



INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

Obtenção, caracterização microestrutural e comportamento mecânico de ligas de alumínio da série 7xxx extrudadas para aplicações automotivas

CAROLINA SAYURI HATTORI

Tese apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Doutor em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

**Orientador:
Prof. Dr. Antonio Augusto Couto**

**São Paulo
2021**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**Obtenção, caracterização microestrutural e comportamento mecânico de ligas
de alumínio da série 7xxx extrudadas para aplicações automotivas**

Versão Corrigida

Versão Original disponível no IPEN

CAROLINA SAYURI HATTORI

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Antonio Augusto Couto**

**São Paulo
2021**

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho,
para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte

Como citar:

HATTORI, C. S. ***Obtenção, caracterização microestrutural e comportamento mecânico de ligas de alumínio da série 7xxx extrudadas para aplicações automotivas***. 2021. 127 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo. Disponível em: (data de consulta no formato: dd/mm/aaaa)

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de geração automática da Biblioteca IPEN/USP,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Hattori, Carolina Sayuri

Obtenção, caracterização microestrutural e comportamento mecânico de ligas de alumínio da série 7xxx extrudadas para aplicações automotivas / Carolina Sayuri Hattori; orientador Antonio Augusto Couto. -- São Paulo, 2021.

127 p.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear (Materiais) -- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2021.

1. alumínio. 2. liga da série 7xxx. 3. fadiga. I. Couto, Antonio Augusto, orient. II. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Autor: Carolina Sayuri Hattori

Título: Obtenção, caracterização microestrutural e comportamento mecânico de ligas de alumínio da série 7xxx extrudadas para aplicações automotivas

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear da Universidade de São Paulo para obtenção título de Doutor em Ciências.

Data: ____/____/____

Banca Examinadora

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ Julgamento: _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ Julgamento: _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ Julgamento: _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ Julgamento: _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ Julgamento: _____

AGRADECIMENTOS

A minha família Osvaldo Takaoki Hattori, Thais Helena Leite Hattori e Gabriela Tiemi Hattori e Isadora Hattori Andrade pelo amor, carinho e por serem sempre a minha inspiração.

Ao meu orientador Prof. Dr. Antonio Augusto Couto por todos estes anos de amizade e orientações desde a graduação até aqui e por toda a trajetória que construímos juntos.

A Companhia Brasileira de Alumínio por todo apoio nestes anos de trabalho e disponibilização de laboratórios, equipamentos e mão de obra para a realização desta tese. Em especial à Nataly Yuko Yoshino por todo o incentivo e ao Miguel Borodiak e Natanael Scalco Neto pelo suporte e auxílio em todas as análises metalográficas.

Aos professores Wilson Carlos da Silva Junior, Renato Chaves Souza e Raul Gaspari do Instituto Federal de São João da Boa Vista por todo o suporte na realização dos ensaios de fadiga.

Ao técnico de laboratório Mauro Cardoso Alves da Universidade Presbiteriana Mackenzie pelo suporte técnico nas análises de fratura da parte experimental.

A Dra. Gisele Fabiane Costa Almeida pelo valoroso auxílio no desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

HATTORI, Carolina S. ***Obtenção, caracterização microestrutural e comportamento mecânico de ligas de alumínio da série 7xxx extrudadas para aplicações automotivas***, 2021. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, São Paulo.

Devido às legislações cada vez mais rígidas quanto a emissão de CO₂, uma das opções das montadoras é a utilização de materiais mais leves. Esta questão de leveza trouxe ainda mais atenção para as ligas de alumínio que já são largamente utilizadas na indústria automotiva para diversas aplicações, principalmente as ligas tradicionais da série 5xxx e 6xxx. Diante do cenário de competitividade da indústria, faz-se necessário o desenvolvimento de ligas estruturais de alta resistência mecânica, como as da série 7XXX que são o foco deste estudo. Neste sentido, este trabalho tem como objetivo a obtenção por extrusão de duas novas ligas de alumínio, 7108 e 7046, caracterizar a microestrutura em cada etapa do processo de fabricação e avaliar o comportamento mecânico em tração e em fadiga. Inicialmente, foram vazados tarugos nas duas ligas para posterior desenvolvimento do processo de extrusão, em duas geometrias diferentes de perfil extrudado, visando definir os principais parâmetros do processo e de tratamentos térmicos. As microestruturas dos perfis extrudados das ligas 7108 e 7046 são formadas por partículas de segunda fase ricas em Al-Fe-Si e precipitados finos ricos em Al-Zn-Mg dispersos em matriz de alumínio. O resultado de limite de resistência da liga 7046 apresentou um resultado 36% superior ao da liga 7108, comprovando a influência da quantidade de precipitados formados. Para a liga 7046 todos os níveis de tensão máxima tiveram um desempenho superior nas propriedades de fadiga em relação a liga 7108 e notou-se uma significativa melhoria das propriedades em fadiga em decorrência do polimento dos corpos de prova. Nas superfícies de fratura observa-se uma região de menor área de propagação de trinca e uma região mais extensa de ruptura por sobrecarga mecânica. A região de propagação de trinca é caracterizada por deformação plástica e presença de estrias perpendiculares à direção de crescimento.

Palavras-chave: alumínio; liga da série 7xxx; fadiga.

ABSTRACT

HATTORI, Carolina S. ***Manufacturing, microstructural characterization, and mechanical behavior of extruded 7xxx series aluminum alloys for automotive applications***, 2021. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, São Paulo.

Due to the increasingly strict legislation regarding CO₂ emissions, one of the automakers' options is the use of lighter materials. This lightness issue brought even more attention to the aluminium alloys that are already widely used in the automotive industry for several applications, mainly the traditional alloys of the 5xxx and 6xxx series. In view of the industry's competitive scenario, it is necessary to develop structural alloys with high mechanical strength, such as those of the 7XXX series, which are the focus of this study. This study aims to obtain two new aluminium alloys 7108 and 7046, by extrusion, to characterize the microstructure in each stage of the manufacturing process and to analyse the mechanical behaviour in tension and fatigue. Initially, the two alloys billets were casted for further development of the extrusion process, in two different extruded profile geometries, in order to define the main process parameters and the heat treatments. The microstructures of the extruded profiles of alloys 7108 and 7046 are formed by second phase particles rich in Al-Fe-Si and fine precipitates rich in Al-Zn-Mg dispersed in an aluminium matrix. The strength limit of alloy 7046 showed a result 36% higher than alloy 7108, proving the influence of the amount of precipitates formed. For the 7046 alloy, all the maximum stress levels performed better in the fatigue properties compared to the 7108 alloy, and a significant improvement in the fatigue properties was noted due to the polishing of the specimens. On the fracture surfaces, a region with a smaller crack propagation area and a more extensive rupture region due to mechanical overload are observed. The crack propagation region is characterized by plastic deformation and the presence of striations perpendicular to the growth direction.

Key words: aluminium; 7xxx series alloys; fatigue.

LISTA DE TABELAS

	Página
Tabela 1 - Definição das condições de tratamentos térmicos de envelhecimento para as ligas 7108 e 7046.....	47
Tabela 2 - Condições dos ensaios de fadiga e dimensões dos corpos de prova para a liga 7046.	49
Tabela 3 - Resultado da análise química quantitativa das ligas 7108 e 7046, em porcentagem de peso (Al: restante).	51
Tabela 4 - Parâmetros de extrusão definidos para as ligas 7108 e 7046.	56
Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração e dureza das ligas 7108 e 7046 – escala laboratorial.	92
Tabela 6 - Média e desvio padrão dos resultados dos ensaios de tração e dureza das ligas 7108 e 7046 – escala industrial.....	93
Tabela 7 - Condições de execução dos ensaios de fadiga na liga 7108.....	94
Tabela 8 - Resultado dos ensaios de fadiga na liga 7108 para os corpos de prova polidos.....	95
Tabela 9 - Condições de execução dos ensaios de fadiga na liga 7046.....	96
Tabela 10 - Resultado dos ensaios de fadiga na liga 7046 para os corpos de prova polidos.....	97
Tabela 11 - Resultados da medição da rugosidade superficial (média) dos corpos de prova da liga de alumínio 7046 nas condições somente usinada e polida.	100

LISTA DE FIGURAS

	Página
Figura 1 - Exemplo de partes de automóveis que podem ser feitas em alumínio extrudado.	14
Figura 2 - Representação esquemática das combinações dos elementos na formação de ligas.	20
Figura 3 - Classificação das ligas de alumínio quanto ao processo de fabricação e a resposta ao tratamento térmico.	22
Figura 4- Diagrama binário da liga Al-Zn.	26
Figura 5 - Efeito da concentração de $MgZn_2$ e $MgZn_2$ com excesso de magnésio nos resultados de tração e alongamento do alumínio com 99,95% de pureza tratada termicamente.	27
Figura 6 - Esquema do processo de extrusão.	29
Figura 7 - Sequência de envelhecimento. Em (a) solução sólida supersaturada; (b) precipitado coerente com a matriz; (c) precipitação de transição semicoerente; (d) precipitado incoerente de equilíbrio.	35
Figura 8 - Curva S-N típica de ensaio de fadiga de liga de alumínio.	37
Figura 9 - Fluxograma representativo das etapas do trabalho.	44
Figura 10 - Seção transversal dos perfis extrudados na liga 7108 (a) e 7046 (b).	45
Figura 11 - Fluxo do processo de desenvolvimento dos perfis extrudados na liga 7108 e 7046, em prensa CBA.	45
Figura 12 - Demonstração esquemática da força para iniciar a deformação no processo de extrusão.	53
Figura 13 - Fotografia dos perfis extrudados na liga 7108 (a) e na liga 7046 (b).	55
Figura 14 - Microestrutura da periferia da seção transversal do tarugo da liga 7108 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).	63
Figura 15 - Microestrutura da periferia da seção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).	64

Figura 16 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7108 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).	66
Figura 17 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).	67
Figura 18 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7108 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).	69
Figura 19 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).....	70
Figura 20 - Microestrutura da periferia da secção transversal do tarugo da liga 7046 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).....	72
Figura 21 - Microestrutura da periferia da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).....	73
Figura 22 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7046 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).	74
Figura 23 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).	75
Figura 24 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7046 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).	76
Figura 25 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).....	77
Figura 26 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento de homogeneização (a, b).	79
Figura 27 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento de homogeneização (a, b).	80
Figura 28 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108 em luz polarizada (a) e ataque com ácido fluobórico (b).	82
Figura 29 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108 em luz polarizada (a, b).	83
Figura 30 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108 com ataque com ácido fluobórico (a) e campo escuro (b).	84

Figura 31 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046 em luz polarizada (a) e ataque com ácido fluobórico (b).	85
Figura 32 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046 em luz polarizada (a, b).	86
Figura 33 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046 com ataque com ácido fluobórico (a) e em campo escuro (b).	88
Figura 34 - Microestrutura da secção longitudinal da barra extrudada envelhecida na liga 7108 (a, b).	90
Figura 35 - Microestrutura da secção longitudinal da barra extrudada envelhecida na liga 7046 (a, b).	91
Figura 36 - Curva S-N obtida a partir dos ensaios realizados para os corpos de prova polidos para a liga 7108.	96
Figura 37 - Curvas S-N obtidas a partir dos ensaios realizados para os corpos de prova polidos para a liga 7046.	98
Figura 38 - Curvas S-N obtidas a partir dos ensaios realizados para os corpos de prova polidos para as ligas 7046 e 7108.	99
Figura 39 - Imagem do local de medição de rugosidade nos corpos de prova. ...	100
Figura 40 - Curvas S-N para comparação da liga 7046 na condição somente usinada e polida.	101
Figura 41 - Análise fractográfica por MEV de um corpo de prova usinado da liga de alumínio 7046 ensaiado em fadiga com tensão máxima de 178,4 MPa e 202.729 ciclos para fraturar.	103
Figura 42 - Análise fractográfica por MEV da região de início e propagação de trinca e a presença de trincas secundárias da amostra 50LRT2POL na liga 7046.	104
Figura 43 - Análise fractográfica por MEV da região que evidencia uma trinca secundária profunda da amostra 40LRT1POL na liga 7046.	105
Figura 44- Análise fractográfica por MEV da região central da amostra 70LRT4POL na liga 7046.	106
Figura 45 - Análise fractográfica por MEV da região das extremidades da amostra 70LRT4POL na liga 7046.	107

Figura 46 – Análise fractográfica por MEV da amostra 40LRT3 na liga 7108.....	108
Figura 47 - Análise fractográfica por MEV da região de propagação de trinca da amostra 40LRT3 na liga 7108.	109
Figura 48 - Análise fractográfica por MEV da região final de ruptura da amostra 40LRT3 na liga 7108.	110
Figura 49 - Análise fractográfica por MEV da região central da amostra 50LRT2 na liga 7108.	111
Figura 50 - Análise fractográfica por MEV da região das extremidades da amostra 50LRT2 na liga 7108.	112
Figura 51 - Análise fractográfica por MEV da região central da amostra 60LRT2 na liga 7108.	113
Figura 52 - Análise fractográfica por MEV da região das extremidades da amostra 60LRT2 na liga 7108.	114
Figura 53 - Análise fractográfica por MEV da região com presença de estrias da amostra 70LRT2 na liga 7108, em dois aumentos diferentes.	115
Figura 54 - Análise fractográfica por MEV da região que evidencia a presença de microcavidades (dimples) da amostra 70LRT2 na liga 7108.	116

SUMÁRIO

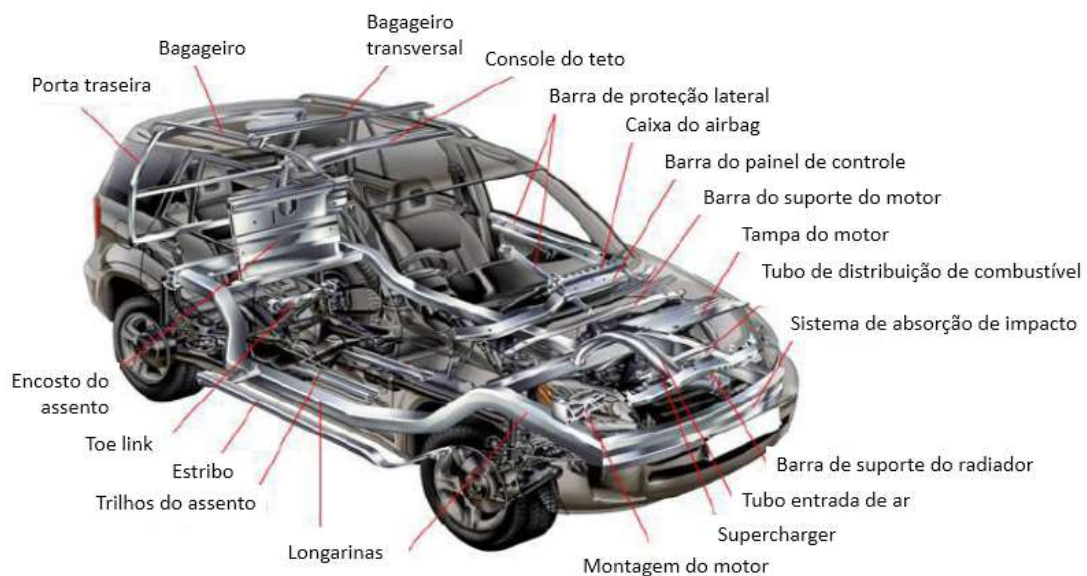
1.	INTRODUÇÃO	14
2.	OBJETIVOS	17
2.1.	Objetivo Geral	17
2.2.	Objetivos Específicos	17
3.	ASPECTOS DE ORIGINALIDADE	18
4.	REVISÃO DA LITERATURA	19
4.1.	Alumínio e suas ligas	19
4.2.	Ligas da Série 7XXX	22
4.2.1.	Princípios das ligas 7XXX (Al-Zn Binário)	25
4.2.2.	Princípios das ligas 7XXX (Al-Zn-Mg ternário)	26
4.3.	Processo de fundição de tarugo	27
4.4.	Processo de Extrusão	28
4.5.	Tratamentos Térmicos em Ligas de Alumínio Trabalháveis	30
4.5.1.	Homogeneização	31
4.5.2.	Solubilização e Envelhecimento	34
4.6.	Ensaio de Fadiga	36
5.	MATERIAIS E MÉTODOS	43
5.1.	Desenvolvimento do Processo de Extrusão	44
5.2.	Definição dos Tratamentos Térmicos	47
5.3.	Caracterização Química e Microestrutural do Perfil Extrudado	48
5.4.	Realização dos Ensaios de Tração e Dureza	48
5.5.	Realização do Ensaio de Fadiga	49
5.6.	Análise de Superfície de Fratura	49
6.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
6.1.	Análise Química	51
6.2.	Desenvolvimento do Processo para Produção das Barras Extrudadas	51
6.3.	Caracterização Microestrutural do Tarugo	61
6.3.1.	Microscopia Óptica na Liga 7108	62
6.3.2.	Microscopia Óptica na Liga 7046	71

6.3.3.	Microscopia Eletrônica de Varredura nas Ligas 7108 e 7046	79
6.4.	Caracterização Microestrutural das Barras Extrudadas	81
6.4.1.	Microscopia Óptica nas Ligas 7108 e 7046	81
6.4.2.	Microscopia Eletrônica de Varredura nas Ligas 7108 e 7046	89
6.5.	Ensaio de Tração e Dureza	92
6.6.	Ensaio de Fadiga	93
6.7.	Análise da Superfície de Fratura	102
7.	CONCLUSÕES	117
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	119

1. INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio são largamente utilizadas na indústria para diversas aplicações em segmentos de mercado variados. Uma das principais características que torna o alumínio o metal de escolha é sua elevada ductilidade, permitindo uma boa conformação de peças e componentes. Um dos principais segmentos de atuação deste metal é o automotivo, nos sistemas de *powertrain*, estruturas e componentes de carroceria, painéis de fechamento, defletores e trocadores de calor, conforme ilustrado na Figura 1. Muitas destas aplicações são tendências no mundo todo e estão consolidadas em países como EUA e países na Europa, contribuindo significativamente para uma produção veicular sustentável, de alta eficiência energética e baixa emissão de CO₂ (HENRIKSSON; JOHANSEN, 2016; HIRSCH, 2014; REYES *et al.*, 2006; TISZA; CZINEGE, 2018; ZHOU; WAN; LI, 2015). Na América do Norte, estudos indicam que o consumo médio de alumínio passará de 180 kg, em 2015, para 236 kg em 2025, representando 16% do peso total do veículo. Já na Europa, o uso de alumínio elevará dos atuais 151 kg para 196 kg por veículo e na América do Sul de 60 kg por veículo até 89 kg, até 2025 (DUCKER WORLDWIDE LLC, 2017).

Figura 1 - Exemplo de partes de automóveis que podem ser feitas em alumínio extrudado.



Fonte: PINLUNG, S. B., 2015 (PINLUNG, 2015).

Devido às legislações cada vez mais rígidas quanto a emissão de CO₂, uma das opções das montadoras é a utilização de materiais leves. A aplicação do alumínio para reduzir o peso dos veículos no mundo pode evitar a emissão de 660 milhões de toneladas de CO₂ ao ano. Este valor corresponde a 9% das emissões do gás de efeito estufa relacionadas ao segmento. Cada 10% de redução de peso nos automóveis representa um aumento de 5% a 7% em eficiência de combustível (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO - ABAL, [s. d.]). Diante dos desafios dessa indústria no Brasil faz-se necessário o desenvolvimento de ligas estruturais de alta resistência mecânica, para que junto com a suas características de baixa densidade, seja o material ideal para competitividade e substituição de materiais sucedâneos, como aços. Para aplicação em componentes de segurança e absorção de impacto, a combinação de liga de alta resistência com o design adequado (possibilidades infinitas de geometria nos perfis extrudados), aumenta ainda mais a característica de conformabilidade e ductilidade do alumínio e suas ligas.

Atualmente, para aplicações em chapas, as ligas Al-Mg da série 5XXX ou as ligas Al-Mg-Si da série 6XXX são geralmente utilizadas. O foco em leveza trouxe a atenção para as ligas de elevada resistência mecânica da série 7XXX. Estas ligas são constituídas basicamente por Al-Zn-Mg ou Al-Zn-Mg-Cu, sendo estes elementos os responsáveis pelo grande aumento da resistência à tração, podendo superar 600 MPa. Entre os elementos desta liga, o principal é o Zn, que quando combinado ao Mg, eleva a dureza da liga pelo mecanismo de endurecimento por precipitação, também conhecido como envelhecimento. O Cu segue o mesmo princípio e é utilizado quando se deseja obter um incremento ainda maior de resistência mecânica (HATCH, 1984).

Por possuir este alto potencial de aumento da resistência a tração, as ligas da série 7XXX possuem uma grande aptidão para a utilização no segmento automotivo. Além disso, a produção de diferentes geometrias e uso da concepção da biomimética, garante uma ampla variedade de possibilidades de design (CAMPOS FILHO, 1978; DOWLING, 2013; GARCIA, Amauri., 2007; HEIBERG *et al.*, 2002). Com a contínua melhoria dos processos de fabricação é possível potencializar o uso deste material para aplicações antes não estudadas. Para isto, é necessária uma caracterização mais aprofundada da resposta mecânica desta liga aos diferentes

parâmetros de tratamento térmico. Esta é a proposta deste trabalho, a obtenção da matéria prima, o desenvolvimento dos parâmetros de processo de extrusão e o estudo da microestrutura e do comportamento mecânico de duas ligas de alumínio extrudadas da série 7XXX.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

O objetivo geral deste doutorado é a obtenção por extrusão de duas novas ligas de alumínio, 7108 e 7046, caracterizar a microestrutura em cada etapa do processo de fabricação e avaliar o comportamento mecânico em tração e em fadiga. Este estudo busca o entendimento do efeito das condições de fabricação na microestrutura e nas propriedades mecânicas das ligas 7108 e 7046.

