{FeSi}$  possuem comprimento de no máximo  $20\mu\text{m}$  e que segundo (KHUCHARIKOVÁ et al, 2021) apenas partículas com mais de  $50\mu\text{m}$  afetam os propriedades em fadiga quando na presença de porosidades.

## 5 CONCLUSÃO

Este capítulo discorre de forma concisa sobre todas as conclusões que podem ser feitas acerca dos resultados obtidos. As conclusões serão comentadas na ordem em que tais resultados foram obtidos, como seguem abaixo:

- O tixoforjamento utilizou 30 MPa para tixoconformar o produto utilizado para obtenção dos corpos de prova este valor representa um quarto da menor tensão de escoamento 119 MPa, obtida nas amostras estudadas, sendo realizado em um simples equipamento pneumático, tem-se, portanto, facilidade de conformação;
- O produto obtido, quando a tixoconformação ocorreu de forma uniforme, produziu uma peça com medidas dentro do especificado apresentando superfícies isentas de irregularidades e com uma parede em volta de seu contorno de até 1,5 mm com microestrutura dendrítica e seu interior globular tendo como rugosidade superficial Ra variando entre 0,5 e 1  $\mu\text{m}$ . Produtos incompletos apresentaram fase líquida segregada de forma aleatória tornando o produto sem homogeneidade, deve-se, portanto, atentar à conformação;

- O tixoforjamento promove mudanças na morfologia da fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu de blocos para lamelar devido ao tempo utilizado de tratamento isotérmico para globularização e devido à alta taxa de resfriamento durante o resfriamento primário na tixoconformação;
- A porcentagem de porosidades, avaliada pelas técnicas de área percentual, via microscopia ótica / *ImageJ*, ou por volume percentual, via tomografia industrial computadorizada, manteve-se constante durante as diferentes etapas do processamento;
- O *ImageJ* e a tomografia industrial computadorizada mostram-se técnicas eficazes e equivalentes para quantificar as porosidades;
- O tixoforjamento fragmenta os vazios de contração típicos de processos de fundição, reduzindo suas dimensões e alterando sua distribuição enquanto o tratamento térmico T6 tende a esferoidizá-los;
- Os corpos de prova embora tenham sido produzidos inicialmente por tixoforjamento passam, necessariamente, pela etapa posterior de usinagem. Como consequência o torneamento expõe na superfície as porosidades que antes se encontravam subsuperficiais e a fractografia realizada em todas as amostras evidenciaram que as porosidades superficiais estavam presentes em todos os inícios de fratura;
- O silício acicular acarreta trincas secundárias e o tratamento T6 modifica-o para esferóides inibindo tal fenômeno;
- Os resultados dos ensaios à fadiga mostraram que a amostras tixoforjadas e tratadas T6, condições 30s+T6 e 60s+T6, apresentaram 98,36MPa e 95,5MPa resistência à fadiga para 10<sup>7</sup> ciclos, respectivamente. Sendo estes valores superiores à 93 MPa apresentado para a liga A356 produzida por Reofundição e tratada T5.

## 5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Como sugestões para trabalhos futuros, propõe-se:

- Otimização da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu por meio da adição de estrôncio e redução do teor de Fe;
- Projeto de matrizes para realização do estudo de contração do material e produção de corpos de prova com tolerâncias requeridas para corpos de prova de fadiga;
- Estudo do comportamento em fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu quando produzida na condição tixoconformada respeitando o conceito Near net shape;
- Estudo do comportamento em fadiga da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu quando produzida na condição tixoconformada com posterior tratamento superficial, shot peening;
- Estudo da tenacidade a fratura da liga Al-6,0wt%Si-2,5wt%Cu.

## REFERÊNCIAS

ANDERSON T.W., MC CARTHY, P.J., TUKEY, J.W. **Staircase method of sensitivity testing**. Washington: Defense technical information center, 1946. Disponível em: <https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/ADA800298.pdf>. Acesso em: 03/2022.

AKCA. E.; TGRO, E. **Metallographic Procedures and Analysis – A review**. PERIODICALS OF ENGINEERING AND NATURAL SCIENCES, v.3 No. 2, 2015.

ASKLAND, D.R., WRIGHT, W.J. **Ciência e engenharia dos materiais**: 3ªed. São Paulo: Editora Cengage Learning, 2016. 633p.

ATKINSON, H.V., **Modelling the semisolid processing of metallic alloys**. Progress in Materials Science. v.50, p.341–412, 2005.