2.2. Objetivos Específicos

Este doutorado tem como objetivos específicos:

- 1) Desenvolver o processo de extrusão nas ligas especificadas no trabalho: 7108 e 7046;
- 2) Obter as melhores condições de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de cada liga;
- 3) Estudar o comportamento mecânico em tração e em fadiga por meio de ensaios em corpos de prova extraídos dos perfis extrudados;
- 4) Caracterizar microestruturalmente as duas ligas em cada etapa de fabricação, avaliando os efeitos das variáveis de processo na microestrutura;
- 5) Realizar a análise das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em fadiga, buscando a determinação dos mecanismos de fratura;
- 6) Avaliar os resultados alcançados estabelecendo correlações entre processamento, microestrutura e propriedades mecânicas de cada liga estudada.

3. ASPECTOS DE ORIGINALIDADE

A aplicação de ligas de alumínio da série 7XXX na indústria foi estudada e associada a aplicações aeronáuticas e aeroespaciais que requerem, principalmente, características de baixa densidade associada com alta resistência mecânica. A maioria dos trabalhos estão focados em ligas mais comumente utilizadas nesta indústria como a AA7075 e AA7050, especificamente obtenção, processamento, caracterização microestrutural e o comportamento mecânico em fadiga (AZZAM; MENZEMER; SRIVATSAN, 2010; BARTER; MOLENT; WANHILL, 2012; BORREGO *et al.*, 2004; CHINELLA; GUO, 2011; DUMONT; DESCHAMPS; BRECHET, 2003; FONSECA JR, 2003; GAO; ZHANG; LIU, 2014; JIANG *et al.*, 2011; LIU *et al.*, 2014; MILLER *et al.*, 2000; PAULISCH *et al.*, 2015, 2018; ROSSINO; BOSE FILHO, 2008; SEPEHRBAND; ESMAEILI, 2008; SILVA *et al.*, 2012). As ligas 7108 e 7046 são relativamente novas e não tem estudos específicos relacionados com os processos de fabricação e suas propriedades mecânicas. Diante disto e do potencial de utilização destas ligas em aplicações automotivas, o estudo da obtenção, da caracterização microestrutural e do comportamento mecânico em fadiga torna-se fundamental e é o aspecto inédito deste trabalho.

4. REVISÃO DA LITERATURA

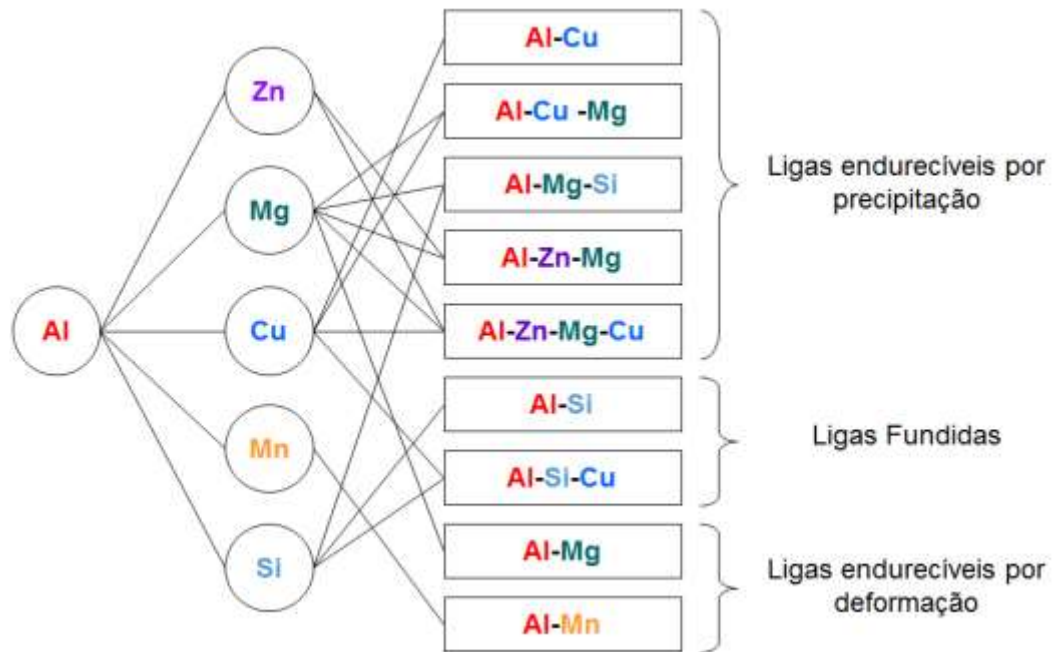
4.1. Alumínio e suas ligas

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante da crosta terrestre e é produzido em escala industrial há mais de 100 anos. Sua descoberta foi no ano de 1886, quando Charles Martin Hall, nos Estados Unidos, e Louis Toussaint Héroult, na França, obtiveram o metal puro a partir da dissolução eletrolítica da alumina, em banho de criolita. O processo Hall-Héroult, como é conhecido, ainda é o principal processo de produção de alumínio. O minério bauxita deve apresentar no mínimo 30% de óxido de alumínio (Al_2O_3) aproveitável para que a produção de alumínio seja economicamente viável. O alumínio metálico obtido no processo de redução tem 99,7% de pureza (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO - ABAL, [s. d.]).

Comumente, os metais puros não possuem grandes propriedades mecânicas, tendo características muito particulares, o que restringe muito o seu campo de aplicações. Um dos aspectos que torna o alumínio atraente como material de construção mecânica é o fato de poder combinar-se com a maioria dos elementos de liga, formando as ligas de alumínio. Com estas associações, é possível obter características específicas e ajustadas de acordo com a aplicação do produto final oferecendo à indústria uma grande variedade de combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão, condutibilidade elétrica, usinabilidade, ductibilidade, formabilidade, entre outros benefícios. A função de cada elemento de liga varia de acordo com a quantidade presente e com a sua interação com outros elementos. Estes elementos além de ter a função de conferir à liga a sua característica principal, alguns elementos têm função de controle de microestrutura e de impurezas (FERNANDES; PADILHA, 2008; MINATEL, 2009; OTOMAR, 2010; SOUZA, F.M., 2012). Embora diversos metais possam formar liga com o alumínio, são poucos que possuem solubilidade na fase sólida suficiente para que sejam elementos de liga majoritários. Apenas nove elementos têm uma solubilidade sólida máxima maior que 1% (wt. %) estes possuem solubilidade substancialmente menor a temperaturas mais baixas. Destes nove elementos, prata, gálio, germânio são caros e o lítio devido a dificuldades de processamento é usado apenas em ligas especiais. Com isto apenas 5 elementos

(Zn, Mg, Cu, Mn e Si) formam a base para os principais ligas de alumínio comerciais, usados em várias combinações conforme a Figura 2 (HATCH, 1984).

Figura 2 - Representação esquemática das combinações dos elementos na formação de ligas.



Fonte: (HATCH, 1984).

As ligas de alumínio são divididas de acordo com o processo de fabricação em duas categorias. A primeira é a categoria das "ligas trabalháveis", composta por ligas usadas para conformação mecânica, utilizadas na laminação, extrusão, laminação de vergalhões, na fundição contínua de chapas e na fundição contínua de vergalhões. A segunda é a categoria das "ligas para fundição", composta por ligas destinadas a fabricação de peças fundidas. As ligas trabalháveis são classificadas em grupo, sendo (FERNANDES; PADILHA, 2008; MINATEL, 2009; OTOMAR, 2010; SOUZA, F.M., 2012):

Série 1xxx – ligas com no mínimo 99% de alumínio onde os principais solutos são Fe e Si. São utilizados em aplicações que exigem alta capacidade de conformação em requisitos de propriedades mecânicas.

Série 2xxx – são ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação, cujo elemento principal de liga é o Cu e eventualmente o Mg. São utilizadas em grande escala na indústria aeronáutica.

Série 3xxx – elemento de liga principal é o Mn. Sua conformabilidade e a resistência à corrosão são similares às do alumínio comercialmente puro (ligas da série 1XXX), com média resistência mecânica e boa ductilidade. São ligas não tratáveis termicamente.

Série 4xxx – ligas de Al-Si, com propriedades mecânicas similares às das ligas da série 3xxx.

Série 5xxx – são as ligas mais resistentes pois possuem como principal elemento de liga o Mg e não são tratáveis termicamente. Estas ligas possuem elevada resistência à corrosão e são facilmente soldadas.

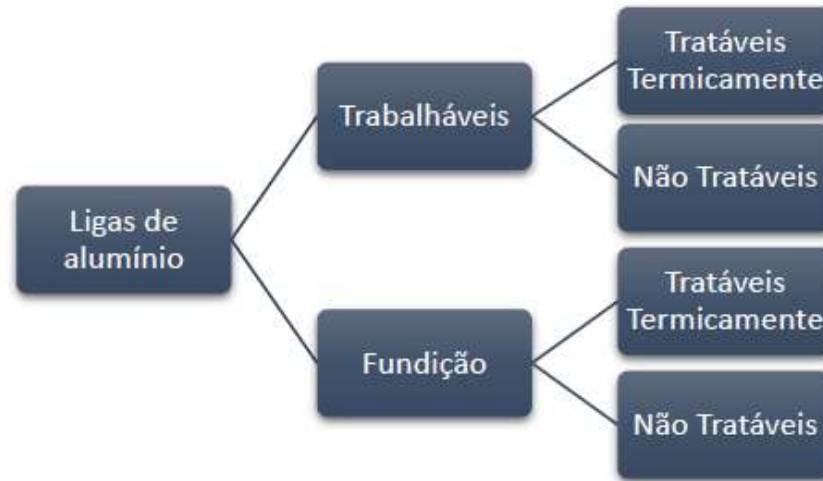
Série 6xxx – são ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação, com principais elementos de liga o Mg e Si. São utilizadas principalmente no processo de extrusão.

Série 7xxx – estas ligas possuem adição de Zn, Mg e Cu e atingem limites de resistência a tração acima de 600MPa. São ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação.

Série 8xxx – São ligas com adição de Si, Fe e Mn e não se encaixam nas séries anteriores. São muito utilizadas para produção de folhas, no segmento de embalagens.

Além destas principais categorias, existem também subcategorias relacionadas ao tratamento térmico conforme mostra a Figura 3, classificando as ligas como “tratáveis termicamente” ou “não-tratáveis termicamente”. As ligas tratáveis termicamente são ligas endurecíveis por precipitação, ou seja, ganham resistência mecânica através da precipitação controlada de partículas de segundas fases através de tratamento térmico, estas partículas atuam como barreiras para a movimentação das discordâncias, tendo por consequência o aumento da dureza e resistência mecânica. As ligas não-tratáveis termicamente são ligas endurecíveis por deformação, estas ligas possuem como mecanismo de aumento de propriedades mecânicas o encruamento combinado ao endurecimento por solução sólida dos elementos na matriz (SCALCO NETO, 2017).

Figura 3 - Classificação das ligas de alumínio quanto ao processo de fabricação e a resposta ao tratamento térmico.



Fonte: (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1993).

As têmperas das ligas de alumínio são definidas de acordo com a deformação plástica a frio ou a quente, com o tratamento térmico ou pela combinação de ambos, propiciando estrutura e propriedades mecânicas características. As ligas 7108 e 7046 são representantes das ligas da série 7XXX formada basicamente por Al-Zn-Mg “endurecíveis por precipitação”, nestas ligas, assim como nas ligas 2XXX e 6XXX, as propriedades mecânicas são atingidas através de um tratamento térmico onde ocorre a precipitação de partículas de segundas fases, responsáveis pelo aumento de dureza e resistência mecânica da liga, para este fenômeno deu-se o nome de “envelhecimento”.

As ligas 1XXX, 3XXX e 5XXX são classificadas como ligas “endurecíveis por deformação”, pois contam apenas com o encruamento e o recozimento para modificação das propriedades mecânicas (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1993).

4.2. Ligas da Série 7XXX

As ligas da família 7XXX são constituídas basicamente por Al-Zn e se dividem em dois principais grupos, as ligas Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu. O mecanismo que confere resistência a estas ligas é o endurecimento por precipitação por meio do tratamento térmico de envelhecimento, onde os elementos solubilizados na matriz são

expulsos controladamente por difusão gerando finos particulados que servem de barreira para a movimentação das discordâncias. Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento apresentam ganhos significativos de dureza nestas ligas (SEGUNDO; VERRAN; BATISTA, 2015).

O zinco é o metal que possui maior solubilidade no alumínio e sozinho não oferece ganhos apreciáveis de propriedades. Porém, quando as ligas Al-Zn têm a adição de elementos como o magnésio e o cobre, existe um grande aumento de suas propriedades mecânicas devido à formação de precipitados. O magnésio reduz a temperatura de fusão da liga, aumentando o endurecimento por solução sólida e também por envelhecimento quando combinado ao silício, formando Mg_2Si nas ligas da série 6XXX, ou quando combinado ao zinco formando $MgZn_2$. O Mg tem alta tendência a se oxidar durante a fusão gerando inclusões na matriz que são prejudiciais as propriedades da liga. Aumentando adições de zinco e de magnésio, existe considerável diminuição da resistência à corrosão sob tensão da liga, porém este efeito é controlado pela adição de zircônio mantendo a estrutura não recristalizada. O zircônio adicionado na faixa 0,1 a 0,3% é utilizado para formar um precipitado fino de partículas intermetálicas que inibem a recuperação e recristalização. A adição de Zr pode melhorar as propriedades mecânicas das ligas da série 7xxx através da formação de Al_3Zr , que é coerente com a matriz. O cobre aumenta a resistência mecânica e proporciona endurecimento por precipitação natural, forma liga quaternária Al-Zn-Mg-Cu alcançando elevada resistência mecânica, diminui a resistência a corrosão, diminui a ductilidade e a solubilidade da liga, reduz a contração durante a solidificação e melhora a usinabilidade (HATCH, 1984).

Também são incorporados elementos adicionais como o cromo, o manganês e o titânio, além do ferro e do silício geralmente presentes como impurezas. O cromo é utilizado nas ligas Al-Zn-Mg na redução do efeito de corrosão sob tensão, gerado pelos altos teores de Zn e Mg. Este também atua como refinador de grão, junto com titânio, e melhora a resistência em temperaturas elevadas devido ao efeito da fragilidade a quente que é gerado pelos altos teores de Zn (HATCH, 1984).

Como a microestrutura e propriedades de ligas de alumínio são fortemente afetadas por adição de alguns elementos, nos últimos anos a atenção também foi

focada na adição de elementos de terras raras. Os estudos mostram que a resistência à propagação de trinca por fadiga das ligas Al-Cu-Mg-Ag pode ser significativamente melhorada pela adição de Er (érbio). Investigou-se também a adição de Yb (itérbio) e foi relatado que este elemento pode melhorar a resistência final e tenacidade à fratura de ligas Al-Zn-Mg-Cu-Zr. Como os elementos de terras raras são caros, pesquisadores voltaram a atenção para outros elementos, como o estanho (Sn). A adição de traços de estanho foi relatada para suprimir o envelhecimento a baixa temperatura, mas também aumenta os efeitos de endurecimento no envelhecimento em temperaturas elevadas para várias ligas de Al-Cu. Para ligas de Al-Cu-Mg, a adição de estanho melhora a tração resistência e tenacidade (CHEN *et al.*, 2013). A adição de 0,05% de estanho (fração de massa) melhorou as propriedades mecânica de ligas fundidas de Al-Si-Mg. Tendo em vista estes efeitos benéficos da adição de Sn à base de Al-Cu e ligas Al-Si-Mg (MOHAMED *et al.*, 2008), estudou-se o efeito do estanho na resistência e no comportamento de fratura por fadiga em ligas da série 7xxx com resultados de microestrutura com grãos refinados e aprimoradas propriedades em tração (CHEN *et al.*, 2013).

Nas ligas da série 7xxx existem fases que possuem equilíbrio com a matriz rica em alumínio, possuindo a capacidade de serem solubilizados e precipitados, entre elas as mais comuns neste sistema são as fases η ou M ($MgZn_2$), T ($Al_2Mg_3Zn_3$) e a fase beta (Al_3Mg_5), sendo que a fase beta só é comum em ligas onde o teor de magnésio é maior que o teor de zinco. Estas fases são responsáveis pelo travamento das discordâncias, gerando um considerável aumento de resistência mecânica e dureza. É importante mencionar que além do mecanismo de endurecimento por precipitação oriundo da formação da fase M, o magnésio quando solubilizado na matriz gera o acréscimo de resistência mecânica originado pelo endurecimento por solução sólida, este por sua vez possui o raio atômico maior que o raio atômico do alumínio provocando uma deformação local que gera um campo de tensões, que quando acumulados tem grande efeito de movimento das discordâncias (HATCH, 1984).

As ligas dessa família têm elevada resistência mecânica, principalmente em aplicações estáticas e na condição T6 (PINLUNG, 2015). Nas condições de recozido e solubilizado apresenta boa conformabilidade à temperatura ambiente e na condição

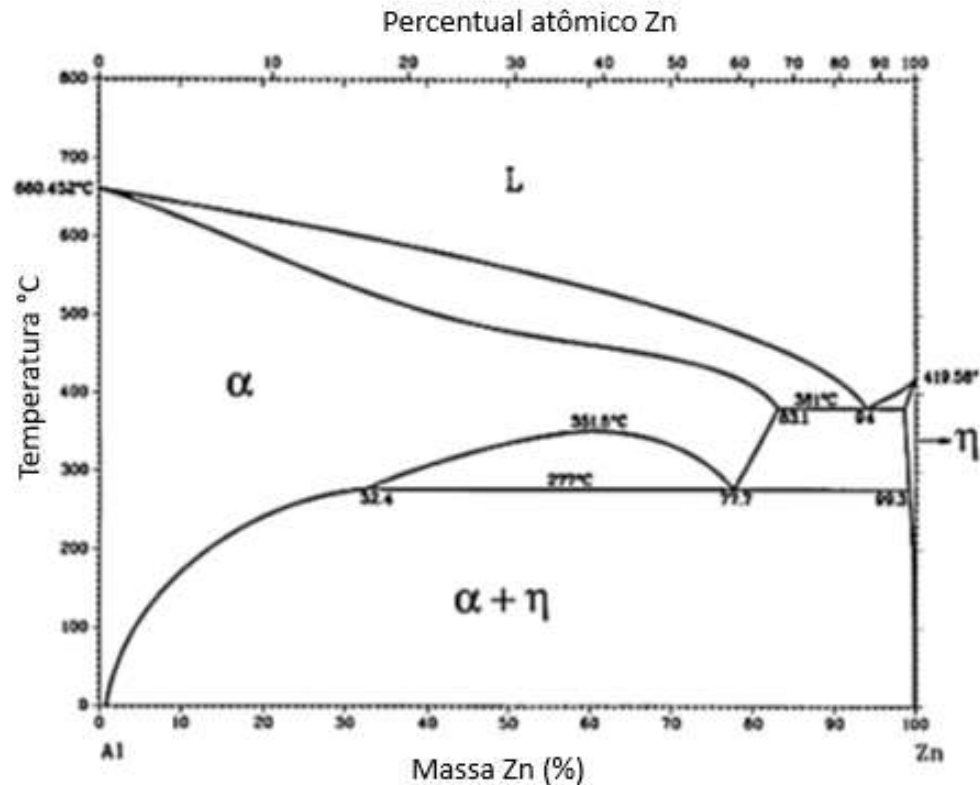
T6 apresenta boa conformabilidade em altas temperaturas (GARCIA, A.; SPIM; SANTOS, 2012).

4.2.1. Princípios das ligas 7XXX (Al-Zn Binário)

Nenhum elemento possui miscibilidade completa com alumínio no estado sólido, portanto não existem diagramas de fases isomorfos quando se fala em ligas de alumínio. Entretanto, dentre todos os elementos, o zinco (Zn) é o que possui a maior solubilidade no alumínio no estado sólido, com um máximo de 66,4 % de fração atômica e 82,8 % de fração em massa. Além do zinco, a prata, o magnésio e o lítio têm solubilidades no alumínio sólido superiores a 10%, isso considerando o alumínio puro. Pois ao se adicionar um elemento em um material metálico ligado, provavelmente o espaço preenchido pelo elemento anterior irá reduzir a solubilidade do próximo.

O diagrama de equilíbrio binário Al-Zn é apresentado na Figura 4 e é o diagrama base a ser avaliado para ligas da família 7XXX. Pode-se observar neste diagrama a elevada solubilidade de zinco no alumínio puro representado pelo tamanho ocupado pela fase α , sendo a fase α uma solução sólida substitucional de zinco em alumínio.

Figura 4- Diagrama binário da liga Al-Zn.



Fonte: ASM INTERNATIONAL, 1992 (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 2004).

Esta grande solubilidade de zinco em alumínio permite que outros elementos reajam com o zinco que se encontrava anteriormente solubilizado na matriz (fase α), promovendo a partir desta combinação a formação dos precipitados. Nota-se que as ligas a base de Al-Zn possuem amplo potencial de envelhecimento devido ao grande campo de solubilização (fase α) que permite o surgimento de inúmeros precipitados pós solubilização e envelhecimento (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 2004).

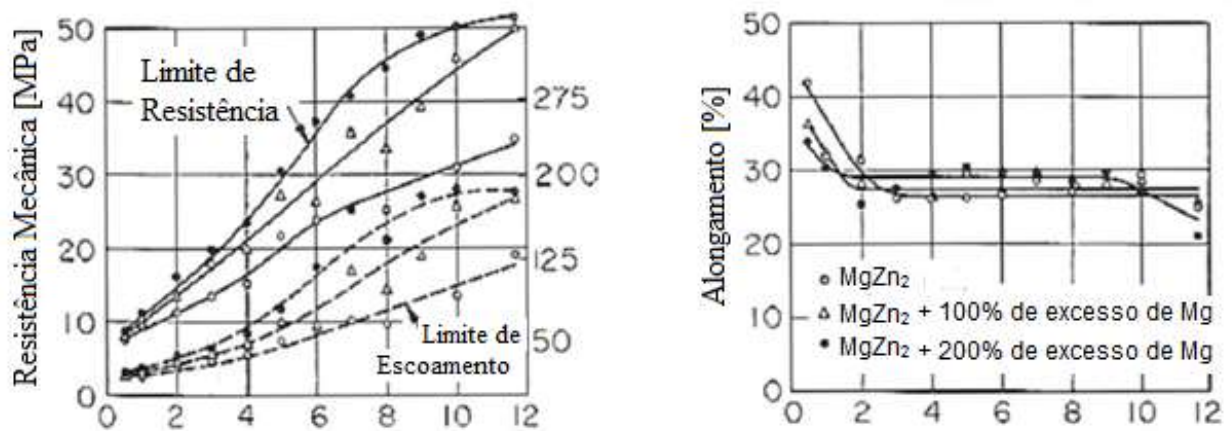
4.2.2. Princípios das ligas 7XXX (Al-Zn-Mg ternário)

A adição de Mg às ligas de Al-Zn desenvolve o potencial de grande aumento de resistência mecânica deste sistema. Principalmente a faixa de 3 a 7,5% de Zn, que se combinando com o Mg forma o $MgZn_2$ (fase η), que produz uma resposta muito maior ao tratamento térmico do que ocorre no sistema de (Al-Zn binário). O precipitado

MgZn₂ (fase η) é o principal composto intermetálico responsável pelo endurecimento por envelhecimento dessas ligas (SOUZA, S.A., 1982).