BARRESI, J.G.; JAMES, C.M.; HENRY, S.D.; ALAN, E.G.; HAO, W. **Foundry alloy**. Depositante: Cast Centre PTY. LTD. [Au/Au]; c/o Dept. of Mining, METALLURGICAL Engineering, The University of Queensland, St, Lúcia, QLD 4072(AU). WO 98/38347. Depósito: 24 fev.1997. Concessão: 03 set. 1998.

BEIL, W. L. **Projeto e montagem de um Sistema de lingotamento contínuo sob agitação eletromagnética**. 88p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de engenharia mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2015.

BEDER, M; ALEMDAG, Y. **Influence of Mg addition and T6 heat treatment on microstructure, mechanical and tribological properties of Al-12Si-3Cu based Alloy**. Transactions of nonferrous Metals Society of China, v.31, p. 22208 – 2219, 2021.

BEROUAL, S.; BOUMERZOU, Z.; PAILLARD, P.; BORJON-PIRJON, Y. **Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys**. Journal of alloys and compounds, v. 784, p. 1026-1035, 2019.

BOAS, B. V. **Avaliação do comportamento mecânico de ligas Al-Xwt%Si-5wt%Zn tixoconformadas**. 75p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de engenharia mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

BOGDANOFF, T.; TIRYAKIOGLU, M.; JARFORS, A. E. W.; SEIFEDDINE, S. **On the combined effects of surface quality and pore size on the fatigue life of Al-7Si-3Cu-Mg Alloy castings**. Materials Science & Engineering A, v.885, p.145618, 2023.

BROLLO, G. L. **Método de Análise da tixoconformabilidade para aplicação no processamento semissólido**. 144p. Tese (doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2017.

BROLLO, G.L., PRONI, C.T.W., PAULA, L.C., ZOQUI, E.J. **An alternative method to identify critical temperatures for semisolid materials process applications using differentiation.** *Thermochimica Acta*. v.651, p. 22–33, 2017.

BROLLO, G.L.; TAMAYO, D.V.; TORRES, L. V.; ZOQUI, E.J. **Thermodynamic evaluation of the thixoformability of Al–Si–Cu alloys.** *Calphad*, v.67, p.101671, 2019.

BROWNLEE, K. A., HODGES, J. L., Jr. and Murray ROSENBLATT. **The Up-and-Down Method with Small Samples.** *Journal of the American Statistical Association*, v.48, p.262-277, 1953.

CAI, Q., MENDIS, C.L., WANG, S., CHANG, I.T.H., Fan, Z. **Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of die-cast Al-Cu-Si-Mg alloys.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 881, p. , 2021.

CAMPBELL, F.C. **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys.** In: ASM International. 2000, Cap.4, p.243-262.

CAMPBELL, J. **Update on Bifilms—The Fundamental Defect in Metals.** *in: 7th International Symposium Celebrating Prof. John Campbell's 80th Birthday, 2019, Shape casting.* Springer, p. 03-15.

CAO, M.; ZHANG, Q.; ZHANG, Y. **Effects of plastic energy on thixotropic microstructure of C5191 alloys during SIMA process.** *Journal of alloys and compounds*, v.721, p.220-228, 2017.

CHEN, C. Y., SHEKAR, J. A., MEHARABIAN, R. **Tixoforging of aluminium alloys. Materials Science and Engineering Rheocasting.** *Materials Science and Engineering, Lausanne*, v. 40, p. 265-272, 1979.

CHEN, Y.; CHEN, T.; ZHANG,; LI, P. **Effects of processing parameters on microstructure and mechanical properties of powder-thixoforged 6061 aluminum alloy.** *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, v.25, p.699-712, 2015.

CHO, W. G., KANG, C. G. **Mechanical Properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys.** *Journal Materials Processing Technology*, vol 105, p 269-277, 2000.

DE PAULA, L. C., ZOQUI, E. J. **Microstructural refinement of 355 aluminium alloys by ultrasonic melt treatment (UST),** *A Springer nature journal* , n.394, 2019. Disponível em: < <https://link.springer.com/content/pdf/10.1007/s42452-019-0399-2.pdf>>.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica:** 2aed. Rio de Janeiro. Guanabara Koogan.1981. 739p.

DIXON, W. J. AND A. M. MOOD. **A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data.** *Journal of the American Statistical Association*, v.43, p.109-126, 1948.

DOBATKIN, V. I., ESKIN, G. I. **Ingots of aluminium alternative the semi solid alloys with nondendritic structure produced by ultrasonic treatment for deformation.** In: proceedings of 4th international conference on semi-solid processing of alloys and composites. Sheffield, 1996. p. 193-196.

DOUTRE, D., LANGLAIS, J., ROY S. **The SEED process for semi-solid forming.** In Eighth International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, 2004, Limassol, Cyprus, 2004, p. - .

DOWLING, N. **Mechanical behavior of materials. Engineering analysis applied to deformation, fracture and fatigue.** 4<sup>a</sup> ed. Rio de Janeiro: Editora Elsevier. 2018. 936 p.  
EASTON, M.A., QIAN, M., PRASAD, A., STJOHN D.H. **Recent advances in grain refinement of light metals and alloys.** Journal of Materials Processing Technology, v.20, p.13-24, 2016.

FACHINNI, C.A. **Efeito do tratamento térmico T6 no comportamento mecânico e resistência à fadiga da liga Al-3wt%Si-2,5wt%Cu tixoforjada.** 99p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de engenharia mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2020.

FAN, Z. **Semisolid metal processing.** International Materials Reviews, v. 47, n. 2, p. 49-85, 2002.

FERREIRA, I. **Elementos de Máquinas,** São João da Boa Vista, 2019. (Apostila).

FLEMINGS, M.C. **Behavior of Metal Alloys in the Semi-solid State.** *Metallurgical Transactions A*, v.22A, p.957-981, 1991.

GENDA, G.; YUYON, C.; GEING, A. **Mechanism of Coarsening of Dendrite During Solidification.** In: Proceedings of the Solidification Processing Conference. Sheffield, England, 1987, p.416-419.

GLEITER, H. **Physical Metallurgy.** 4.ed. Amsterdam, Holanda: Editores Robert W. Cahn & Peter Haasen, 1996. v. 1, cap.9, p.843-942.

Grover, H.J., Bishop, S.M. and Jackson, L.R., **Fatigue strength of aircraft materials. Axial load fatigue tests on unnotched sheet specimens of 24S-T3, 75S-T6 aluminum alloys and of SAE 4130 steel.** NACA TN 2324 (1951).

GONZÁLEZ-VELÁSQUEZ, J.L. **Fractography and failure Analysis.** 1 ed. Springer chan. 2018. 165 p.

GUBA, P.; GESING, B.; SOKOLOWSKI, J.; CONLE, A.; SOBIESIAK, A.; KASPRZAC. C. **Combined thermal, microstructural and microchemical analysis of solidification of Al25Si3Cu alloy.** Archives of Materials Science and Engineering. v.85/2. p. 49-79, 2017.

- HASKEL, T.; VERRAN, G.O.; BARBIERI, R. **Rotating and bending fatigue behaviour of A356 aluminum alloy: Effects of strontion addition and T6 heat treatment.** International journal of fadigue, v.114, p.1-10, 2018.
- HATCH, J. E. **Aluminium: Properties and phisical metallurgy.** edição subsequente Ohio: American Society for metals, 1984. 424 p.
- JIANG, J.; LIU, Y.; XIAO, J.; WANG, Y.; XIAO X. **Effects of plastic deformation of solid phase on mechanical properties and microstructure of wrought 5A06 aluminum alloy in directly semisolid thixoforging.** Journal of Alloys and Compounds v.831, 2020
- JIANG, J.; WANG, Y.; ATKINSON, H.V. **Microstructural of 7075 aluminum alloy semisolid billets with high solid fraction.** Materials characterization. V.90, p.52-61, 2014.
- Campo, K.N.; Zoqui, E.J. **Thixoforming of an ECAPed Aluminum A356 Alloy: Microstructure Evolution, Rheological Behavior, and Mechanical Properties.** Metallurgical and Materials Transactions A. v.47A, 2016.
- KANG, H.; JANG, H.; OH, H.; YOON, P.; LEE, G.; PARK, J.; Kim, E.; CHOI, Y. **Effects of solution treatment temperature and time on the porosities and mechanical properties of vacuum die-casted and T6 heat-treatment Al-Si-Mg alloy.** Vacuum, v. 193, p. 110536, 2021.
- KANG, C.G.; CHOI, J.S.; KIM, K.H. **The Effect of Strain Rate on Macroscopic Behavior in the Compression Forming of Semi-solid Aluminum Alloy.** Journal of Materials Processing Technology, v.88, p.159-168, 1999.
- KATTAMIS, T.Z.; COUGHIN, J.L.; FLEMINGS, M.C. **Influence of Coarsening on Dendritic Arm Spacing of Al-Cu Alloys.** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v.239, p.1504-1511, 1967.
- KAUFMAN, j. G., ROOY E.L. **Aluminium Alloy Casting: Properties, process and applications.** Ohio, EUA: ASM International, 2004. 325 p.
- KAPLANOS, P. **Current State of Semi-Solid Net-Shape Die Casting,** Metals. n. 12:1301, 2019
- KAHLWEIT, M. **On the Ageing of Dendrites.** Scripta Metallurgica, v.2, p.251-254, 1968.
- KIRKWOOD, D. H. International Materials Review, v. 39, p.173-179, 1994.
- KIRKWOOD, D.H., SUÉRY, M., KAPRANOS, P., ATICKINSON, H.V., YOUNG, K.P. **Semi-solid Processing Alloys.** Springer. 2010. 169 p.
- KOOP, R. G., NEUDENBERGER D., WINNING G. **Different concepts of thxoforging and experiments for rheological data.** Journal Materials Processing Technology, v.111, p. 48-52, 2001.