A Figura 5 mostra o efeito dos diferentes teores de MgZn₂ nas propriedades mecânicas da liga a partir da adição estequiométrica de zinco e magnésio em alumínio puro e também o efeito da adição de MgZn₂ com excesso de magnésio em 100% e 200%.

Figura 5 - Efeito da concentração de MgZn₂ e MgZn₂ com excesso de magnésio nos resultados de tração e alongamento do alumínio com 99,95% de pureza tratada termicamente.



Fonte: (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 2001).

Pode-se observar na Figura 5 o aumento gradativo da resistência mecânica em função do teor de MgZn₂ em matriz de alumínio de alta pureza. Como este composto é estável mesmo em excesso, é possível alcançar patamares expressivos de resistência mecânica. Também é possível observar que as ligas contendo excesso de Mg aumentam seu limite de resistência sem que haja diminuição do seu alongamento, característica essa que confere a estas ligas maiores tenacidade.

4.3. Processo de fundição de tarugo

O processo de fundição de lingotamento DC (*"Direct Chill"*) é o modo mais utilizado para a obtenção de tarugos para extrusão. Sua flexibilidade é refletida pela extensa variedade de produtos fundidos em alumínio abrangendo tarugos para extrusão de 100 mm a 1,1 m de diâmetro. Entre as suas vantagens pode-se destacar a qualidade dos produtos fabricados e a produtividade, pois se trata de um processo

semicontínuo em moldes onde é possível a produção simultânea de diversos tarugos (CARVALHO, 2016).

O metal líquido é vazado num molde de fundo móvel resfriado a água; com a solidificação o molde se movimenta para baixo, sendo que a velocidade do fundo móvel controla o nível de metal líquido, a região já solidificada fica exposta a um jato de água que torna a troca de calor mais eficiente e o processo simples.

Quando a liga de alumínio é fundida, o resfriamento e a solidificação ocorrem mais rápido perto da superfície do molde. As dendritas de alumínio ricas em fase α crescem na direção do fluxo de temperatura, resultando em diferenças de composição tanto em macro (cm a m) quanto em microescalas (<mm). Porém, esta microsegregação pode ser removida por um tratamento de homogeneização adequado. Essas partículas grossas são frequentemente insolúveis no estado sólido após a fundição, incoerente com a matriz, e normalmente se formam interdendriticamente. Uma variedade de partículas constituintes foi identificada em ligas de alumínio da série 7xxx, como as que contêm Fe ou Si - Fases Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

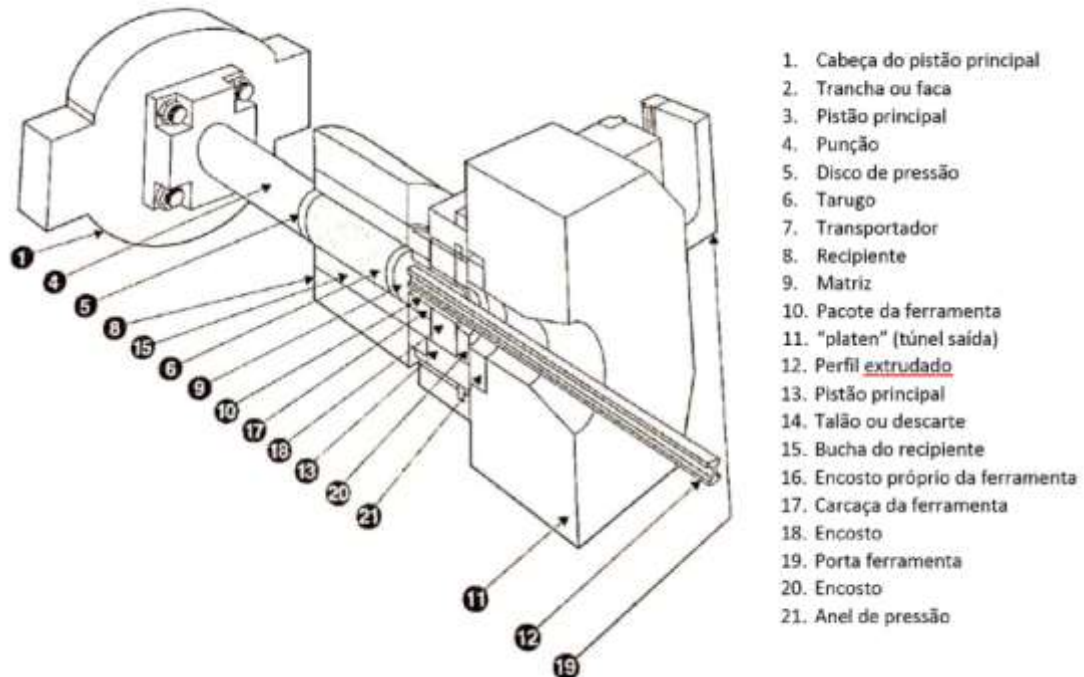
O conteúdo de cobre é geralmente limitado nas ligas da série 7xxx para reduzir a formação de partículas intermetálicas grandes, como a fase S (Al_2CuMg). A modelagem mostra que este composto é formado em frações de massa de $Cu + Mg \geq 3,6\%$ em ligas 7xxx contendo cerca de 6% de Zn. A fração de volume das partículas constituintes são normalmente de 1% a 5%, enquanto seus tamanhos variam de cerca de 5 a 30 μm , dependendo das condições de processamento. A presença de partículas constituintes relativamente grandes podem ser prejudiciais à resistência, resistência à fadiga e tenacidade à fratura da liga. Portanto, a maioria das ligas de Al de alta resistência modernas tem baixos teores de Fe e Si, a fim de melhorar a propriedade mecânica (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

4.4. Processo de Extrusão

É um processo de transformação plástica termomecânica, no qual um tarugo de metal sofre redução em sua seção transversal quando forçado a fluir por

meio da abertura de uma matriz (ferramenta), a altas pressões e temperatura, conforme mostrado na Figura 6.

Figura 6 - Esquema do processo de extrusão.



Fonte: (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL), 2014)

A variedade de possibilidades geométricas que os perfis extrudados em alumínio podem assumir é imensurável. A técnica de extrusão reduz custos, pois elimina processos como estampagem, usinagem ou acabamento, possibilitando a obtenção de seções mais resistentes pela geometria apropriada para cada aplicação. Os principais grupos de produtos extrudados são os perfis sólidos, tubulares e semitubulares (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL), 2014).

Os perfis tubulares são aqueles cuja seção transversal tem pelo menos um vazio totalmente circunscrito por metal. Os perfis tubulares são fabricados com a utilização de uma matriz que possui um mandril fixo (espina) com a forma interna do perfil, encaixado em um disco de aço (matriz) com a forma externa do perfil desejado. Já os perfis sólidos são aqueles cuja seção transversal não tem nenhum vazio totalmente circunscrito por metal. Neste caso, geralmente, a matriz é contribuída de um disco de aço que possui a (s) abertura (s) com a forma do perfil.

O projeto do ferramental de extrusão inicia-se com a definição do número de furos da matriz, seu tipo e a configuração dependendo da prensa onde o perfil será produzido.

O processo de produção da ferramenta consiste no corte do aço previamente especificado, sendo os mais utilizados o SAE H10, H11, H12 e H13, os últimos com 5% de cromo em sua composição química. Esses aços também são conhecidos como “aços para trabalho a quente”. O aço cortado passa para a próxima etapa de processo que são os tornos, onde define-se o formato exterior das ferramentas. Em seguida, nas bancadas de processo, dividem-se os furos (uma geometria de perfil para cada saída), com os pontos de referência necessário para usinagem destas ferramentas. Nas fresas são elaboradas as entradas dos perfis tubulares e as saídas de matrizes sólidas. O aço da ferramenta, então, está pronto para os tratamentos térmicos de têmpera com um ou dois revenimentos, que determinam a dureza necessária para suportar as pressões a que será submetido. Depois do tratamento, a ferramenta passa pelas retíficas, onde são ajustadas as medidas finais para o processo de eletroerosão. No equipamento de eletroerosão a penetração ou a fio, é finalmente cortado o talão da matriz para o polimento e programação experimental na prensa de extrusão.

Aprovada a experimentação, antes de entrar em produção normal, a ferramenta deve passar pelo tratamento térmico superficial de nitretação, que confere ao talão da matriz a capacidade de permitir maiores velocidades de extrusão, melhores acabamentos superficiais e maior vida útil da ferramenta.

4.5. Tratamentos Térmicos em Ligas de Alumínio Trabalháveis

O tratamento térmico ocorre por meio de aquecimento ou resfriamento da liga com o objetivo de alterar as suas propriedades mecânicas em decorrência da transformação microestrutural provocada. Comumente, os tratamentos térmicos visam aumentar a resistência mecânica e dureza da liga para aplicações onde se exigem estas propriedades.

4.5.1. Homogeneização

A homogeneização é um tratamento de condicionamento da microestrutura dos tarugos e placas, objetivando aumentar a trabalhabilidade da liga nos processos de conformação posterior, como a extrusão, laminação ou forjamento, por meio da redistribuição de soluto que encontra-se segregado nos contornos de grãos no formato de partículas grosseiras e nas dendritas micro segregadas, geradas durante o processo de solidificação do metal. Além disso, este tratamento provoca transformações de fase e alívio de tensões de contração, oriundas da solidificação.

O tempo e a temperatura de homogeneização dependem das condições em que o material foi solidificado e da composição da liga considerada. Geralmente, as ligas mais carregadas com grandes intervalos de solidificação possuem grãos mais grosseiros e maior nível de segregação, sendo assim maiores deverão ser as temperaturas e/ou tempos de tratamento a depender da faixa de tratamento característica da liga.

Devido aos elevados teores de elementos de liga, as ligas da família 7XXX apresentam maiores níveis de segregação, exigindo uma melhor homogeneização para redistribuição desses elementos no interior nos grãos. No entanto, o tratamento de homogeneização das ligas da série 7XXX possuem estreita faixa de temperatura e elevados tempos. As temperaturas de tratamento devem ser superiores ao limite de solubilidade da liga, porém devem ser inferiores a temperatura de fusão incipiente (temperatura de fusão das partículas de segunda fase). Desta maneira, para manter a eficácia do tratamento utiliza-se do princípio da difusão. Quanto menor a temperatura da homogeneização, maior será o tempo necessário para provocar o mesmo efeito, justificando assim os elevados tempos de homogeneização desta série de ligas (HATCH, 1984).

Quando bem controlada a taxa de resfriamento pós homogeneização é favorável a quebra da rede de precipitados grosseiros posicionadas nos contornos de grão, colocando em solução sólida os elementos formadores destas partículas de segunda fase, gerando a precipitação refinada no interior do grão, com precipitados menores que $1\mu\text{m}$. Estes precipitados vez são facilmente solubilizados na prensa de extrusão mesmo que em um curto espaço de tempo, sendo a temperatura de extrusão

suficiente para que as partículas de segunda fase entrem em solução sólida, aumentando o potencial de elevação de dureza do perfil extrudado.

Em ligas de alumínio da série 7xxx (Al – Zn – Mg – Cu) geralmente podem existir as quatro principais fases constituintes solúveis: η (MgZn_2), T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$), S (Al_2CuMg) e (Al_2Cu). As temperaturas de fusão associadas a η , T e S são aproximadamente 475-478 °C, 482 °C e 490 – 501 °C, respectivamente e geralmente, a temperatura crítica para o superaquecimento é de cerca de 480 °C para as ligas AA7055 e AA7150. Portanto, a temperatura de tratamento de homogeneização convencionalmente usada está entre 470 e 480 °C. No entanto, apenas partículas podem ser tipicamente dissolvidas a essas temperaturas, e uma quantidade considerável de outros constituintes solúveis (especialmente partículas da fase S) ainda podem permanecer nessas ligas. Usualmente, esses constituintes remanescentes podem degradar a capacidade de endurecimento da liga e auxiliar na iniciação e propagação de trinca. Além disso, esses componentes podem causar corrosão micro galvânica quando as ligas são expostas a ambientes corrosivos aquosos. Portanto, a dissolução dos constituintes solúveis existentes é muito importante para se obter uma boa combinação de propriedades (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012a).

Nas ligas de alumínio usuais, uma concentração uniforme de átomo de soluto não é formada durante a solidificação, resultando na formação de compostos eutéticos com um baixo ponto de fusão. Portanto, as temperaturas do tratamento térmico de homogeneização podem exceder a temperatura de solidificação final à qual os compostos eutético são formados. Para evitar a refusão associada às partículas da fase, industrialmente, controle-se as temperaturas do tratamento de homogeneização abaixo da temperatura de fusão de fases com pontos de fusão mais baixos. Por exemplo, a faixa de temperatura de tratamento de homogeneização amplamente usada na indústria para a liga AA7150 é de 471 a 482 °C. No entanto, esta temperatura só pode dissolver partículas e tem um efeito muito leve na dissolução de partículas S. Em trabalhos anteriores, autores descobriram que algumas partículas grosseiras da fase S ainda podem existir na liga AA7150 mesmo após 4 h mantendo a 485 °C (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012b).

Foi estudado recentemente que, dissolvendo a fase de ponto de fusão mais baixo em multi fases eutéticas através de aquecimento escalonado ou menor temperatura de pré-tratamento, pode-se aumentar a temperatura inicial de fusão dos eutéticos restantes na liga AA7055. Portanto, para dissolver efetivamente outras partículas solúveis com maior ponto de fusão, um tratamento em escala deve ser aplicável (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012b).

A resistência a fratura das ligas Al-Zn-Mg-Cu é muito sensível à existência de partículas constituintes grosseiras que podem agir como pontos preferenciais de iniciação e propagação de trincas. Além disso, estes constituintes podem causar corrosão micro galvânica quando as ligas são expostas a ambientes aquosos, representando os principais problemas de manutenção no setor aeroespacial em relação à fadiga por corrosão. Como essas partículas grosseiras consomem muito soluto, a dissolução dessas partículas deve ser capaz de liberar soluto extra para a formação de mais precipitados resistentes durante o processo de envelhecimento. Portanto, a dissolução dos constituintes solúveis existentes é muito útil para melhorar a propriedades das ligas 7xxx (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012a).

Outros estudos também relataram que a dissolução de partículas constituintes das ligas extrudadas AA7075 e AA7055 pode ser aprimorada usando tratamentos de homogeneização escalonados. Contudo, a temperatura elevada para a dissolução das partículas constituintes pode acelerar o processo de recristalização. Na liga AA7050, uma fração recristalizada mais alta ($\geq 50\%$) pode diminuir as propriedades de resistência a tração. Portanto, para fazer uso eficiente de um procedimento de tratamento para alcançar uma combinação ideal de propriedades para as ligas 7xxx, tanto no processo de dissolução de partículas constituintes quanto no processo de recristalização, um tratamento em diferentes estágios deve ser considerado. Alguns trabalhos estudaram o processo de dissolução das partículas constituintes restantes e alterações na fração recristalizada em etapas do tratamento a 475 a 495 °C e investigou-se uma forma para obter um melhor procedimento de tratamento em termos das propriedades mecânicas da liga AA7150 (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012a, b)

A taxa de resfriamento pós homogeneização não pode ser muito elevada pois pode manter todo o soluto em solução com a matriz, gerando endurecimento por solução sólida, que dificulta a trabalhabilidade nos processos subsequentes. Basicamente, o magnésio, o silício e o zinco são elementos endurecedores em solução sólida, tendo este efeito nas ligas da série 6XXX, 2XXX e 7XXX (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1991; ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL), 2014; JORSTAD; RASMUSSEN; ZALENSAS, 1993; SHIN *et al.*, 2017).

4.5.2. Solubilização e Envelhecimento

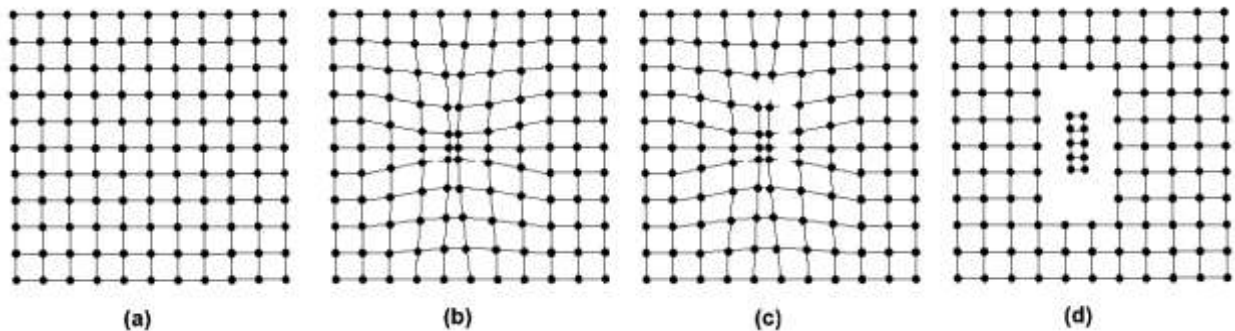
Na maioria das vezes os perfis extrudados são solubilizados logo após a saída da prensa. Este processo é denominado “*quench*”, podendo ser realizado por diversos métodos, entre eles o sopro de ar, o jato de água, e o *spray* (pulverização de ar + água).

Durante o tratamento da solubilização, o material é aquecido até uma temperatura acima da linha de *solvus*; a linha de temperatura abaixo da qual as segundas fases ricas em soluto começam a se formar na matriz de alumínio α . Ocorre a permanência nesta temperatura em tempo suficiente para colocar os elementos de liga em solução sólida no alumínio, seguido de resfriamento rápido o suficiente para formar uma solução sólida supersaturada de elementos de liga no alumínio. Se o resfriamento for lento, a fase irá nuclear e crescer, formando uma estrutura de equilíbrio $\alpha + \beta$. Se o resfriamento for rápido, não haverá tempo de β precipitar e teremos uma estrutura α de não-equilíbrio (supersaturada).

As ligas da série 7XXX fazem parte do grupo de ligas endurecíveis por precipitação, as quais se convencionou chamar de “tratáveis termicamente”. Os tratamentos térmicos de envelhecimento após solubilização ocorrem a baixas temperaturas e longos prazos. As temperaturas geralmente variam de 115 a 190 °C e o tempo de 5 a 48 horas. O mecanismo de envelhecimento natural e artificial das ligas da série 7XXX é explicado a partir do princípio da difusão no estado sólido dos elementos formadores de partículas de segundas fases, dando origem as curvas de cinética de envelhecimento (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

A Figura 7 ilustra as modificações microestruturais de precipitação de partículas de segundas fases que ocorrem durante o envelhecimento.

Figura 7 - Sequência de envelhecimento. Em (a) solução sólida supersaturada; (b) precipitado coerente com a matriz; (c) precipitação de transição semicoerente; (d) precipitado incoerente de equilíbrio.



Fonte: (HATCH, 1984)

Com a ação da temperatura os átomos de Zn e Mg que se encontram inicialmente em solução sólida supersaturada, se aglomeram na forma de discos bidimensionais buscando a condição de estabilidade, formando as zonas de Guinier Preston (zonas GP), estas por sua vez, geram uma deformação no reticulado cristalino antes mesmo de precipitar, pode-se observar este fenômeno pelo acréscimo de dureza inicial. O estágio seguinte da sequência de envelhecimento é a mudança in situ das zonas de Guinier Preston para a fase de transição metaestável η'' , esta fase após tempos de envelhecimento prolongados, sofre nova transformação de η'' em η' , que possui a mesma composição química da fase de equilíbrio MgZn_2 , mas que é semicoerente com a matriz. A fase η' é nucleada geralmente nas discordâncias, já que estas podem "aliviar" a tensão de deformação elástica causada pelo desajuste cristalográfico entre precipitado e matriz, decorrente da precipitação. A distribuição de η' pode ser muito heterogênea e reflete a distribuição das discordâncias (HATCH, 1984; SZILÁGYI; GOLDENSTEIN, 2002).

O emprego da deformação anterior ao envelhecimento aumenta a densidade de discordâncias e, conseqüentemente, o número de sítios para precipitação heterogênea de η' , acelerando o processo de precipitação. O último estágio da sequência de precipitação se dá pela formação da fase de equilíbrio η , de estrutura hexagonal compacta e incoerente com a matriz de alumínio. Deste modo a

ordem das etapas de envelhecimento das ligas da série 7XXX é usualmente descrita como sendo: α supersaturado \rightarrow zonas GP $\rightarrow \eta'' \rightarrow \eta' \rightarrow \eta$ (MgZn₂) (SHIN *et al.*, 2017).

As diferenças no tipo, na fração volumétrica, no tamanho e na distribuição das partículas precipitadas regem as propriedades, assim como as transformações analisadas com o tempo e a temperatura, e são todas afetadas pelo estado inicial da microestrutura. Estas condições, bem como o tempo e a temperatura do tratamento térmico de envelhecimento, afetam a microestrutura final e as propriedades mecânicas resultantes. É comum nesta série de ligas a ocorrência de um aumento significativo do endurecimento durante o envelhecimento natural. Comumente, boa parte do endurecimento acontece durante as primeiras 24 horas de tratamento térmico e o equilíbrio se dá em 4 dias (JORSTAD; RASMUSSEN; ZALENSAS, 1993; ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014; SZILÁGYI; GOLDENSTEIN, 2002).

4.6. Ensaio de Fadiga

Em condições normais de uso, os produtos devem sofrer esforços abaixo do limite de escoamento, ou limite elástico, que corresponde à tensão máxima que o material pode suportar sem deformar plasticamente. É possível que, após algum tempo de uso normal, sem aviso prévio e sem motivo aparente, o produto simplesmente venha a falhar. Essa falha é típica de um fenômeno chamado fadiga (RODRIGUES, 2010).