KUCHARIKOVÁ, L., MEDVECKÁ, D., TILLOVÁ, E., BELAN, J., KRITIKOS, M., CHALUPOVÁ, M., UHRÍČEK, M. **The Effect of the  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi Phases on Microstructure, Mechanical and Fatigue Properties in A356.0 Cast Alloys with Higher Fe Content without Additional Alloying of Mn.** Materials, 2021.

KUMAR, S. D., GHOSE, J., MANDAL, A. **Thixoforming of light-weight alloys and composites: an approach toward sustainable manufacturing.** In: Sustainable Engineering Products and Manufacturing Technologies. 1<sup>a</sup> ed. Elsevier. 2019. cap.2, p. 25-43.

LAPKOWSKI, W. **Some aspects of forging in the mushy state.** Journal of mechanical working Technology, v. 18, p.305-313, 1989.

LAPKOWSKI, W. Some Studies Regarding **Thixoforming of Metal Alloys.** Journal of Materials Processing Technology, v.80-81, p.463-468, 1998.

LAXMANAN, V.; FLEMINGS, M.C. **Deformation of Semi-solid Sn-15%Pb Alloy.** Metallurgical Transactions A, v.11A, p.1927-1937, 1980.

LIMODIN, N.; SALVO, L.; SUÉRY, M.; DIMICHIEL, M. **In situ investigation by X-ray tomography of the overall and local microstructural changes occurring during partial remelting of an Al-15,8wt.%Cu alloy.** Acta Materialia, v. 55, p. 3177-3191, 2007.

LITTLE, R. E **Manual on Statistical Planning and Analysis.** 149p. Manual, American Society for Testing and Materials, 1975.

LITTLE, R. E. **Estimating the Median Fatigue Limit for Very Small Up-and-Down Quantal Response Tests and for S-N Data with Runouts.** Probabilistic Aspects of Fatigue, American Society for Testing and Materials, STP 511, 1972.

LIU, D., ATKINSON, H.V. and JONES, H. **Thermodynamic Prediction Thixoformability in Alloys Based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg Systems.** Acta Materialia. v. 53, pp. 3807-3819, 2005.

LOUÉ, W.; R.; SUÉRY, M. **Microstructure Evolution during partial remelting of Al-Si7Mg Alloys.** Materials Science and engineering. v. A203, p.1-13, 1995.

LOURENÇATO, L. A. **Tixoformabilidade e tixoforjamento de ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg em prensa excêntrica com matriz aberta.** 156p. Tese (doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2008.

LUDWIG, O. et al. **In Situ 3D Microstructural Investigation by Fast X-Ray microtomography of Al-Cu Alloys During Partial Remelting.** In: International Conference S2P, 8., 2004, Limassol, Semi-Solid Processing , Cyprus, september 21-23, 2004.

MENDES, V. T. U. **Comportamento em fadiga da liga A356 tixoforjada**. 91p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de engenharia mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2018.

MIDSON, S. **Industrial applications for aluminum semi-solid castings**. Solid state phenomena, v.217-218, p. 487-495, 2015.

MING, L., YUAN DONG, L., WEN LONGA, Y., YUA, Z., ZONG GANGA, W. **Effects of Forming Processes on Microstructures and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy Prepared by Self-inoculation Method**. Materials research, v. 22(3): e20180698, 2019

MOHAMED, A.A.A; SAMUEL, F.H.; ALKHTANI, I. **Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg alloys**. Materials Science and Engineering, v. A 543, p.22-34, 2012.