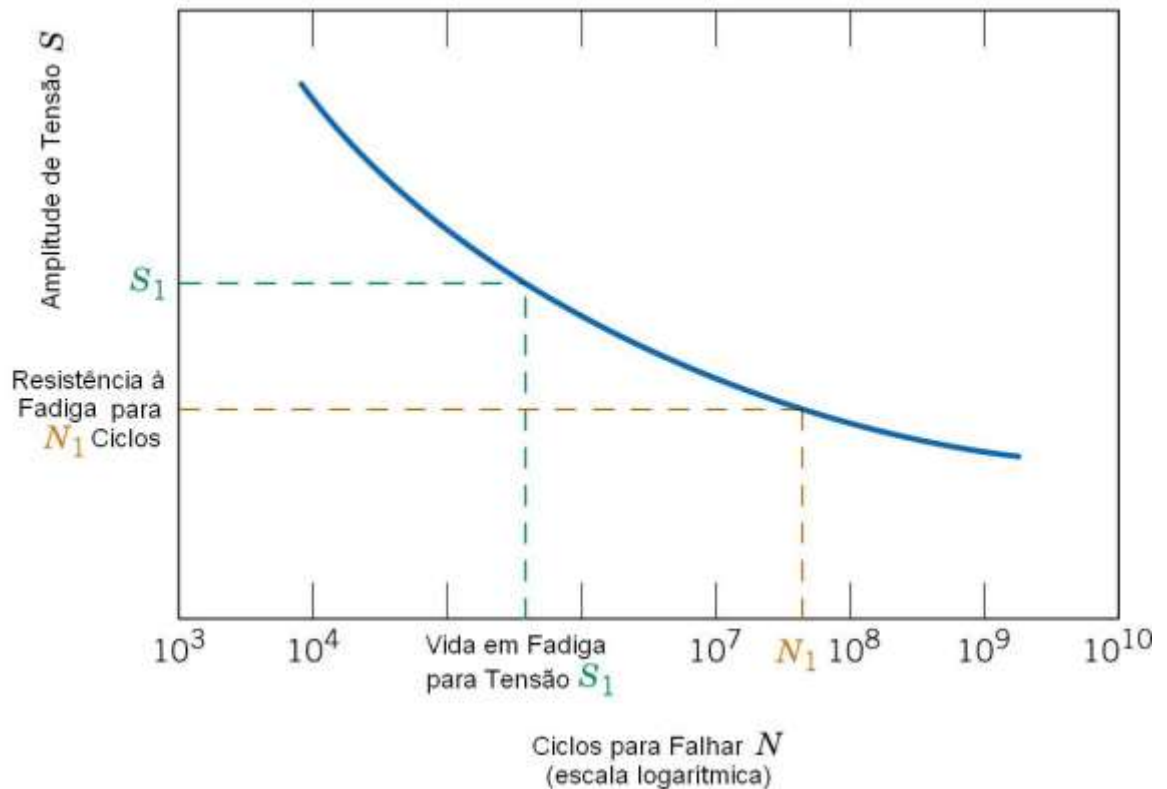
O ensaio de fadiga consiste na aplicação de carga cíclica em corpo de prova apropriado e padronizado segundo o tipo de ensaio a ser realizado. É extensamente utilizado na indústria automobilística. O ensaio de fadiga é capaz de fornecer dados quantitativos relativos às características de um material ou componente ao suportar, por longos períodos, sem se romper, cargas repetitivas ou cíclicas. Os principais resultados são: limite de resistência à fadiga (σ_{Rf}), resistência a fadiga (σ_f) e vida em fadiga (N_f).

A ruptura por fadiga ocorre quando um material metálico é submetido a tensões flutuantes ou repetitivas, isto é, quando sob a ação de esforços cíclicos, rompe-se a tensões muito inferiores àquelas determinadas nos ensaios estáticos de tração e compressão. A ruptura por fadiga é de natureza frágil e começa a partir de

uma trinca (nucleação) ou pequena falha superficial, que se propaga ampliando seu tamanho, devido às solicitações cíclicas. Quando a trinca aumenta de tamanho, o suficiente para que o restante do material não suporte mais o esforço que está sendo aplicado, a peça se rompe repentinamente (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

A fratura por fadiga é típica: geralmente apresenta-se fibrosa na região da propagação da trinca e cristalina na região da ruptura repentina. Os resultados do ensaio de fadiga geralmente são apresentados numa curva tensão-número de ciclos, ou simplesmente curva S-N, conforme demonstrado na Figura 8. O S vem da palavra inglesa *stress*, que quer dizer tensão, e N representa o número de ciclos.

Figura 8 - Curva S-N típica de ensaio de fadiga de liga de alumínio.



Fonte: (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

À medida que se diminui a tensão aplicada, o corpo de prova resiste a um maior número de ciclos. Nota-se, também, que diminuindo a tensão a partir de um certo nível, em que a curva se torna horizontal, o número de ciclos para o rompimento do corpo de prova torna-se praticamente infinito. Esta tensão máxima, que

praticamente não provoca mais a fratura por fadiga, chama-se limite de fadiga ou resistência à fadiga. Para a maioria dos materiais, especialmente os metais não ferrosos como o alumínio, a curva obtida no diagrama S-N é decrescente. Portanto, é necessário definir um número de ciclos para obter a correspondente tensão, que será chamada de resistência à fadiga. O limite de fadiga depende da composição, da microestrutura de grãos, das condições de conformação mecânica, do tratamento térmico, etc. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996; DIXON; MOLENT; BARTER, 2016; DUQUESNAY; UNDERHILL, 2010; LEE *et al.*, 2008; STANZL-TSCHEGG *et al.*, 2016; XUE *et al.*, 2007).

Outro parâmetro importante na caracterização do comportamento frente à fadiga de um material é a vida à fadiga que consiste no número de ciclos que causará a ruptura para um determinado nível de tensão. Em função do número de ciclos necessários para que a fratura ocorra, o ensaio pode ser dividido em fadiga de baixo ciclo, para rupturas abaixo de 10^4 ciclos e fadiga de alto ciclo para casos acima desse limite. Normalmente, a fadiga de alto ciclo está relacionada com as propriedades elásticas do material, ou seja, resistência mecânica, já que as deformações empregadas durante a realização do ensaio são predominantemente elásticas, enquanto a fadiga de baixo ciclo é caracterizada pela presença de deformação plástica cíclica acentuada, possibilitando determinações do comportamento dúctil do material (GARCIA, A.; SPIM; SANTOS, 2012).

A formação de trincas e o seu crescimento sob carga variável são relevantes para a seleção de materiais, principalmente para aplicação estrutural na indústria aeronáutica. Alguns estudos relacionados com a liga 7075-T651 foram realizados para desenvolvimento de um modelo para avaliar a sensibilidade de resposta à fadiga a várias características microestruturais. O modelo é inicialmente desenvolvido para avaliar tanto a fadiga de alto ciclo quanto a fadiga de baixo ciclo para condições de carga multiaxial. As particularidades microestruturais relevantes para a fadiga na liga de alumínio 7075-T651 incluem partículas intermetálicas ricas em Fe e texturas. O modelo é capaz de prever limites inferior e superior da duração da fadiga com base na medição dos tamanhos de inclusão encontrados (LEE *et al.*, 2008; STANZL-TSCHEGG *et al.*, 2016; XUE *et al.*, 2007).

A resistência à fadiga de materiais na região de alto ciclo é predeterminada pelo início da fissura por fadiga. Este fenômeno é uniforme e mais pronunciado no caso da fadiga de ultra alto ciclo. Existem dois mecanismos diferentes de iniciação de trinca por fadiga. A iniciação de trinca a fadiga de superfície é dominante na região de alto e baixo ciclo de fadiga de materiais homogêneos onde não há defeitos internos. O início da trinca de fadiga interna é característico para o número muito alto ciclos até a falha, ou seja, nas regiões de fadiga de alto ciclo ou em materiais contendo defeitos internos ou regiões com diferentes propriedades que exibem a maioria das microestruturas (FINTOVÁ *et al.*, 2020).

No caso das ligas de alta resistência da série 7xxx, a microestrutura consiste em grãos de solução sólida com partículas de fases intermetálicas (constituintes) criadas durante a solidificação. As partículas intermetálicas grosseiras são compostas dos elementos com baixa solubilidade no Al. As partículas intermetálicas ricas em Fe e Si não são geralmente afetadas pelo tratamento térmico, no entanto, partículas ricas em Cu e Mg podem ser dissolvidas durante o tratamento térmico. Outros componentes são dispersóides e partículas intermetálicas finas criadas no sólido estado durante os processos de homogeneização. A heterogeneidade da microestrutura demonstra ter diferentes influências nas propriedades da liga 7075 sob carregamento cíclico. As partículas contendo o constituinte Fe e Si mostraram um efeito prejudicial nas propriedades de fadiga pois são consideradas impurezas que podem formar inclusões nas ligas dessa série, ou seja, influenciam diretamente a tenacidade e resistência a fadiga. As trincas por fadiga nucleadas nestas inclusões ou nas partículas intermetálicas próximas à superfície propagam-se até a falha (BARAGETTI *et al.*, 2019). Contrariamente a isso, o Mg_2Si não foi relatado como locais de iniciação de trinca (FINTOVÁ *et al.*, 2020).

No estudo da liga 7003 sobre o efeito do tratamento termomecânico a baixas temperaturas nas propriedades de fadiga, verificou-se que os fatores que determinam a resistência à fadiga da liga testada são a microestrutura, bem como o tipo e tamanho das tensões cíclicas. A vida em fadiga foi determinada em um teste mecânico no estado de carregamento sob condições tanto de flexão quanto de torção. Como resultado, a liga 7003 exibiu maior resistência à fadiga no caso de cargas de

flexão cíclicas em comparação com as cargas de torção e o aumento no grau de deformação plástica na faixa de 10 a 30% resultou em um aumento da área de fratura dúctil, que causa maior homogeneidade da liga 7003 durante o aumento de cargas de fadiga por flexão e torção (KOWALSKI *et al.*, 2017).

Além das características microestruturais, a resistência à fadiga da liga 7075 é fortemente influenciada pela reatividade do material em ambientes corrosivos. A oxidação anódica que aumenta resistência à corrosão mostrou ser prejudicial para a vida útil a fadiga da liga na região de baixo ciclo. Por outro lado, a camada de óxido criada mostrou melhorar a vida à fadiga da liga na região de fadiga de alto ciclo (XU, X. *et al.*, 2019).

Quando as ligas de alumínio da série 7xxx são expostas tanto ao ambiente corrosivo quanto à carga de fadiga, ocorre uma grande diminuição nas propriedades mecânicas. A trinca inicia-se devido à formação de pites de corrosão na superfície. A influência do meio ambiente na resistência à fadiga pode ser mitigada por meio de anodização ou deposição de revestimentos na superfície. Desta forma, dureza, resistência ao desgaste e resistência à corrosão podem ser melhoradas. Por outro lado, as trincas e os defeitos podem surgir durante o pré-tratamento de superfície e no processo de anodização. Já se sabe, por exemplo, que a anodização com ácido sulfúrico da liga de alumínio 7075-T73 oferece redução de 60% na vida à fadiga (BARAGETTI *et al.*, 2019).

Em aplicações aeronáuticas, a corrosão por pite e intergranular podem surgir na superfície das estruturas, resultando em falha por fadiga de corrosão. Alguns métodos de deformação plástica na superfície são aplicados para melhorar as propriedades da camada superficial das estruturas expostas a esses ambientes como mostrado no estudo realizado na liga de alumínio 7B50, pertencente à série de ligas Al-Zn-Mg-Cu. Esta liga é caracterizada por sua baixa densidade, alta resistência mecânica e excelente usinabilidade e tem sido usada na indústria aeronáutica para fabricação de componentes estruturais de suporte de carga, como quadros de fuselagem e revestimento das asas. Esses métodos podem melhorar efetivamente a resistência à fadiga induzindo tensão residual compressiva e endurecimento por deformação na camada superficial (XU, X. *et al.*, 2019).

Como conclusão deste estudo, a liga 7B50 exibiu uma alta suscetibilidade à fadiga de corrosão em uma solução de NaCl a 3,5%. Depois de ser submetido a um, três e seis passes do processo ultrassônico de laminação de superfície (*ultrasonic surface rolling process – USRP*), a vida média de fadiga de corrosão das amostras foi aumentada em até 20 vezes em comparação com a amostra não tratada. A principal razão para a melhoria na resistência a fadiga de corrosão da liga 7B50 tratada por USRP foi o efeito sinérgico do refinamento da microestrutura, da tensão residual compressiva e do endurecimento superficial, que inibiram efetivamente a ocorrência e o desenvolvimento de corrosão e corrosão intergranular (XU, X. *et al.*, 2019).

Outros exemplos desse bom desempenho foi a liga 7075-T73 sujeita a *shot peening* (a liga de alumínio sofre deformação plástica local formando um campo de tensão compressiva) que teve resultados de melhoria na vida a fadiga quando testado no ar e aumento da vida de fadiga de corrosão quando testado em uma solução de NaCl 3,5% e a liga 2024-T4 onde formou-se uma camada nano cristalina por meio de tratamento de atrito mecânico de superfície que aumentou a resistência à corrosão (XU, X. *et al.*, 2019).

Por outro lado, a resistência à corrosão e fadiga dos materiais pode não ser efetivamente aumentada se os parâmetros de processamento do tratamento de deformação da superfície não forem selecionados de forma adequada. Um estudo na liga de alumínio 5083 tratada por *shot peening*, por exemplo, obteve alta rugosidade superficial, profundidade limitada de tensão residual e baixa resistência à corrosão. Essas características resultaram em deterioração e baixo desempenho de fadiga de corrosão. Já o estudo na liga 7150 mostrou que uma camada de contaminação foi introduzida no tratamento com USSP e a amostra tratada mostrou-se uma taxa de corrosão três vezes maior do que a da amostra controlada. Portanto, o aumento da resistência à corrosão e à fadiga de materiais metálicos submetidos à deformação plástica na superfície é amplamente dependente da integridade da superfície dos materiais, que por sua vez são influenciados pelo método específico escolhido e os parâmetros de processo (XU, X. *et al.*, 2019).

Outro desafio para o aumento de resistência a fadiga é para aplicações ferroviárias, como material estrutural para suportes, vigas e outros elementos em trens

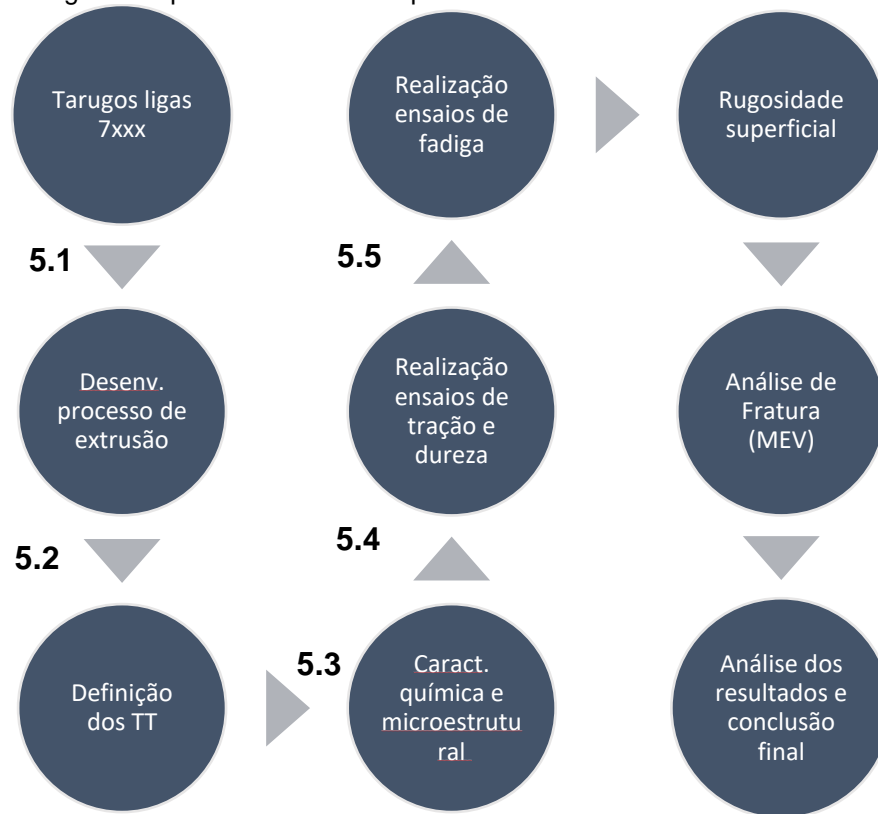
de alta velocidade. A liga de alumínio 7N01 é uma das ligas representativas da série 7xxx, e não tem apenas as características desta série, mas também tem excelente desempenho em extrusão e boa resistência a corrosão. É frequentemente usada como material estrutural por atender aos requisitos de fácil design e fabricação, resistência, leveza e segurança nestas aplicações que requerem alta velocidade, ambientes complexos e prevenção da fratura a fadiga sob tensão alternada. Os fatores que determinam a segurança e estabilidade da liga de alumínio 7N01 no trem de alta velocidade incluem força, resistência à oxidação, resistência à corrosão, desempenho de fluência, desempenho de fadiga de baixo e alto ciclo, entre os quais o mais crítico é a capacidade de resistir ao início da fissura por fadiga. Isso ocorre porque a tensão alternada na operação real dos componentes do trem de alta velocidade é composta por uma variedade de tensões, como diferentes frequências de carga ou amplitudes, o que torna a tensão alternada muito complicada. Sob o efeito de longo prazo, essas estruturas sofrerão danos cumulativos e fraturas por fadiga. Portanto, essas estruturas precisam ser protegidas adicionalmente durante a aplicação para garantir a segurança e evitar que a fratura por fadiga afete a vida útil (CHEN, Z. *et al.*, 2020).

Neste caso, um tratamento na superfície pode desempenhar um papel importante em retardar a iniciação e propagação de trincas de fadiga, como *shot peening*, já citado em outros exemplos, e o eletro polimento. Após o eletro polimento, a superfície está livre de concentração de tensão, o que dificulta a nucleação da trinca por fadiga, que tem diferentes efeitos em ligas com diferentes resistências. Porém, nesse estudo da liga 7N01, a superfície da liga que é eletro polida para tornar a superfície mais lisa, mais plana e sem defeitos, não teve sua resistência à fadiga muito diferente do corpo de prova original. Mas na superfície da liga que foi jateada, uma camada superficial de tensão compressiva de cerca de 175µm foi introduzida na superfície, e a resistência à fadiga foi melhorada em cerca de 40% (CHEN, Z. *et al.*, 2020).

5. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizados tarugos na liga 7108, produzidos por meio da tecnologia *AirSlip*® da *Wagstaff* (vazamento vertical) e 7046, produzidos por meio de vazamento horizontal, todos eles com diâmetros de 8" (203,2 mm). Os tarugos fundidos passaram pelo tratamento de homogeneização, em razão da grande quantidade de fases precipitadas nos contornos de grão da microestrutura bruta de fundição, para diminuir a razão dessas fases eliminando interfaces concentradoras de tensão e solubilizar maior quantidade de soluto na matriz Al, mesmo que em condição metaestável. Além disso, este tratamento térmico proporciona um aumento da eficiência no processo de extrusão, garantia das propriedades mecânicas satisfatórias no processo de deformação plástica, melhor acabamento superficial do perfil e aumento da vida útil da matriz. Após o tratamento térmico de homogeneização foi realizado o descarte das pontas (pé e cabeça do tarugo), que visa eliminar as impurezas que normalmente são encontradas nessas regiões. A Figura 9 mostra o fluxograma com as etapas do trabalho.

Figura 9 - Fluxograma representativo das etapas do trabalho.

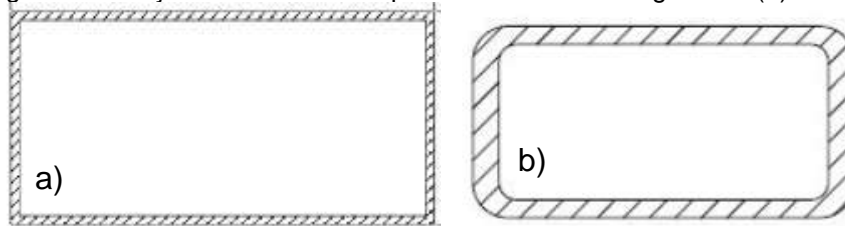


Fonte: Autora da tese

5.1. Desenvolvimento do Processo de Extrusão

Para as ligas 7108 e 7046, o desenvolvimento do processamento ocorreu em uma prensa de extrusão de capacidade de pressão de 280 bar, da Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), para produção dos perfis do tipo tubular com as dimensões, conforme a seção transversal, Figura 10. Não existem parâmetros estabelecidos para este processo em ligas da série 7XXX. Portanto iniciou-se o desenvolvimento com a liga 7108 e depois foram aplicadas melhorias para a liga 7046, diante da diferença significativa na quantidade de elementos de liga em cada uma.

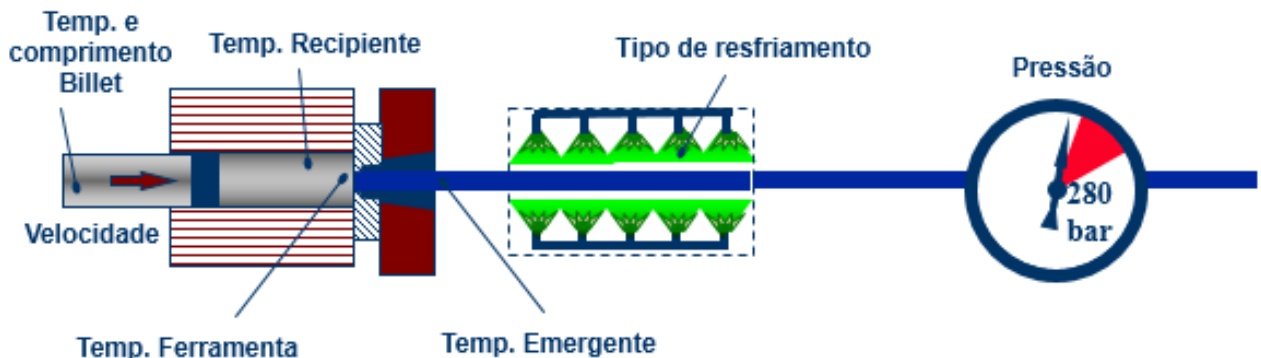
Figura 10 - Seção transversal dos perfis extrudados na liga 7108 (a) e 7046 (b).