MOHAMED, A.M.A.; SAMUEL, F. **A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys**. In Heat Treatment - Conventional and Novel Applications. 2012. Cap.4, p. 54-72.

MONROE, R.; **Porosity in Castings**. Chemform journal, v.37, p.01-28, 2006.

NADCA publication #403. **Standards for high integrity and structural die casting process**. 7<sup>a</sup>ed. 2018.

NAFISI, S.; GHOMASHCHI, R. **Semi-Solid Processing of Aluminum Alloys**. Suíça, Springer, 2016

NAFISI, S., ROCCISANO, A., GHOMASHCHI, R., VOORT, G. V. **A Comparison between Anodizing and EBSD Techniques for Primary Particle Size Measurement**. Metals, v. 9-488, met9050488, 2019.

NATRELLA, M.G. **Experimental statistics**. National bureau of standards, 1963.

NIEDERMAIER, F.; LANGGARTNER; J. **Horizontal continuous casting of SSM billets**. In: Proceedings of 5th international conference on semi-solid processing of alloys and composites. Golden, 1998. p. 407-414.

NIROUMAND B.; XIA, K. **3D Study of the Structure of Primary Crystals in a Rheocast Al-Cu Alloy**. Materials Science and Engineering A, v. A283, p.70-75, 2000.

OMAR, M.Z.; PALMIERE, E.J.; HOWE, A.A.; ATKINSON, H.V.; KAPRANOS, P. **Thixoforming of a high performance HP9/4/30 steel**. Materials Science and Engineering: A, v. 395, p.53-61, 2005.

OTANI, L.B.; MATSUO, M.M.; FREITAS, B.J.M.; ZEPON, G.; KIMINAMI, C.S.; BOTTA, W.J.; BOLFARINI, C. **Tailoring the microstructure of recycled 319 aluminum alloy aiming at high ductility**. Journal of materials Research and Technology, v.8(4), p. 3539-3549, 2019.

PAES, M.; HERZIG, S.; ZOQUI, E. J. **SSM aluminium alloys produced by eletromagnetic stirring The Brazilian way.** in: proceedings of 6th international conference on semi-solid processing of alloys and composites. Turin, 2000. p. 693-699.

PANTAZOPOULOS, G.A. **A short Review on fracture Mechanisms of Mechanical Components Operated under Industrial Process Conditions: Fractographic Analysis and Selected Prevention Strategies.** Metals, v.9, 2019.

POLLAK, R. D. **Analysis of methods for determining high cycle fatigue strength of a material with investigation of ti-6al-4v gigacycle fatigue behavior.** Dissertation, AIR FORCE INSTITUTE OF TECHNOLOGY, Ohio, 2005.

POTZINGER, R.; KAUFMANN, H.; UGGOWITZER, P.J. **Magnesium new rheocasting – A novel approach to high quality magnesium – castings.** In: proceedings of 6th international conference on semi-solid processing of alloys and composites. Turin,2000. p. 85-89.

PRASAD, P. R.; RAY, S.; GAINDHAR, J. L.; KAPOOR, M. L. **Microstructure and Mechanical Properties of Rheocast Al- 10%wtCu Alloys.** Z.Metallkde, v. 73, p. 420-425, 1982.

PRONI, C.T.W. **Efeito da taxa de aquecimento no desmantelamento e na globularização da microestrutura para propiciar a tixoconformação.** 175p. Tese (doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2014.

PRONI, C.T; ZOQUI, E.J. **The effect of heating rate on the microstructural breakdown required for thixofomability.** International Journal of Materials Research, v.108, n.03, p.228-236, 2017.

QUESTED, T.E. **Understanding mechanisms of grain refinement of aluminium alloys by inoculation.** Journal of Materials Processing Technology, v. 20, p.1357-1369, 2004.

RASSILI, A.; VANEETVELD, G.; HALLEUX, G.; WALMAG, J.; LECOMTE-BECKERS, J. **X38CrMoV5 hot-work tool steel as toll material for thixoforging os steel: Numerical and experimental evaluation.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v.20. p.713-718, 2010.

REN, P.; SONG, ZHONG, G.; HUANG, W.; ZUO, Z.; ZHAO C.; YAN, K. **High-cycle fatigue analysis of cast Al-Si alloy engine cylinder head.** Engineering Failure Analysis, v.127, p.105546, 2021.

RIOS, C. T.; CARAN, R.; BOLFARINI, C.; BOTTA, W. J.; KIMINAMI, C., S. **Intermetallic Compounds in the Al-Si-Cu system.** Acta microscopica, v.1, p.77-81, 2003.