Fonte: Autora da tese.

No estudo para desenvolvimento do processo de extrusão para essas ligas foram avaliados os seguintes parâmetros nas principais fases do processo, conforme Figura 11: comprimento do *billet* (parte do tarugo que será extrudada), pressão máxima, temperatura do *billet*, temperatura da ferramenta, temperatura do recipiente, temperatura emergente, velocidade de extrusão e tipo de resfriamento final para solubilização do perfil. Estes parâmetros foram avaliados em 5 experimentos realizados para cada liga estudada.

Figura 11 - Fluxo do processo de desenvolvimento dos perfis extrudados na liga 7108 e 7046, em prensa CBA.



Fonte: Autora da tese.

Para início de todo o processo, os tarugos de diâmetros de 8" (203,2 mm) foram pré-aquecidos por 4 horas em torno de 420 a 530 °C de temperatura. Estes tarugos, em seguida, foram cortados em *billets* de 500 mm para serem deformados a quente através do processamento na prensa visando a produção dos perfis extrudados. A energia associada à deformação a quente através da temperatura dos *billets* é fundamental para iniciar as prensagens com a pressão máxima e influência

também na velocidade do processo e na solubilização dos elementos Mg e Zn presentes no tarugo.

A ferramenta de extrusão também precisa ser aquecida para entrar no processo, com temperatura média de 450 a 500 °C, por um tempo de 4 a 6 horas, em um forno separado. A temperatura da ferramenta neste patamar ajuda a manter a temperatura de todo processo termomecânico e evita qualquer tipo de deformação na ferramenta e desvio no dimensional do perfil. Já a temperatura do recipiente reduz o fluxo de material, mantendo as impurezas da superfície do tarugo no final do processo, onde será descartado. Esta temperatura é controlada através dos painéis automáticos e mede em média 400 °C.

Após a prensada dos *billets*, mediu-se manualmente por meio de termopares de contato a temperatura emergente na saída da prensa e a temperatura de saída do *spray* para cada prensada. As medições foram registradas manualmente, a cada metro no respectivo ponto de medição. A temperatura emergente é considerada a principal do processo e deve ser controlada com precisão. Se as temperaturas não estiverem de acordo com o determinado para cada liga e geometria extrudada, por exemplo, é possível não atingir a temperatura emergente e o perfil não ser totalmente solubilizado, o que influencia diretamente nos resultados de propriedades mecânicas à tração.

Os perfis extrudados, após saída da prensa, foram resfriados pelo método *spray* (jato de água e ar) para solubilização. Para a diminuição de temperatura por *spray*, a taxa de resfriamento é controlada por meio da velocidade e do volume de água e tempo de incidência na superfície do perfil extrudado. A velocidade de saída do perfil da matriz é de grande importância pois afetará diretamente a taxa de extração de calor pelo resfriamento.

Após a extrusão, as barras passaram pelo processo de esticamento com 0,3% de deformação para melhorar a retilidade ao longo do comprimento e pelo processamento de corte. Foram retiradas amostras na serra de acabamento para realização dos tratamentos térmicos de envelhecimento da liga em escala laboratorial para definição do tratamento térmico em escala industrial.

5.2. Definição dos Tratamentos Térmicos

Com base em estudos da literatura em ligas da série 7XXX (PAULISCH *et al.*, 2015, 2018; PINLUNG, 2015; ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014; SEGUNDO; VERRAN; BATISTA, 2015; SEPEHRBAND; ESMAEILI, 2008) e experiência com ligas da série 6XXX, definiram-se quais os tempos e temperaturas de homogeneização do tarugo antes da extrusão. As temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento dos perfis extrudados foram determinados da mesma maneira.

O tratamento térmico de homogeneização nos tarugos para a liga 7108 foi realizado a 485 °C por 10 horas e para a liga 7046 foi realizado a 470 °C por 12 horas.

Já na solubilização dos perfis estabeleceu-se a utilização de temperaturas emergentes diferentes em decorrência da quantidade de elementos de liga presente em cada uma delas, porém, com o mesmo tipo de resfriamento. A seguir são apresentadas as condições de solubilização das ligas durante o processo de extrusão:

- Solubilização 7108: 470 °C - resfriamento ao *spray* d'água;
- Solubilização 7046: 510 °C - resfriamento ao *spray* d'água.

Por se tratar de um desenvolvimento e para definir os parâmetros de envelhecimento artificial que seriam utilizados para obtenção dos perfis no processo de extrusão em escala industrial definiu-se a realização de alguns testes preliminares em laboratório em um forno mufla da marca Metaltrend. Para a liga 7108 utilizou-se a temperatura de 150 °C e para liga 7046 a temperatura de 155 °C, de 1 a 20 horas. Diante dos resultados de laboratório foram estabelecidos como padrão as melhores condições para os tratamentos térmicos de envelhecimento em escala industrial que são apresentados na tabela 1.

Tabela 1 - Definição das condições de tratamentos térmicos de envelhecimento para as ligas 7108 e 7046.

Envelhecimento	Liga 7108	Liga 7046
Escala industrial	150°C / 20h	155°C / 17h

Fonte: Autora da tese.

O tratamento térmico em escala industrial foi realizado em forno a gás OMAV com 2 termopares de controle de temperatura e sistema de ventilação para manter a homogeneidade do tratamento.

5.3. Caracterização Química e Microestrutural do Perfil Extrudado

As análises de composição química foram realizadas por espectrometria de fluorescência de raios x por dispersão de comprimento de onda. O equipamento utilizado foi um espectrômetro Thermo Scientific - ARLs 3460, localizado no Laboratório Químico, da CBA.

Para a caracterização microestrutural da liga foram realizadas análises por microscopia óptica sem e com luz polarizada e microscopia eletrônica de varredura. As amostras foram retiradas das regiões de periferia, meio-raio e centro da seção transversal dos tarugos e na seção longitudinal das barras extrudadas tratadas termicamente.

Os cortes foram realizados em cortadora *cut-off* com disco abrasivo e embutidas a quente. As ações de corte e embutimento foram realizadas no Laboratório de Metalografia da CBA. Na preparação das amostras embutidas foram utilizadas para o desbaste, em sequência, as lixas 220, 400, 800 e 1200; para o polimento manual: pasta abrasiva de Al_2O_3 e pano DPMOL - Struers; para o polimento mecânico: sílica coloidal e pano Microcloth. O ataque químico foi realizado com solução aquosa de ácido fluobórico (HFB_4) diluído a 1% em volume por 30 segundos, seguido de anodização em banho agitado mecanicamente com solução de ácido fluobórico (HFB_4) diluído a 1,8% por 3 minutos. A microscopia óptica foi realizada em Microscópio Olympus BX51 com câmera acoplada Olympus UC 30 e as análises por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas em microscópio FEI Quanta 450 com detector de elétrons secundários e retro espalhados, pertencente ao Laboratório de Metalurgia e Materiais da USP para melhor observação das fases e precipitados formados.

5.4. Realização dos Ensaios de Tração e Dureza

Primeiramente, realizou-se os ensaios de dureza em 24 amostras com envelhecimento natural em equipamento Tinus Olsen, modelo FH_001. Foi realizada uma medição de dureza por amostra. Os corpos de prova tratados termicamente em escala laboratorial foram ensaiados em tração e foram medidas as durezas das amostras retiradas do forno a cada hora, no total de 20 amostras. Após o tratamento

térmico de envelhecimento no forno em escala industrial, os perfis foram identificados e separados para realização dos ensaios de tração e dureza.

Os ensaios de tração foram realizados em 12 corpos de prova para cada liga e ensaiados em máquina universal de ensaios EMIC, modelo DL 10000, pertencente ao laboratório da CBA, de acordo com norma ASTM E8. Os corpos de prova foram confeccionados conforme a norma ABNT NBR 7549 – Alumínio e suas Ligas- Produtos Laminados, Extrudados e Fundidos- Ensaio de Tração.

5.5. Realização do Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga axial controlados por força e $R=0,1$ foram realizados em equipamento Instron 8801, com capacidade de carga de 100 kN, pertencente ao Instituto Federal de São Paulo – Campus São João da Boa Vista. Os ensaios foram realizados em corpos de prova com polimento e seguem as recomendações da norma ASTM E466-15 (*Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*). Foram realizados 20 ensaios para a liga 7108 e 16 ensaios para a liga 7046. Para o melhor entendimento do efeito do acabamento superficial dos corpos de prova, realizou-se um estudo adicional em corpos de prova somente usinados na liga 7046. Para isso, foi realizada a quantificação da rugosidade em rugosímetro Mitutoyo SJ 210. As condições gerais dos ensaios de fadiga e as dimensões dos corpos de prova são apresentados na tabela 2.

Tabela 2 - Condições dos ensaios de fadiga e dimensões dos corpos de prova para a liga 7046.

Condições - Ensaio de fadiga	
Razão entre cargas	R = 0,1
Frequência	20 Hz
Dimensões do corpo de prova	
Comprimento:	12,5mm
Espessura:	3,1mm
Área seção reduzida:	38,5 mm ²

Fonte: Autora da tese.

5.6. Análise de Superfície de Fratura

As superfícies de fratura das amostras ensaiadas em fadiga foram observadas por microscopia eletrônica de varredura num microscópio da Jeol, modelo

JSM -6510, do laboratório da Engenharia de Materiais da Universidade Presbiteriana Mackenzie.

Para começar a análise, as amostras foram cortadas em serra manual de 20mm da região onde ocorreram as fraturas. Após esse procedimento, as amostras foram fixadas no porta amostra na câmara do microscópio. Fechada a câmara, a bomba de vácuo foi acionada e foi verificado se não estava ocorrendo vazamento de ar para dentro da câmara através da porta do microscópio. Com o software pronto para ser operado, as análises foram inicializadas nas diversas regiões onde ocorreram a fratura através da captura das imagens. Primeiramente, esse procedimento foi realizado para a liga 7108 e depois o mesmo procedimento foi realizado para a amostra da liga 7046 usinadas e polidas.

As amostras foram identificadas com “XXLRTY” ou “XXLRTPOL”, sendo XX a tensão e Y o número do corpo de prova ensaiado.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente são discutidos os resultados de análise química, desenvolvimento e obtenção do processamento de extrusão das ligas 7108 e 7046, abordando parâmetros e pontos importantes. Em seguida são discutidas as análises microestruturais e características mecânicas das ligas após a realização dos tratamentos térmicos. E por fim, são discutidos os resultados dos ensaios de fadiga e das análises de superfície de fratura, por microscópio eletrônico de varredura.

6.1. Análise Química

Os resultados de análise química das ligas 7108 e 7046 são mostrados na tabela 3. Pode-se observar a diferença significativa no principal elemento de liga da série 7XXX, o Zn, e nos elementos Si e Mg.

Tabela 3 - Resultado da análise química quantitativa das ligas 7108 e 7046, em porcentagem de peso (Al: restante).

Liga	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Cu	Cr	Ti	Zr	Al
7108	0,04	0,08	0,84	0,002	4,54	-	0,002	0,018	0,16	94,31
7046	0,10	0,14	1,33	0,035	6,49	0,16	0,004	0,046	0,15	91,54

Fonte: Autora da tese.

6.2. Desenvolvimento do Processo para Produção das Barras Extrudadas

A prática descrita para aquecimento do tarugo no ciclo térmico de homogeneização das ligas 7108 e 7046 foi realizada em um único patamar de tempo e temperatura.

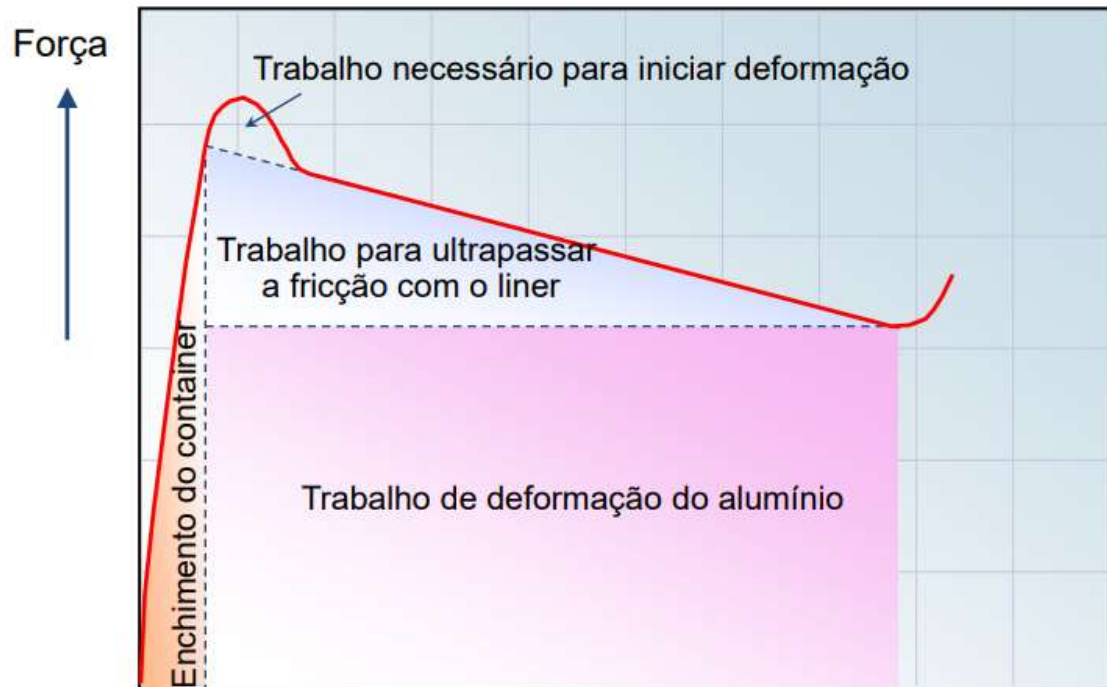
Alguns estudos citam que para prevenir a dissolução instantânea dos precipitados nos contornos de grão, o que fragilizaria o tarugo, provocando perdas e transtornos operacionais, o aquecimento pode ser realizado a uma taxa lenta em 2 patamares de temperatura. Isso contribuiu para que apenas parte do $MgZn_2$ fosse dissolvido, disponibilizando tempo para que a fase Al solubilizasse Mg e Zn gradualmente durante o tempo de encharque estabelecido, antes que a temperatura fosse aumentada. O Mg e o Zn são os elementos que mais se solubilizam na fase Al ao aquecer o tarugo na faixa de 480 °C. Após atingir a temperatura do segundo patamar, o encharque é realizado novamente por 4 horas para garantir a máxima

dissolução de compostos, solubilização e redistribuição do soluto na matriz Al. Neste ponto, é necessário o controle da temperatura para não ficar muito próxima da solidus, ocorrendo acentuado risco de fusão da fase Al podendo, portanto, ser adotada como limite para conduzir, com máxima eficácia e segurança, o tratamento térmico da liga (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012a, b).

Ao término do encharque, o tarugo foi resfriado a uma taxa moderada para favorecer alguma retenção de solutos na matriz Al e para que as fases que precipitarem, o fizessem de forma mais bem distribuída possível ao longo do tarugo.

Com os tarugos já homogeneizados, o tarugo possui condições satisfatórias para ser conduzido a um processo de deformação plástica a quente. Durante a deformação plástica, uma pequena parte da energia é introduzida no metal enquanto o restante foi dissipado na forma de calor. Com o container já carregado com o *billet*, iniciou-se o processo de extrusão, onde o pistão principal avançou para introduzir o *stem* no interior do container. No primeiro momento ocorreu à pressão de preenchimento do container, que é quando o *stem* exerce uma pressão inicial sobre o *billet* comprimindo-o, fazendo com que seja preenchido todo o espaço vazio existente no interior do container. Em seguida, o pistão principal aumentou a pressão exercida, forçando-o a fluir através do ferramental. O *billet* quando submetido a altas pressões no interior do container durante a extrusão, adere as suas paredes de tal maneira, que a prensa desenvolve uma força extra para vencer o atrito gerado entre a parede do container e o metal na medida em que se realiza a extrusão, conforme demonstrado na Figura 12. Como a força de atrito entre o *billet* e a parede do container depende da área de contato entre ambos, uma diminuição do comprimento do *billet* proporciona uma redução considerável na força de atrito e por isso uma parcela maior da força de extrusão pode ser aproveitada para vencer o cisalhamento. Quanto mais elementos de liga na composição química, maior será a força de cisalhamento a vencer, portanto, nestes casos, *billets* menores são mais recomendados. Por este motivo, para os experimentos na liga 7108 e 7046 optou-se pela utilização de *billets* no comprimento de 500 mm.

Figura 12 - Demonstração esquemática da força para iniciar a deformação no processo de extrusão.



Fonte: Autora da tese.

No caso da liga 7108 o aquecimento mínimo do *billet* foi na faixa de 420 °C a 460 °C para conferir conformabilidade suficiente, possibilitando suportar a elevada deformação plástica a quente subsequente. Foi possível observar um preenchimento de metal na ferramenta de forma homogênea, além de ter permitido o ajuste necessário da temperatura de trabalho do processo. Cada ciclo de extrusão resultou em uma barra de perfil, cujo comprimento do perfil varia em função da capacidade da prensa, tamanho do *billet*, da gramatura do perfil e da extensão mesa de resfriamento. O *puller* fixou o perfil no início da extrusão direcionando e acompanhando o processo, evitando a ocorrência de possível queda do perfil fora do leito de resfriamento e proporcionando melhor qualidade do perfil e agilidade ao processo.

Nos primeiros testes da liga 7108 já foi possível evidenciar uma boa fluidez no processo de extrusão, pela estabilidade da temperatura emergente do perfil, que se manteve em torno de 450 °C a 470 °C, o que proporcionou uma boa solubilização. Outros fatores que evidenciam este fato é a pressão de extrusão, que atingiu o máximo de 181 bar, abaixo da capacidade máxima de 280 bar da prensa. A consistência da temperatura no forno de pré-aquecimento dos *billets* foi mantida controlada dentro do

valor previsto para cada teste. A temperatura do recipiente manteve-se constante no processo, em torno de 400 °C, que também contribuiu para a estabilidade da temperatura emergente. Outro ponto bastante relevante foi a consistência da temperatura da ferramenta, conforme o aquecimento do forno a 470 °C. Uma perda relativa de temperatura da ferramenta pode causar uma sobrecarga no equipamento devido à alta pressão de trabalho, além de defeitos superficiais ao longo do perfil, que não foi detectado em nenhum dos experimentos. Quanto à qualidade superficial do perfil, não foram observados defeitos e presença de trincas ao longo do comprimento das barras.

Por se tratar de perfil tubular em uma liga com maior quantidade de elementos de liga, para o primeiro teste realizado com a liga 7046 utilizou-se *billet* com 500 mm de comprimento e aquecimento à temperatura de 530 °C, com o objetivo de manter a homogeneidade de distribuição de metal na ferramenta no início do processo e evitar perda de temperatura ao longo do processo. Porém, verificou-se um princípio de rasgamento ao longo do perfil, associados a temperatura elevada. A fim de mitigar estes defeitos, a temperatura do *billet* foi reduzida para um patamar até 450 °C nos experimentos posteriores, mantendo-se a temperatura ideal emergente de 490 °C a 510 °C.

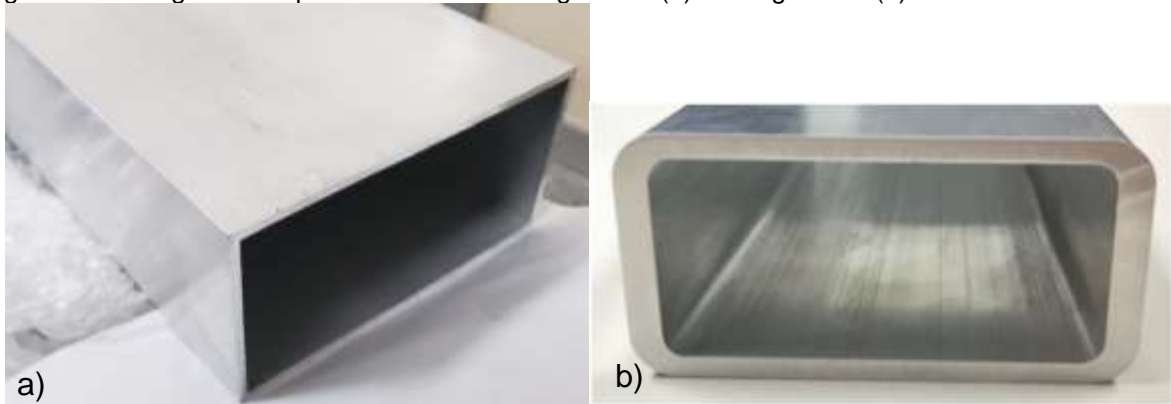
É importante salientar que algumas fases permanecem nessa faixa de temperatura e possivelmente influenciam nos fenômenos de recuperação e de recristalização da liga, característicos dos processos de deformação a quente. Como o alumínio é um metal com EFE (energia de falha de empilhamento) relativamente elevada, a recuperação é um fenômeno de maior propensão que a recristalização e, associado à presença das fases nessa faixa de temperatura praticada no processo de extrusão, pode ocorrer atraso na recristalização favorecendo uma microestrutura com distribuição heterogênea de grãos da fase Al. Como consequência, propriedades mecânicas como ductilidade e tenacidade podem ser prejudicadas no produto final (PADILHA; SICILIANO JR., 2005).

Ao emergir da ferramenta, o perfil extrudado foi submetido a um rápido resfriamento até a temperatura ambiente. O perfil, no entanto, sofreu uma pequena queda de temperatura antes de iniciar esse rápido resfriamento e essa queda foi

estimada em 20 °C. Durante a queda de temperatura, alguma precipitação de fases pode ter ocorrido. Porém, objetiva-se que todo o soluto dissolvido na matriz Al a 500 °C permaneça a 25 °C, para que o endurecimento por precipitação seja potencializado no tratamento térmico de envelhecimento seguinte.

Apesar da maior complexidade de extrusão, a pressão da prensa manteve-se abaixo de 210 bar, superior a pressão de extrusão do perfil na liga 7108, devido à maior quantidade de elementos de liga, comparada a liga 7046. Foi possível manter as temperaturas do recipiente e da ferramenta após o segundo experimento, em torno de 410 °C e 480 °C, respectivamente. Estes perfis ficaram com boa qualidade superficial, sem presença de trincas ou defeitos aparentes, conforme mostrado na Figura 13.

Figura 13 - Fotografia dos perfis extrudados na liga 7108 (a) e na liga 7046 (b).



Fonte: Autora da tese

Ao final de cada experimento, o sistema de serra a quente fez o corte da barra do perfil, para que haja a transferência do extrudado para a mesa de resfriamento. Um dos fatores importantes no processo de extrusão é o de conciliar a máxima velocidade do perfil sem que ele venha a sofrer um defeito chamado de “arrancamentos”. Para se obter uma boa produtividade no processo com bom nível de qualidade do produto, a velocidade de extrusão foi controlada, juntamente com a temperatura de trabalho dos *billets*, pois quanto maior a velocidade de extrusão mais violenta será a deformação do metal a fluir pela matriz e maior será a geração de calor, portanto maior será o aumento da temperatura emergente. Um dos artifícios utilizados foi deixar o tarugo com um gradiente de temperatura, onde há um diferencial de

temperatura entre a ponta, meio e fim do *billet*, tendo a ponta uma temperatura mais elevada que as demais. Por este motivo, a temperatura dos *billets* variou, conforme mostrado na tabela 4. Como durante os testes foram ajustadas algumas temperaturas para avaliar e determinar as melhores condições, os parâmetros finais foram registrados na tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros de extrusão definidos para as ligas 7108 e 7046.

Parâmetros	Unidade	Liga 7108	Liga 7046
Temp. Billet	°C	420 - 460	400 - 450
Temp. Recipiente	°C	400	410
Temp. Ferramenta	°C	470	480
Temp. Emergente	°C	450 - 470	490 - 510
Tipo de resfriamento	-	Spray	Spray
Pressão máxima	bar	181	210
Comp. Billet	mm	500	500

Fonte: Autora da tese.

Diversos fenômenos metalúrgicos ocorrem durante o ciclo de produção das ligas no processo de extrusão. Os fenômenos de precipitação de fases e de solubilização dos elementos químicos existentes na liga podem ser bem compreendidos por meio de resultados de simulações termodinâmicas. Durante a fusão da liga, ocorre a dissolução de todos os compostos existentes e apenas a fase líquida é estável. Com a adição dos elementos químicos existentes nas ligas, a temperatura de fusão decresce, considerando que o alumínio funde a 660,3 °C. Durante a solidificação da liga, a fase Al aumenta sua fração volumétrica até exibir seu valor máximo, encerrando a solidificação. Com o resfriamento, o alumínio experimenta gradativamente uma redução de sua fração volumétrica até 0 °C devido à precipitação de uma série de fases.

Para que as barras extrudadas atinjam as propriedades mecânicas desejadas, realizou-se o tratamento térmico de solubilização do alumínio, na saída da prensa de extrusão. Este processo de tratamento térmico tem como objetivo deixar em solução sólida os elementos de liga. Para o experimento nas duas ligas, o tratamento térmico de solubilização ocorreu através do resfriamento rápido por *spray* d'água.

Mesmo depois de passar pelo controle de temperatura de solubilização na saída da prensa, o perfil ainda chegou ao final da extrusão com temperatura elevada (entre 150 °C a 250 °C).

A sensibilidade ao *quench* refere-se à influência da taxa de resfriamento durante a etapa de solubilização nas ligas de alumínio. O resfriamento rápido produz significativas tensões residuais atribuíveis a taxas de resfriamento não uniformes através da espessura do perfil e taxas de contração. As taxas de resfriamento menos severas são às vezes usadas para reduzir a magnitude de tais tensões residuais e / ou distorções, como demonstrado no estudo da liga AA7150 (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014). Isso foi alcançado reduzindo a taxa de transferência de calor usando métodos como: resfriamento em água morna, saturar a água de resfriamento com gás CO₂ e tratar quimicamente a superfície do produto para reduzir a superfície transferência de calor. Porém, baixas taxas de resfriamento facilitam a precipitação de fases de equilíbrio ainda durante a operação de solubilização, diminuindo assim a supersaturação dos elementos solubilizados para a precipitação homogênea que promove a alta resistência do material. Se a taxa for muito alta, trincas intergranulares podem ocorrer. O risco de tal ocorrência de trincas e sua gravidade aumentam com aumento da taxa de resfriamento, temperaturas mais altas de resfriamento, espessura de parede do produto e aumento do teor dos elementos de liga (CHAKRABARTI *et al.*, 2002; XU, D.K. *et al.*, 2010). No caso da liga 7108 e 7046, houve um controle da taxa de resfriamento na saída da prensa e por se tratar de um perfil tubular de espessura fina, não foram identificados defeitos relacionados a este ponto.

As regiões como contorno de grão e precipitados incoerentes (dispersóides e inclusões) são sítios preferenciais para a precipitação de fases heterogeneamente e aumentam a sensibilidade ao *quench* da liga formando as zonas sem precipitados ("*precipitation free zones*" ou PFZ). As PZF's diminuem as propriedades mecânicas da liga, principalmente a tenacidade a fratura e fadiga, favorecendo a fratura intergranular em detrimento da transgranular e aumenta a suscetibilidade da liga à corrosão galvânica intergranular devido à diferença de composição química. Esse efeito é mais pronunciado nas ligas de alta resistência, que são o foco desse trabalho.

Conduzido o tratamento térmico de solubilização, a matriz Al apresentou-se metaestável e supersaturada em solutos, dissolvendo os elementos químicos em quantidade acima do seu limite de solubilidade. Nessa condição, a fase Al encontra-se metaestável de modo que uma excitação térmica forneceria condições cinéticas para acelerar a ocorrência de precipitação dos elementos químicos dissolvidos.

As barras após o resfriamento forçado, apresentaram falta de retilineidade, normal do processo, e pequenas ondulações ao longo de sua extensão. Para eliminar este tipo de irregularidade os perfis passaram pelo processo de esticamento, através de um sistema de esticadeira, que consiste em duas partes, sendo uma fixa chamada de principal, e uma móvel chamada de esticadeira auxiliar. O esticamento realizado foi de 0,3%. Após esta etapa, as barras passaram para a etapa de corte de acabamento e encestamento para posterior tratamento térmico de envelhecimento. Diante dos resultados de laboratório foram estabelecidos como padrão as melhores condições para os tratamentos térmicos de envelhecimento em escala industrial. O tratamento térmico de envelhecimento objetivou precipitar os elementos químicos dissolvidos na matriz Al supersaturada, fornecendo condições cinéticas para que esses elementos formassem compostos, provocando endurecimento por precipitação / dispersão.

Um importante dado que influencia no processo de envelhecimento refere-se à faixa de composição química. Caso a liga apresente a composição química no limite inferior especificado pela norma ou neste caso, uma diferença significativa entre as ligas 7108 e 7046, a fração volumétrica dos compostos precipitados na liga 7108 é menor, resultando em uma distribuição de fases distintas da liga 7046 e conseqüentemente, o perfil envelhecido apresentará propriedades mecânicas distintas também. Logo, a faixa de composição química estabelecida é fundamental para as etapas posteriores de processamento das ligas. Em casos de desenvolvimento, a liga pode ser otimizada em termos do teor de seus elementos químicos para melhor ajuste do processo de envelhecimento e resultados de propriedades mecânicas.

Para as ligas da série 7xxx, o pico de resistência pode ser alcançado por tratamento térmico de envelhecimento em mais de uma etapa, que consiste em baixa temperatura de envelhecimento seguido de temperatura mais alta. Durante o tratamento, o tamanho e espaçamento dos precipitados na matriz aumentam, pelos

precipitados iniciais geralmente serem coerentes e depois tornarem-se semi-incoerentes e finalmente, incoerentes. Essas mudanças resultam em aumento de propriedades mecânicas associado ao aumento da fração de finos precipitados em uma distribuição homogênea até a dureza máxima, seguida pela diminuição da dureza associada a formação de precipitado grosseiro que resulta em uma redução progressiva no número de partículas e no aumento do espaçamento médio entre elas. Precipitados formados nos contornos de grão geralmente são a fase de equilíbrio (por exemplo, η) e geralmente são muito maiores do que os formados na matriz (por exemplo, η'), devido à preferência da nucleação e crescimento acelerado (rápida difusão do soluto ao longo dos contornos de grãos, se comparado a matriz). A dureza máxima e resistência ao escoamento para essas ligas de alta resistência da série 7xxx chegam a 570 MPa, embora níveis mais altos possam ser alcançados (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

Embora as propriedades das ligas 7055, por exemplo, sejam claramente atraentes, o processamento da liga é dificultado devido ao seu alto teor de elementos de liga. Um número considerável de constituintes solúveis permanece na liga após o processamento convencional devido à proximidade da composição ao limite de solubilidade no sistema Al- Zn- Mg-Cu (SRIVATSAN *et al.*, 1997, 2000; SRIVATSAN; VASUDEVAN, 1999). Os constituintes remanescentes podem prejudicar o endurecimento no processo de envelhecimento, ajudar na iniciação e propagação de trinca e causar propriedades variáveis (DESHPANDE *et al.*, 1998; HAHN; ROSENFELD, 1975; NAKAI; ETOH, 1995; TODA; KOBAYASHI; TAKAHASHI, 2000). Para melhorar consideravelmente a dissolução dos constituintes da liga 7055, o uso de tratamentos térmicos escalonados (CHEN, K.H.; LIU; LIU, 1999) durante a homogeneização tem demonstrado eficiência assim como nos tratamentos térmicos posteriores e, conseqüentemente, causa melhorias nas propriedades mecânicas da liga (CHEN, K. *et al.*, 2003).

Os primeiros projetos de aeronaves foram construídos com a relação força e peso como o principal parâmetro de projeto e, portanto, o tratamento térmico T6 foi o primeiro adotado para esse fim. Porém, a incidência de falhas por corrosão nas ligas da série 7xxx motivaram pesquisas sobre os tratamentos térmicos por envelhecimento

T7X, que foram desenvolvidos no início dos anos 60 para melhorar a resistência a corrosão sob tensão (SCC) por meio da têmpera T73 e resistência à corrosão por esfoliação por meio da têmpera T76. Após estes desenvolvimentos, nenhuma falha por corrosão sob tensão foi reportada para componentes na liga 7075 T73 (STALEY, 1989).

Normalmente, os tratamentos térmicos T73 envolvem um processo de super envelhecimento. Tal tratamento térmico excessivo reduzem a resistência em 10% -15% em comparação com a condição T6. O aumento de envelhecimento ao longo da sequência T6 -> T76 -> T74 -> T73, diminui a resistência mecânica, mas aumenta a resistência corrosão. Além disso, tratamentos de superenvelhecimento foram bem-sucedidos em ligas Al-Zn-Mg-Cu contendo > 1% de Cu, o que parecia ser ineficaz em algumas ligas com baixo teor de Cu, como a AA7079, por razões relacionadas à atividade eletroquímica do precipitado no contorno de grão (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

Para melhorar a resistência a corrosão sob tensão (SCC) das ligas da série 7xxx sem reduzir significativamente a resistência mecânica abaixo dos valores de uma têmpera T6, um tratamento térmico em três etapas conhecido como retrogressão e reenvelhecimento (RRA) foi desenvolvido no início dos anos 70 (CINA, 1974). O processo originalmente envolve um novo tratamento de uma liga envelhecida a 200-260 °C por 7-120 segundos, seguido de reenvelhecimento do material usando o tratamento térmico T6 original (por exemplo, 24 horas a 121 °C para AA7075). No entanto, como esses tempos e temperaturas não fornecem um aquecimento adequado para materiais de diferentes espessuras, temperaturas mais baixas de regressão (180 a 200 °C) e tempos mais longos (45 a 90 min) foram utilizados para torná-lo prático para componentes de aeronaves, o que é desnecessário para alguns componentes automotivos, por exemplo (BROWN, 1981).

O processo de RRA foi desenvolvido comercialmente com a têmpera T77 (por exemplo, 7150-T7751 e 7055- T77511) com parâmetros de envelhecimento, mas é descrito como um tratamento de RRA em três etapas usado na atual geração de aeronaves, como o Boeing 777 (STARKE; STALEY, 1996). Como exemplo, a estrutura da asa superior de grandes aeronaves comerciais, necessita de um material com uma

combinação de alta resistência e tenacidade à fratura, baixa densidade e boa resistência a corrosão, o que levou ao desenvolvimento dessas ligas de alumínio. A liga 7055-T7751 fornece um aumento na resistência de 10% em relação à liga 7150-T6 e 30% em relação a 7150-T76, além de oferecer maior resistência à corrosão, resistência à fratura significativamente melhorada e excelente resistência ao crescimento de fissuras por fadiga (CHEN, K.H.; LIU; LIU, 1999).

A melhoria nas propriedades de corrosão para o tratamento térmico T77 foi atribuído a mudanças nas características dos precipitados nos contornos dos grãos, atividade eletroquímica, tamanho e / ou distribuição (STARKE; STALEY, 1996; XU, D.K.; BIRBILIS; ROMETSCH, 2012). O rejuvenescimento pode restaurar a dureza devido a reprecipitação de alguns precipitados na matriz e é acompanhada por um aumento de condutividade elétrica. O trabalho na liga AA7075 (GROSVENOR, 2008) e outro trabalho na Universidade de Monash (XU, D. K.; BIRBILIS; ROMETSCH, 2012) na liga 7150 indicaram que há relativamente pouca mudança na microestrutura e dureza no tratamento de rejuvenescimento em tempos entre 12h e 48 h a 120 °C.

Todo o trabalho recente da Universidade de Monash apoia a visão de que temperaturas elevadas (por exemplo, tratamentos de pré-precipitação ou retrogressão) ativa a difusão de Cu, o que resulta em mudanças favoráveis na microquímica do precipitado no contorno de grãos e, assim, aumenta a resistência da liga à corrosão intergranular e sob tensão (SCC). Ou seja, a melhoria da resistência à corrosão do T77 e outras têmperas T7 estão mais relacionadas a microquímica do precipitado no contorno de grão do que ao seu tamanho ou espaçamento entre eles (KNIGHT, 2017; XU, D. K.; BIRBILIS; ROMETSCH, 2012).

6.3. Caracterização Microestrutural do Tarugo

Para as análises por microscopia óptica dos tarugos nas ligas 7108 e 7046 foram geradas imagens após ataque eletrolítico de anodização para a revelação da estrutura dos grãos sob luz polarizada e após ataque com ácido fluobórico (HFB₄ 1,0%) para revelação das partículas de segundas fases e da segregação inversa na camada de refusão.

O tratamento térmico de homogeneização nos tarugos para este tipo de liga é tipicamente realizado a uma temperatura de 450 a 500 °C, mas podem variar dependendo da composição química de cada liga. Um dos principais objetivos é reduzir a microsegregação formada durante a fundição. O tratamento térmico de homogeneização nos tarugos para a liga 7108 foi realizado a 485 °C por 10 horas e para a liga 7046 foi realizado a 470 °C por 12 horas.

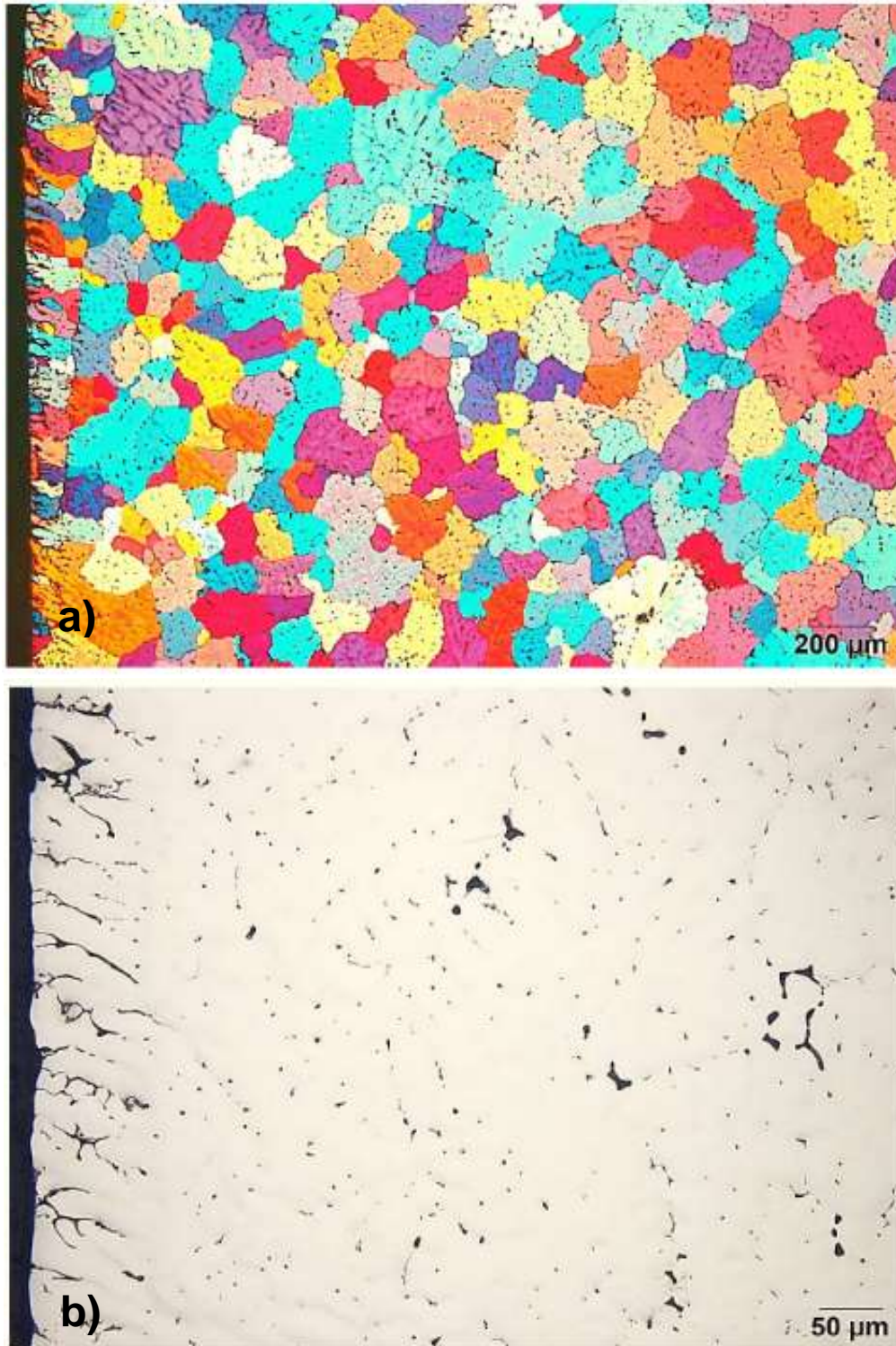
6.3.1. Microscopia Óptica na Liga 7108

Nas Figuras 14 e 15 (a) percebe-se a homogeneidade geométrica e de tamanho dos grãos, característica da taxa de extração de calor uniforme na região de periferia do tarugo. Também é possível verificar a geometria dos grãos e o tamanho da camada de segregação inversa. Observa-se mais evidentemente a microsegregação interdendrítica no interior dos grãos evidenciado pela diferença de coloração do centro dos grãos para as extremidades, com geometria característica do crescimento dendrítico.

Em razão da baixa capacidade da fase Al reter solutos, o crescimento colunar dos grãos a partir das paredes do molde, associado ao efeito cinético favorecido pela baixa velocidade de solidificação praticada, provocou rejeição dos solutos para a frente de solidificação. Conseqüentemente, as fases existentes foram precipitadas quase que completamente nos contornos de grão da fase Al.