ROBERT, M.H. **Proposição de um novo processo para a obtenção de pastas metálicas Reofundidas. 151p.** Tese (Doutorado) – Faculdade de engenharia mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1989.

ROVIRA, M. M. M. **Viabilização do Tixoforjamento da Liga Al-4,5%Cu Super-refinada.** 1996, 118p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

ROVIRA, M.M.; LANCINI, B.C.; ROBERT, M.H. **Thixo-forming of AlCu alloys.** Journal of Materials Processing Technology, v.92-93, p.42-49, 1999.

ROVIRA, M.M.M. **Forjamento da Liga AA2011 no Estado Semissólido: Estudo do Processo e do Produto.** 154p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

ROOY, E.L. **Aluminum and Aluminum Alloys.** In: Casting. v.15, ASM Handbook, ASM International, 1992, p.1622-1696.

ROY, N.; SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H. **Porosity formation in Al-9wt pct Si-3wt pct Cu alloy system: metallographic observations,** Metallurgical and materials transactions A, v.27<sup>a</sup>, p.415-429, 1996.

SAKIN, R. **Investigation of bending fatigue-life of aluminum sheets based on rolling direction.** Alexandria Engineering Journal. v.57, p.35-47, 2018.

SAMAT, S.; OMAR, M.Z.; BAGHDADI, A.H.; MOHAMED, I.F.; AZIZ, A.M. **Mechanical properties and microstructures of a modified AlSiCu alloy prepared by thixoforming process for automotive connecting rods.** Journal of materials reseach and technology, v.10, p.1086-1102, 2021.

SAMUEL, A.; ZEDAN, Y.; DOTY, H.; SONGMENE, V.; SAMUEL, F.H. **A Review Study on the Main Sources of Porosity in Al-Si Cast Alloys.** Advances in Materials Science and Engineering, v.2021, p. 1-16, 2021.

SAMUEL, A.M.; ALKAHTANI, S.A.; DOTY, H.W; SAMUEL, F.H. **Porosity formation in Al-Si-Cu alloys.** International Journal of Metallurgical & Materials Science and Engineering, v.6, p. 1-14, 2016.

SAMUEL, A.M.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W. **Observations on the formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase in 319 type Al-Si alloys.** Journal of Materials Science, v.31, p.52529-5539, 1996.

SAMUEL, F.H. **Incipient melting of Al<sub>5</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Cu<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al-Si-Cu-Mg (319) alloys during solution heat treatment.** Journal of materials Science, v. 33, p. 2283 – 2297, 1998.

SANTOS, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. 1. Ed. Campinas: Editora da Unicamp, 2006. 423 p.

SAVELLI, S.; BUFFIÈRE, J.Y.; FOUGERÈS, R. **Pore characterization in a model cast aluminum alloy and its quantitative Relation to fatigue life studied by synchrotron X-Ray microtomography**. Materials Science Forum, v.331-337,p. 197-202,2000.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art**. International Journal of Fatigue, v. 25, p.679–702, 2003.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. 2ªed. Delft: Springer, 2009. P.615.

SJÖLANDER, E.; SEIFEDDINE, S. **Optimization of solution treatment of cast Al–Si–Cu alloys**. Materials and Design, v.31, p.44-49, 2010.

SJÖLANDER, E.; SEIFEDDINE, S. Materials and Design, v.31, p.44-49, 2010. **Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys**. Materials Science and Engineering, v.528, p. 7402–7409, 2011.

SPENCER, D. B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. **Rheological Behavior of Sn-15%Pb in the Crystallization Range**. Metallurgical Transactions, v.3, p.1925-1932, 1972.

TERZI, S.; SALVO, L.; SUERY, M.; DAHLE, A.K.; BOLLER, E. **Coarsening mechanisms in a dendritic Al–10% Cu alloy**. Acta Materialia. v.58, p. 20-30, 2010.

TIMPEL, M.; WANDERKA, N.; RCHLESIGER, R.; YAMAMOTO, T.; LAZAREV, N.; ISHEIN, D.; SCHMITZ, G.; MATSUMURA, S.; BANHART, J. The role os strontium in modifying aluminium-silicon alloys. Acta Materialia. v.60, p.3920-3928, 2012.

TODA, H.; HIDAKA, T.; KOBAYASHI, M.; UESUGI, K.; TAKEUCHI, A.; HORIKAWA, K. **Growth behaviour of hydrogen microscope in Aluminum alloys during high-temperature exposure**. Acta Materialia. v.57, p.2277-2290, 2009.