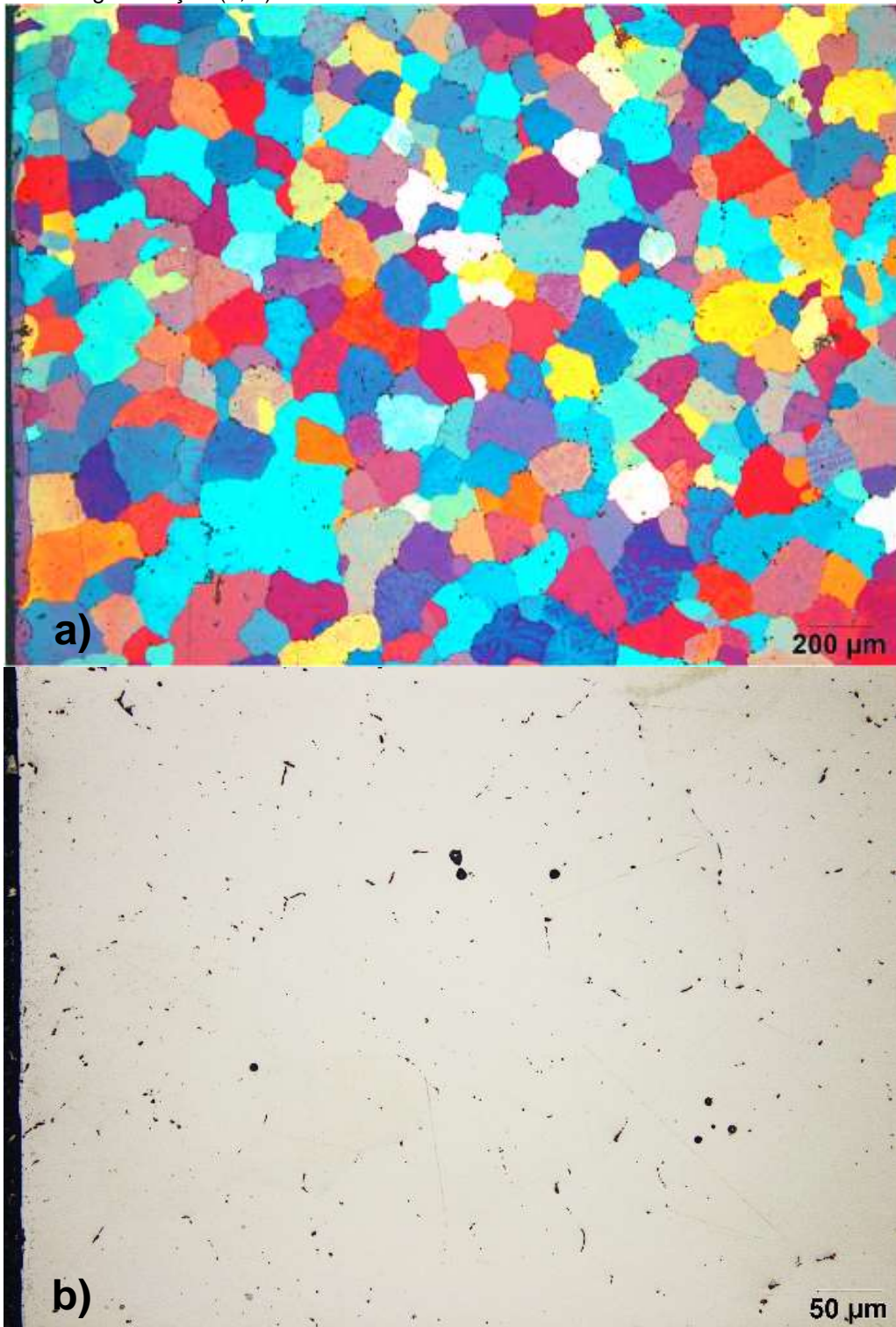
Ao homogeneizar o tarugo, as fases concentradas nos contornos de grãos foram dissolvidas no aquecimento e os elementos químicos resultantes dessa dissolução foram solubilizados na fase Al, nota-se nas microestruturas das Figuras 14 e 15 (b) a homogeneidade geométrica e de tamanho dos grãos, completa solubilização de Zn e Mg e transformação da fase em ricas em $AlFe_3$ / Al_8FeSi_2 . Como houve solubilização de grande quantidade de elementos químicos para a matriz Al, maior quantidade de fases foi precipitada na matriz no resfriamento e conseqüentemente, os precipitados apresentaram-se com menor tamanho e distribuíram-se mais homogeneamente no tarugo.

Figura 14 - Microestrutura da periferia da seção transversal do tarugo da liga 7108 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).



Fonte: Autora da tese.

Figura 15 - Microestrutura da periferia da seção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).



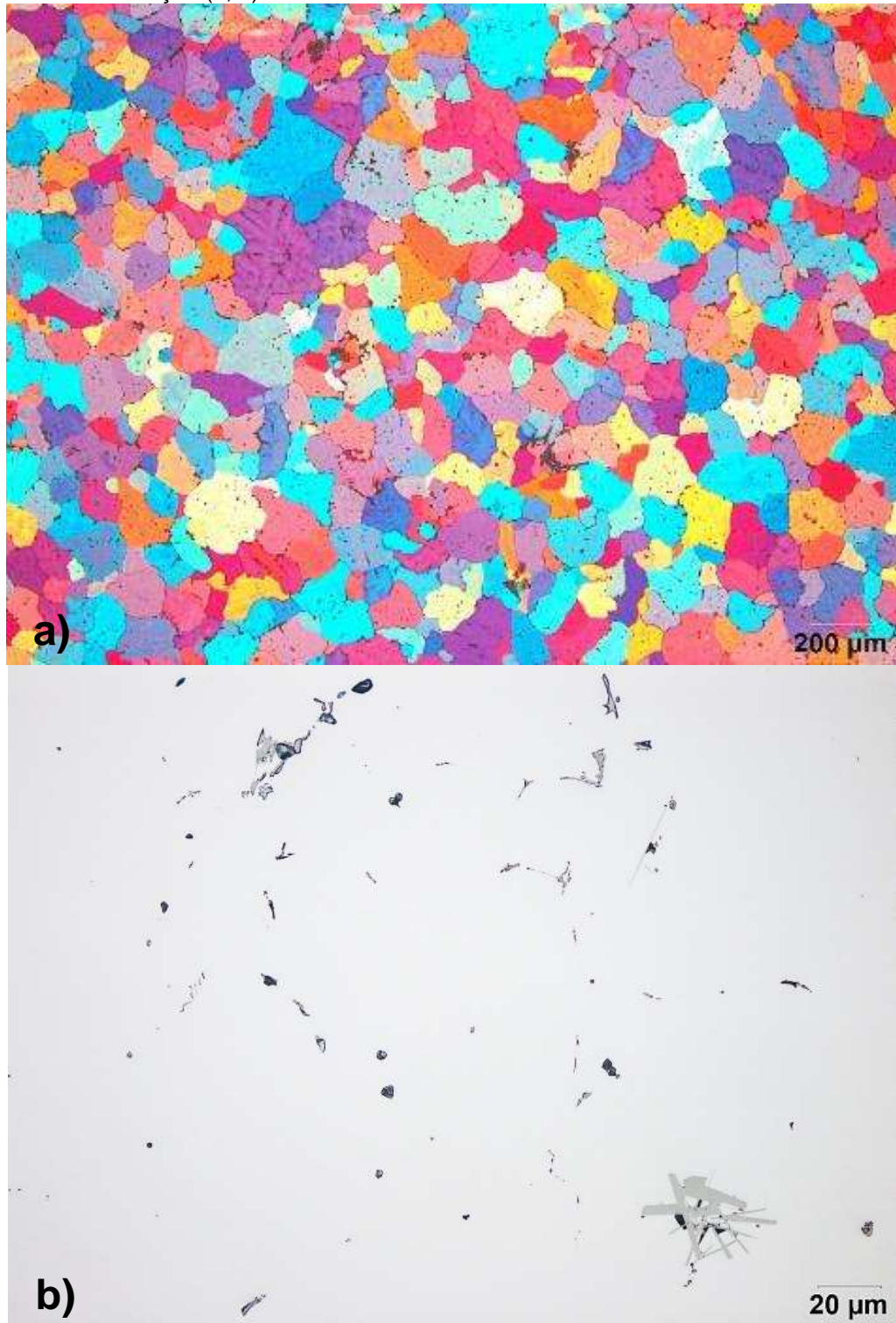
Fonte: Autora da tese.

As Figuras 16 e 17 (a, b) evidenciam a microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7108, em sua condição bruta-de-fundição, com partículas de segunda fases segregadas nas regiões dos contornos de grãos, formando uma rede de precipitados por microsegregação interdendrítica. As partículas observadas são da mesma morfologia e distribuição das presentes na região da periferia do tarugo. Na Figura 16 (b) pode ser observado no canto inferior direito da imagem uma microsegregação de partículas intermetálicas. Por meio da microanálise por EDS no microscópio eletrônico de varredura foi identificado que este precipitado se trata do composto Al-Zr-Ti.

Os elementos de liga como Cr, Mn e Zr formam partículas dispersóides durante a homogeneização e aumentam a temperatura de recristalização da liga. O Zr é adicionado com a finalidade de reduzir o crescimento de grãos e inibir a nucleação de grãos grosseiros durante o processamento subsequente que será a alta temperatura, principalmente na superfície das barras extrudadas (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

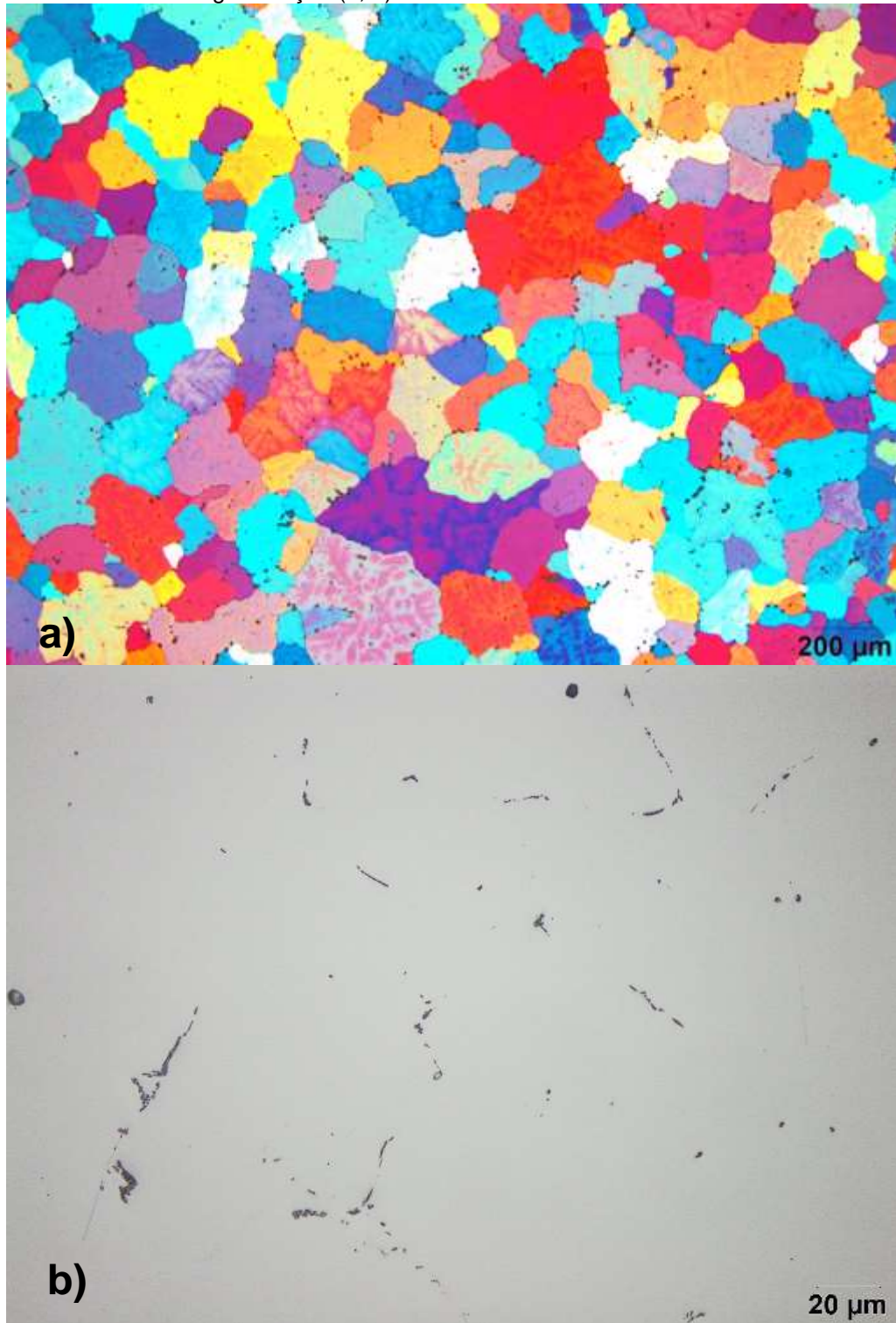
Em ligas de alto desempenho, o Al_3Zr é o dispersóide preferencial devido à sua capacidade de inibir a recristalização (que também pode aumentar a resistência) sem aumentar significativamente a sensibilidade ao *quench*. Isto foi demonstrado para as ligas AA7050 e AA7150 em que uma distribuição melhorada de tamanho do dispersóides Al_3Zr e o efeito inibidor da recristalização podem ser obtidos realizando o tratamento de homogeneização em duas etapas com o objetivo de estimular a nucleação a <440 °C e subsequentemente promovendo um crescimento controlado a > 450 °C (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

Figura 16 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7108 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).



Fonte: Autora da tese.

Figura 17 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).

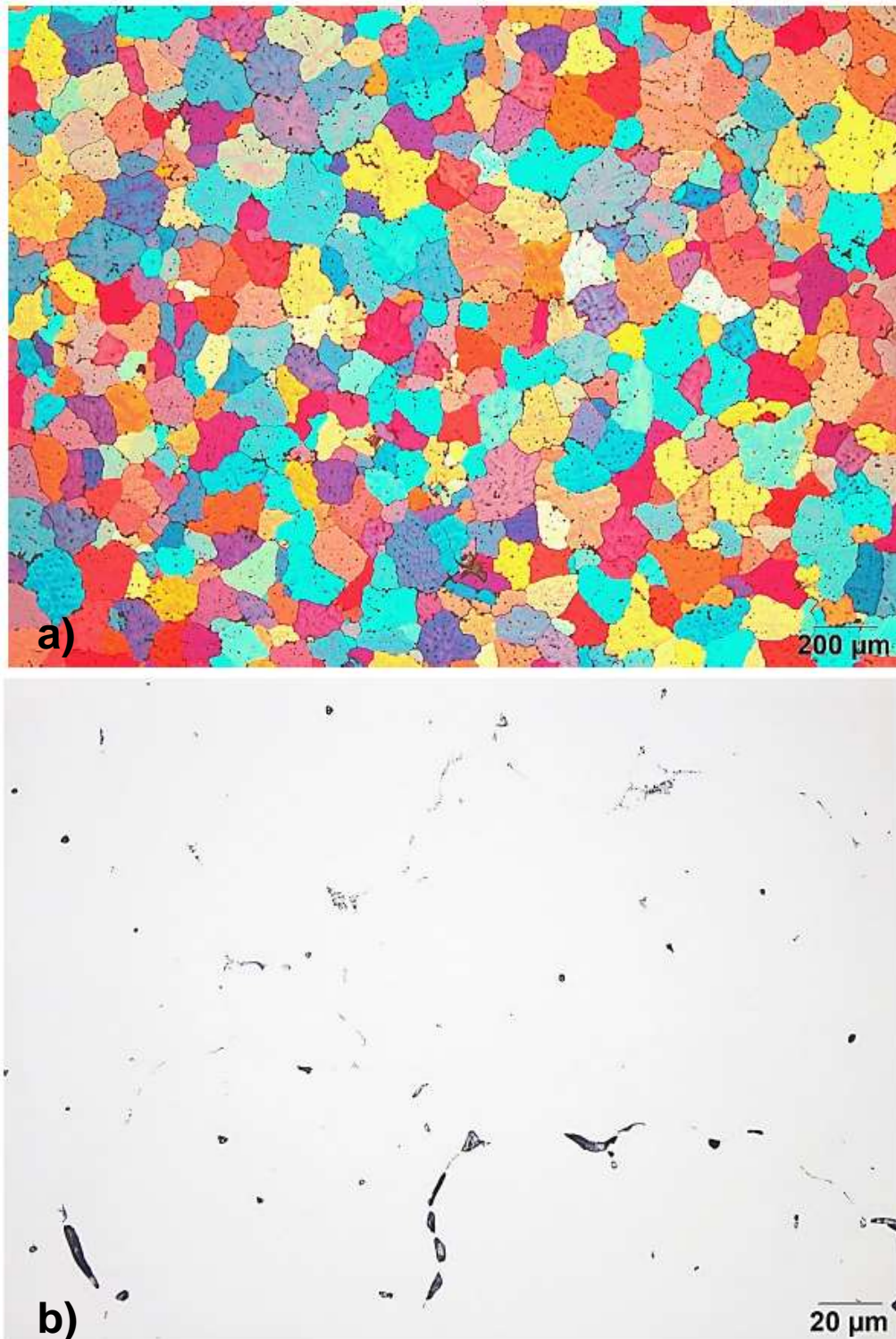


Fonte: Autora da tese.

Não foi possível identificar trincas oriundas da solidificação na região central nas Figuras 18 e 19 (a, b) sendo que geralmente esta é a mais solicitada em relação as tensões de solidificação, principalmente em ligas com elevados teores de elementos que provocam o aumento da taxa de contração durante a solidificação do metal, como é o caso do Zn.

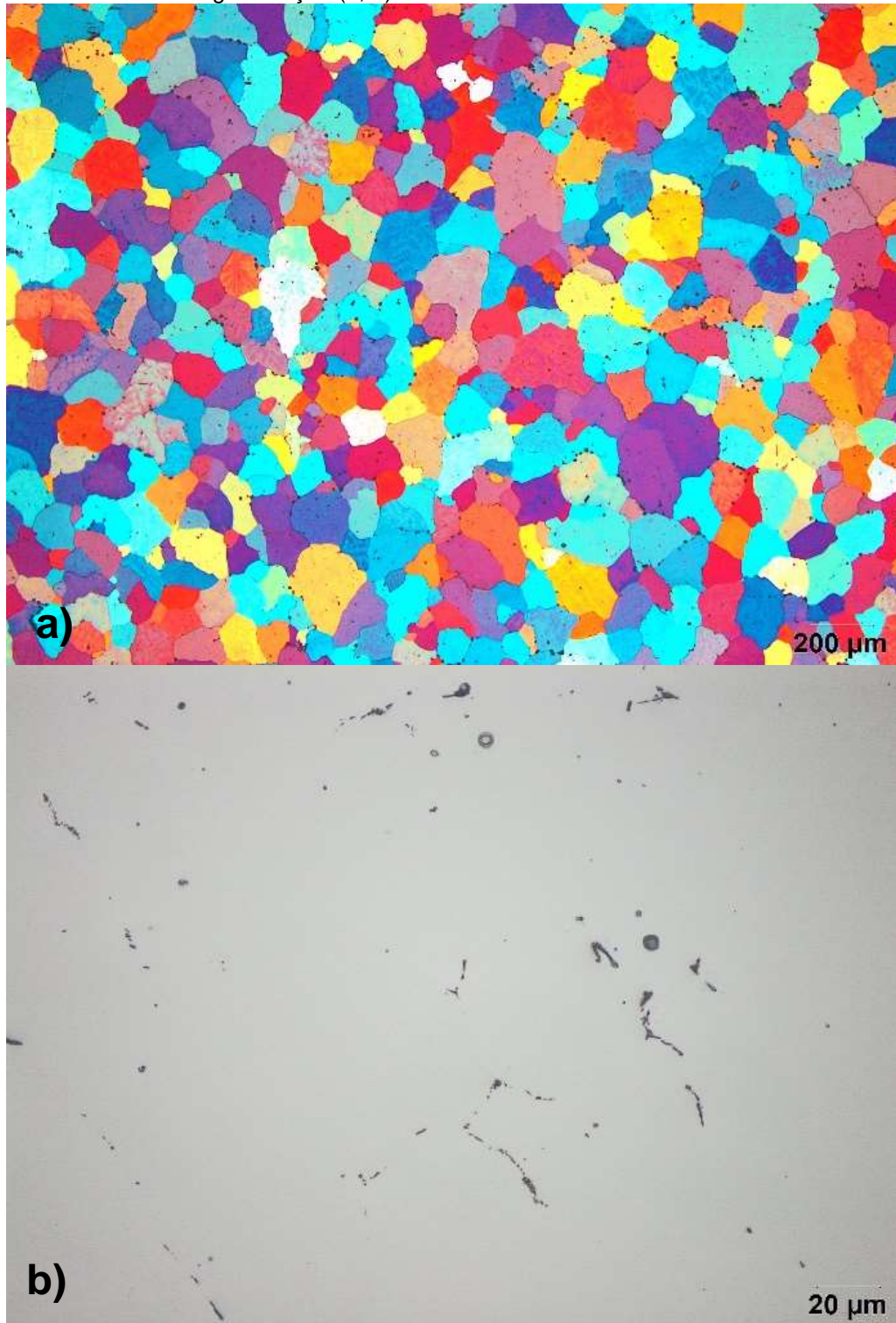
A estrutura granular com distribuição homogênea de grãos tem tamanho médio ASTM E112 3,5 e diâmetro de 107 μm .

Figura 18 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7108 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).



Fonte: Autora da tese.

Figura 19 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).

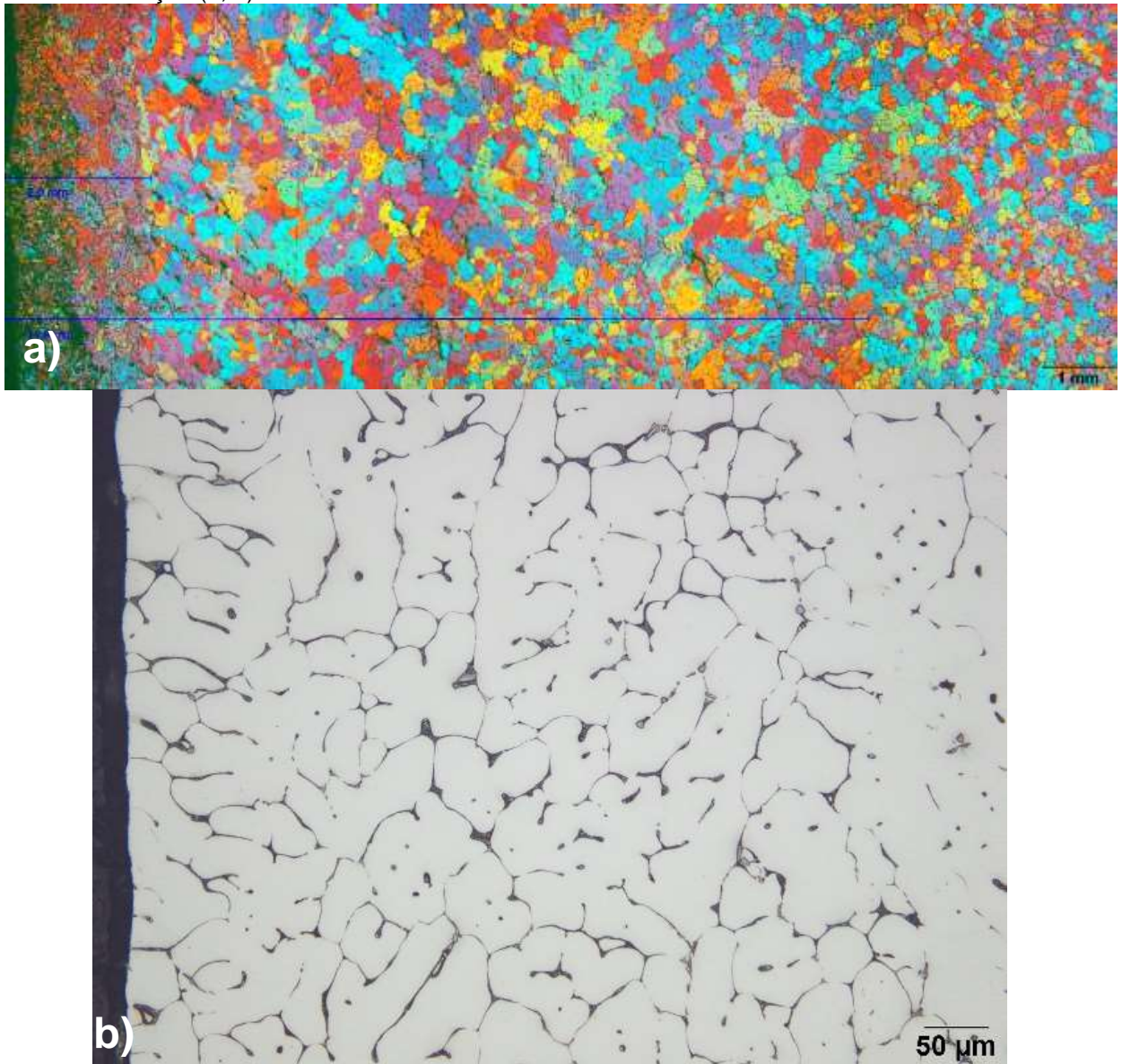


Fonte: Autora da tese.