TORRES, L. V. Tixoconformação de novas ligas AL-Si-Cu. 201p. Tese (doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

VANEETVELD, G.; RASSILI, A.; PIERRET, J. C.; LECOMTE-BECKERS, J. **Conception of tooling adapted to thixoforging of high solid fraction hot-crack-sensitive aluminium alloys**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v.20, p.1712-1718, 2010.

VFORGE. Disponível em: <https://www.vforge.com/high-integrity>. Acesso em 03/2022.

VIVÉS, C. **Elaboration of semisolid alloys by means of new electromagnetic rheocasting processes**. Metallurgical Transactions, v. 23B, p. 189-206, April 1992.

VIVÉS, C.; PERRY, C. **Effects of eletromagnetic stirring during the controlled the solidification of tin.** International journal heat mass transfer, v. 29], n.1, p. 21-33, 1986.

WANNASIN, J., MARTINEZ, R.A., FLEMINGS, M.C. **Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification.** Scripta Materialia, v. 55, p.115-118, 2006.

WARMUZEK, M., **Metallographic Techniques for Aluminum and Its Alloys, Metallography and Microstructures, Vol 9, ASM Handbook,** ASM International, 2004, p. 711–751

WILLENBACHER, N., and GEORGIEVA, K. **Rheology of Disperse Systems.** U. Bröckel, W. Meier and G. Wagner in: Product Design and Engineering. 2013. Cap. 01. p. 7-49.

YOUNG, K. **Semi-solid Metal Forming Alloy and Composites.** In: Proceedings of The Minerals, Metals and Materials Society Symposium on Nature and Properties of Semi-Solid Materials. San Diego, USA, p.245-266, 1992.

YAO, J.Y.; TAYLOR, J.A. **Characterization of intermetallic particles formed during solution treatment of an Al-7Si-0.4Mg-0.12Fe alloy.** Journal of alloys and compounds, v.519, p.60-66, 2012.

YOSHIMOTO, I. **Fadigue tests by staircase method with small samples.** Bulletin of JSME, v. 05 n°18, p. 211-221, 1962.

ZHANG, J.; HUANG, Y.N.; PENG, P.; MAO, C. **Structural, elastic and electronic properties of Theta (Al<sub>2</sub>Cu) and S (Al<sub>2</sub> Cu Mg) strengthening precipitates in Al -Cu - Mg series alloys: First-principles calculations.** Solid State Communications, v. 152 (23) p. 2100-2104, 2012

ZHANG, Y.; LORDAN, DOU, K.; WANG, S.; FAN, Z. **Influence of porosity characteristics on the variability in mechanical properties of high pressure die casting (HPDC) AlSi7MgMn alloys.** Journal of Manufacturing Processes ,v56 , p. 500–509, 2020.

ZÁVODSKÁ, D.; TILLOVÁ, E.; GUAGLIANO, M.; CHALUPOVÁ, M.; KUCHARIKOVÁ, L. **Effects of porosity on the fatigue behaviour of AlZn10Si8Mg casting alloys in a high cycle region.** Procedia Engineering. v.192, p.988-993, 2017.

ZOQUI, E. J. **Alloys for Semi-solid Processing.** In: Comprehensive Materials Processing, 2014. V.5, cap.5, p.163-190.

ZOQUI, E. J. **Caracterização Mecânico-Metalúrgica da Liga Al-4,5wt%Cu no Estado Reofundido.** p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1995.

ZOQUI, E.J. **Obtenção e Caracterização de Ligas Al-Si Refundidas. 192p.** Tese (Livre Docência) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2001.

ZOQUI, E.J., BENATI, D.M., PRONI, C.T.W., TORRES, L.V. **Thermodynamic Evolution of the thixoformability of Al-Si alloys.** CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, v. 52, p. 98-109, 2016.

ZOQUI, E.J.; PAES, M.; ROBERT, ES-SADIQUI. **Macro and microstructure of SSM A356 produced by eletromagnetic stirring.** Journal of Materials Processing Technology, v.120, p.365-373, 2002.

## APÊNDICE A – Corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga e suas respectivas tensões e contagem de ciclos



Figura A1 - Corpos de prova ensaiados na condição *as cast* (lingote).

Tabela A1 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição *as cast* com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.

Corpo de prova	Tensão MPa	Ciclos na fratura	Corpo de prova	Tensão MPa	Ciclos na fratura
01	93	2.050.028	10	98	2.728.805
02	88	2.992.082	11	93	3.243.614
03	83	22.473.009	12	88	4.493.881
04	88	6.144.512	13	83	6.477.221
05	83	44.712.478	14	88	10.101.005
06	88	5.357.927	15	93	2.050.028
07	83	15.077.841	16	88	2.992.082
08	88	17.553.986	17	83	6.663.259
09	93	15.815.762			



Figura A2 - Corpos de prova ensaiados na condição as cast+T6

Tabela A2 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição as cast+T6 com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.

Corpo de prova	Tensão MPa	Ciclos na fratura	Corpo de prova	Tensão MPa	Ciclos na fratura
1	93	3.583.064	13	93	2.820.371
2	88	2.234.053	14	88	15.988.314
3	83	11.561.869	15	93	5.541.400
4	88	13.573.201	16	88	13.951.601
5	93	10.504.309	17	93	11.053.981
6	98	3.510.008	18	98	6.294.754
7	93	14.587.066	19	93	3.053.764
8	98	4.565.784	20	88	11.198.936
9	93	5.365.863	21	93	15.834.362
10	88	16.519.126	22	98	12.053.762
11	93	13.520.026	23	103	2.431.132
12	98	1.709.977			



Figura A3 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados a 30s.

Tabela A3 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 30s com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.

<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>	<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>
<b>01</b>	83	10.507.600	<b>09</b>	83	14.872.036
<b>02</b>	88	13.474.683	<b>10</b>	88	26.323.691
<b>03</b>	93	4.052.483	<b>11</b>	93	12.460.690
<b>04</b>	88	10.315.892	<b>12</b>	98	5.504.775
<b>05</b>	93	2.772.674	<b>13</b>	93	1.999.698
<b>06</b>	88	15.514.503	<b>14</b>	88	6.292.284
<b>07</b>	93	4.860.834	<b>15</b>	83	25.785.984
<b>08</b>	88	1.270.905	<b>16</b>	88	1.805.630



Figura A4 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados a 60s.

Tabela A4 - Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 60s com suas respectivas tensões e contagem de ciclos

<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>	<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>
<b>01</b>	78	12.272.025	<b>09</b>	78	15.877.228
<b>02</b>	83	14.388.654	<b>10</b>	83	21.196.687
<b>03</b>	88	1.933.349	<b>11</b>	88	2.802.882
<b>04</b>	83	13.937.355	<b>12</b>	83	7.229.519
<b>05</b>	88	2.571.371	<b>13</b>	78	2.307.774
<b>06</b>	83	2.270.457	<b>14</b>	73	10.326.508
<b>07</b>	78	47.559.102	<b>15</b>	78	11.989.256
<b>08</b>	83	6.345.038	<b>16</b>	83	5.346.257



Figura A5 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados 30s+T6.

Tabela A5– Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 30s+T6 com suas respectivas tensões e contagem de ciclos

<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>	<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>
<b>01</b>	93	13.220.910	<b>09</b>	103	3.406.691
<b>02</b>	98	10.005.002	<b>10</b>	98	5.177.637
<b>03</b>	103	2.366.080	<b>11</b>	93	19.321.851
<b>04</b>	98	6.883.195	<b>12</b>	98	104.554.677
<b>05</b>	93	8.346.325	<b>13</b>	103	10.690.265
<b>06</b>	88	10.114.013	<b>14</b>	108	6.305.516
<b>07</b>	93	10.607.915	<b>15</b>	103	3.552.709
<b>08</b>	98	10.205.792	<b>16</b>	98	8.261.503



Figura A6 - Corpos de prova ensaiados na condição tixoforjados 60s+T6.

Tabela A6 – Sequência de corpos de prova ensaiados na condição tixoforjado 60s+T6 com suas respectivas tensões e contagem de ciclos.

<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>	<b>Corpo de prova</b>	<b>Tensão MPa</b>	<b>Ciclos na fratura</b>
<b>01</b>	93	23.897.340	<b>09</b>	93	10.008.864
<b>02</b>	98	10.037.237	<b>10</b>	98	4.439.021
<b>03</b>	103	3.741.487	<b>11</b>	93	10.054.411
<b>04</b>	98	5.103.394	<b>12</b>	98	6.605.909
<b>05</b>	93	2.785.476	<b>13</b>	93	12.959.110
<b>06</b>	88	22.215.679	<b>14</b>	98	8.839.164
<b>07</b>	93	10.014.857	<b>15</b>	93	3.831.467
<b>08</b>	98	1.487.216	<b>16</b>	88	6.551.171