6.3.2. Microscopia Óptica na Liga 7046

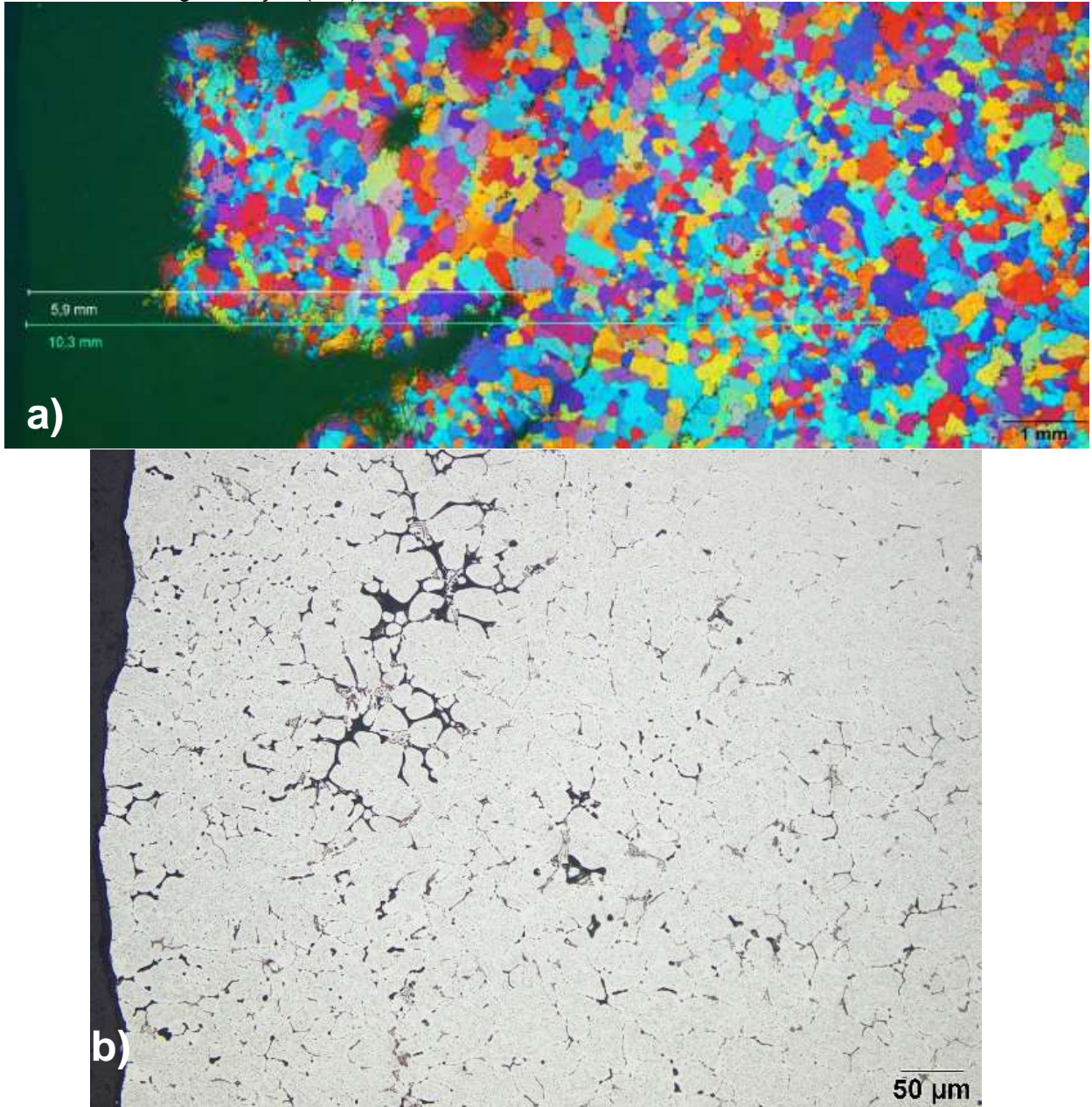
A microestrutura da região da periferia do tarugo na liga 7046 evidencia a presença de micro vazios de contrações presentes por toda a extensão da amostra e estrutura granular heterogênea da camada de refusão com profundidade máxima de 10 mm, conforme a Figuras 20 e 21 (a, b). A matriz do tarugo não evidencia a presença de precipitados grosseiros associadas a AlZr, como no caso da liga 7108. Este fato está associado a morfologia do Zr tipo agulhada utilizada no vazamento da liga 7108 e tipo nodular utilizado para o vazamento da liga 7046.

Figura 20 - Microestrutura da periferia da secção transversal do tarugo da liga 7046 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).



Fonte: Autora da tese.

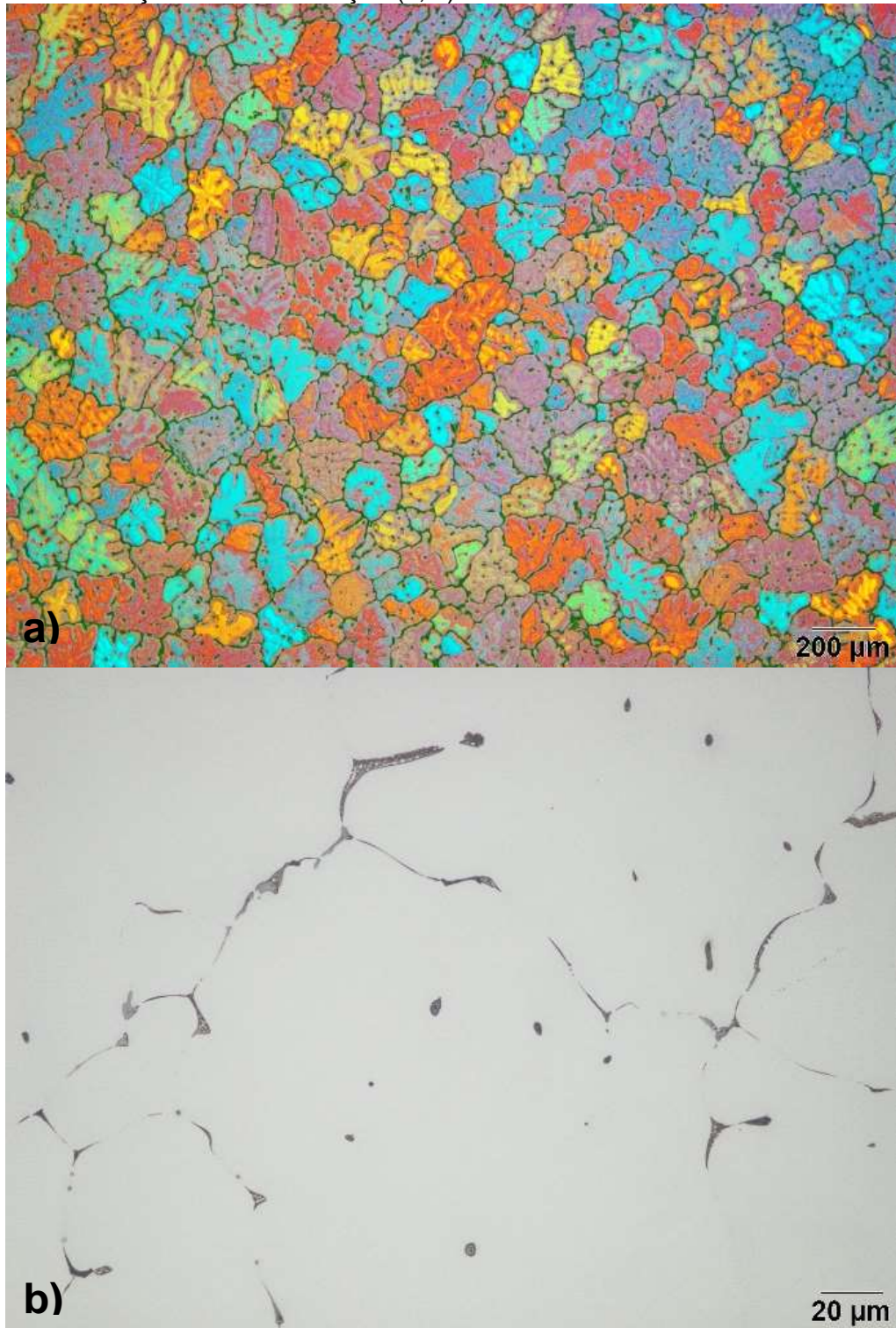
Figura 21 - Microestrutura da periferia da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).



Fonte: Autora da tese.

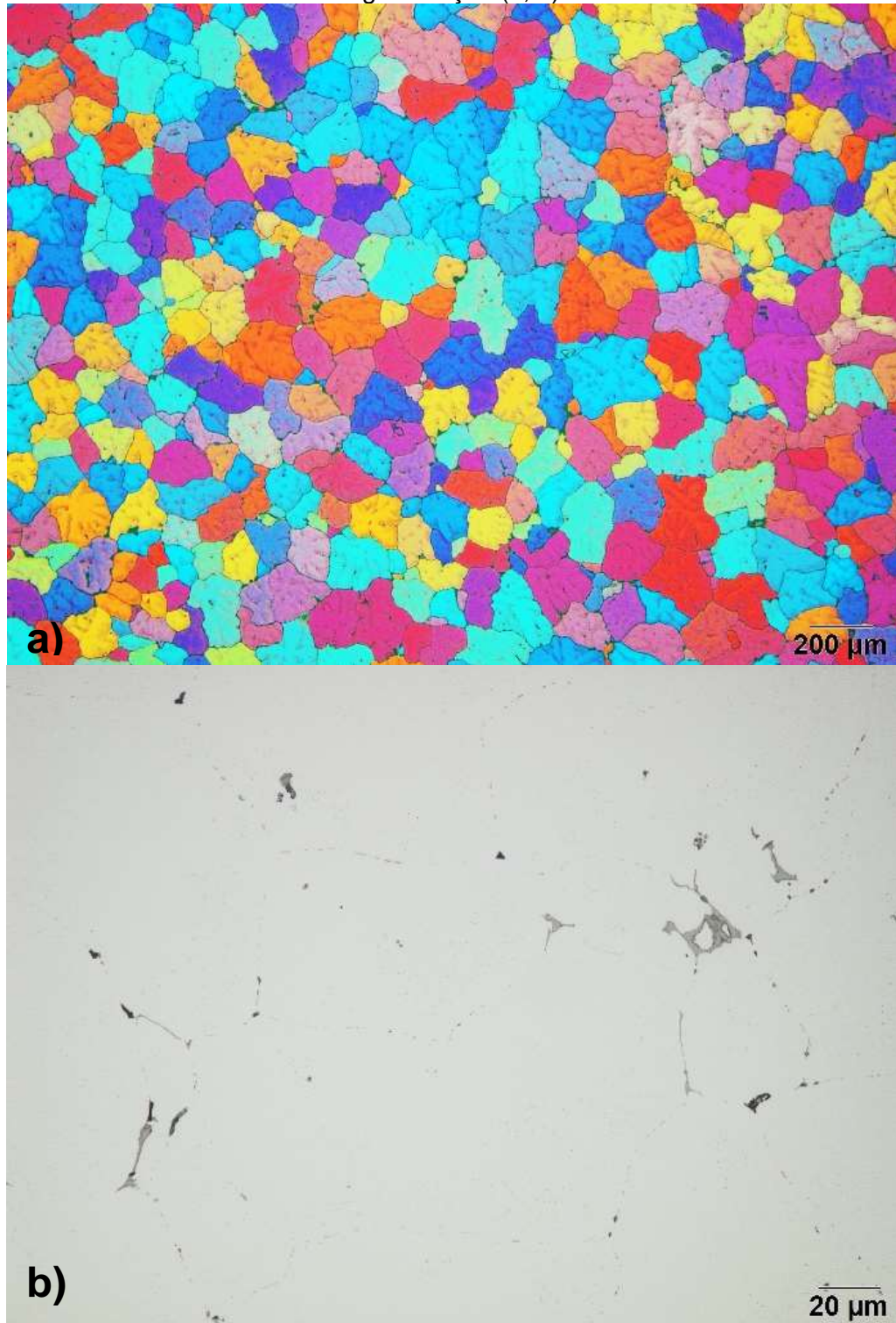
As microestruturas das regiões do meio raio e do centro do tarugo das Figuras 22 a 25 (a, b) evidenciam o detalhe da morfologia e distribuição das partículas de segunda fase $AlFe_3$ / Al_8FeSi_2 na matriz Al. As imagens geradas após ataque eletrolítico de anodização revelaram uma estrutura granular com distribuição homogênea de grãos, sob luz polarizada.

Figura 22 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7046 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).



Fonte: Autora da tese.

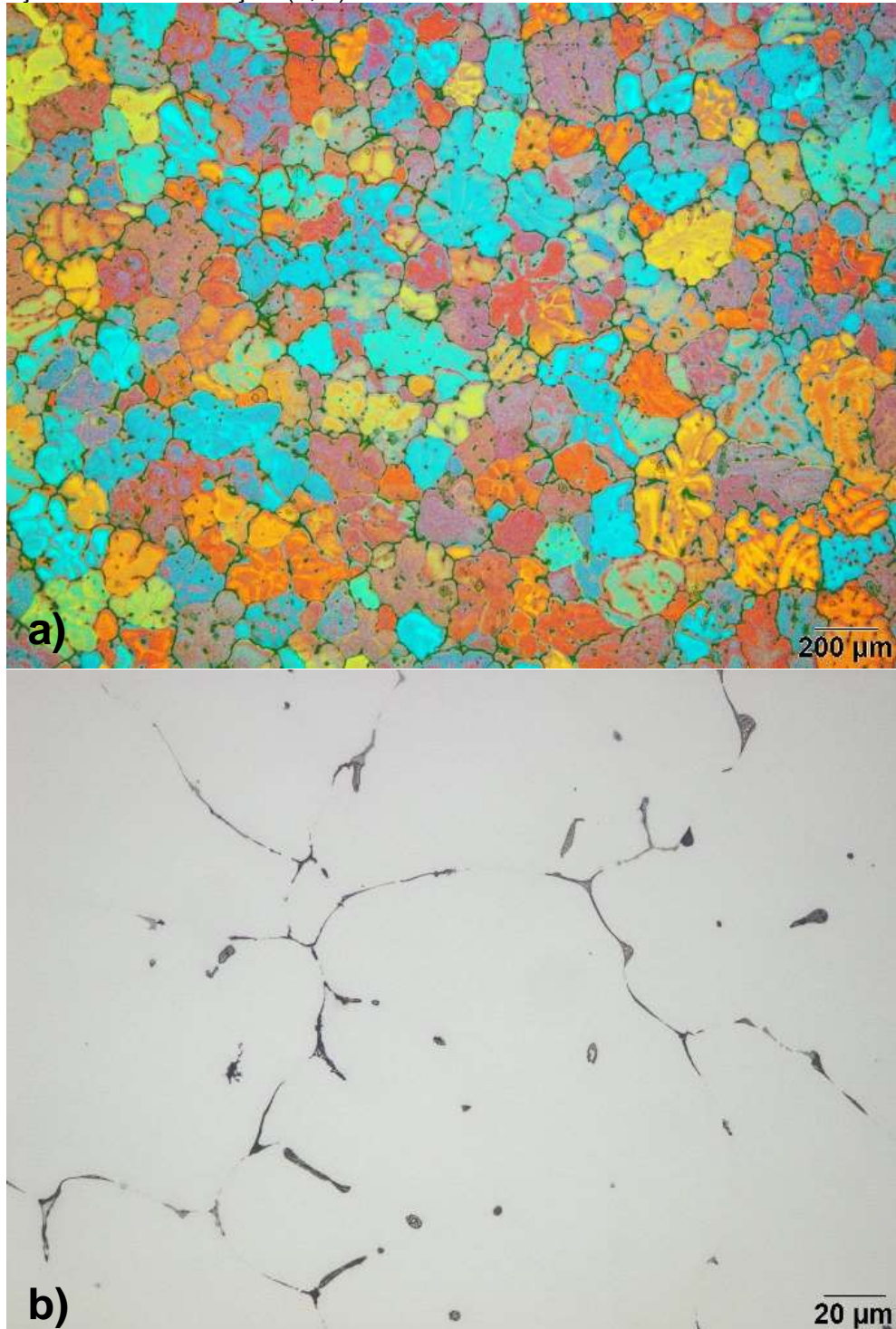
Figura 23 - Microestrutura da região de meio-raio da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).



Fonte: Autora da tese.

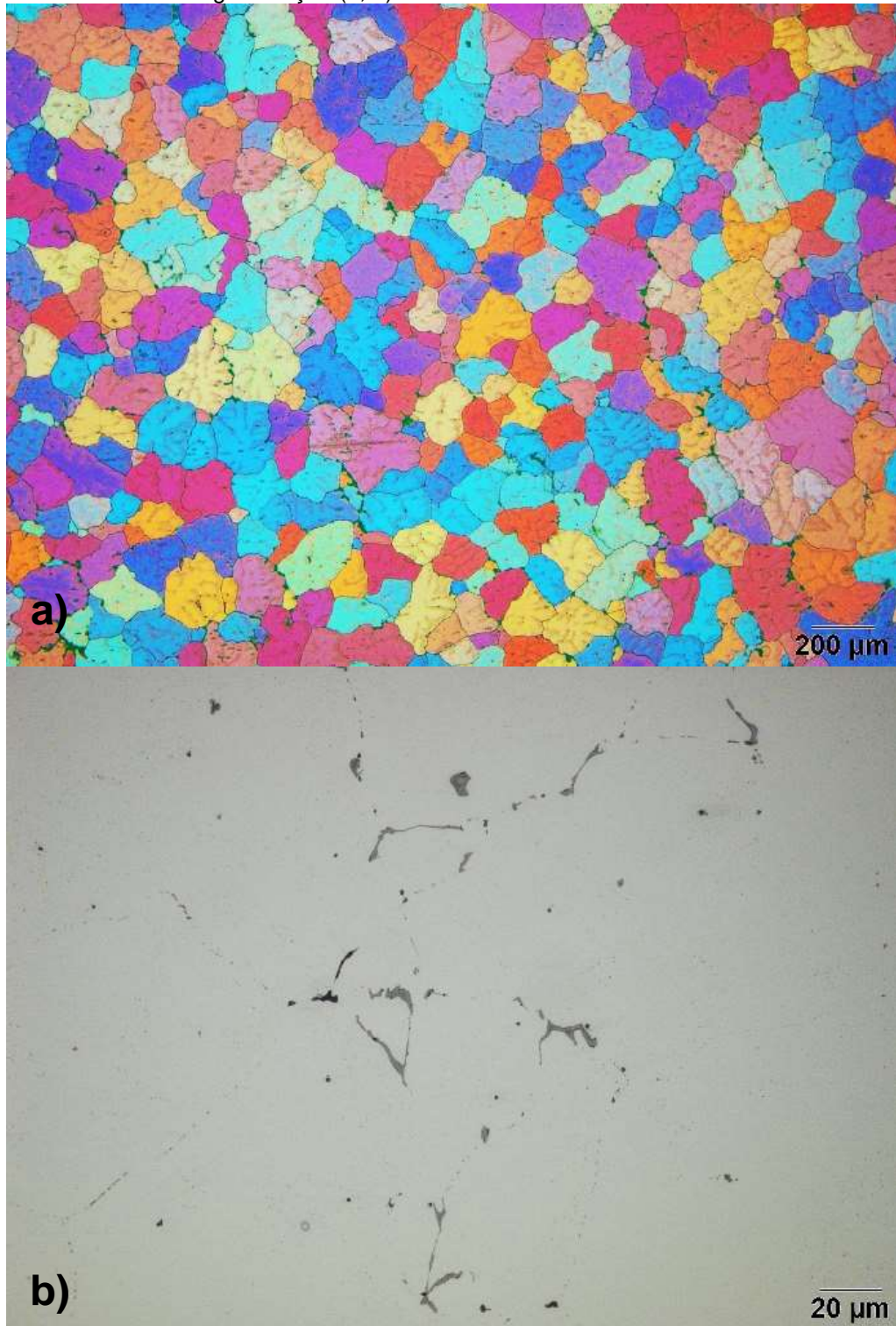
A estrutura granular com distribuição homogênea de grãos tem tamanho médio ASTM E112 3,0 e diâmetro de 127 μm .

Figura 24 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7046 em sua condição bruta-de-fundição (a, b).



Fonte: Autora da tese.

Figura 25 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento térmico de homogeneização (a, b).



Fonte: Autora da tese.

No estudo da liga AA7150, as placas foram homogeneizadas a uma temperatura de 471 a 482 °C por várias horas para dissolver as partículas que permanecem de etapas de processamento anteriores. Os dispersóides e partículas contendo Fe permanecem insolúveis durante o tratamento, como mostrado nas microestruturas tanto da liga 7108 quanto da 7046. A recuperação ou recristalização podem ocorrer durante o tratamento, dependendo do grau de energia de deformação armazenada do processamento anterior e da eficácia dos dispersóides nos contornos de grãos. Uma vez que é desejável, do ponto de vista de tenacidade à fratura, o tempo e a temperatura do tratamento deve ser mantidos os mais baixos possíveis para alcançar a dissolução máxima das partículas solúveis (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

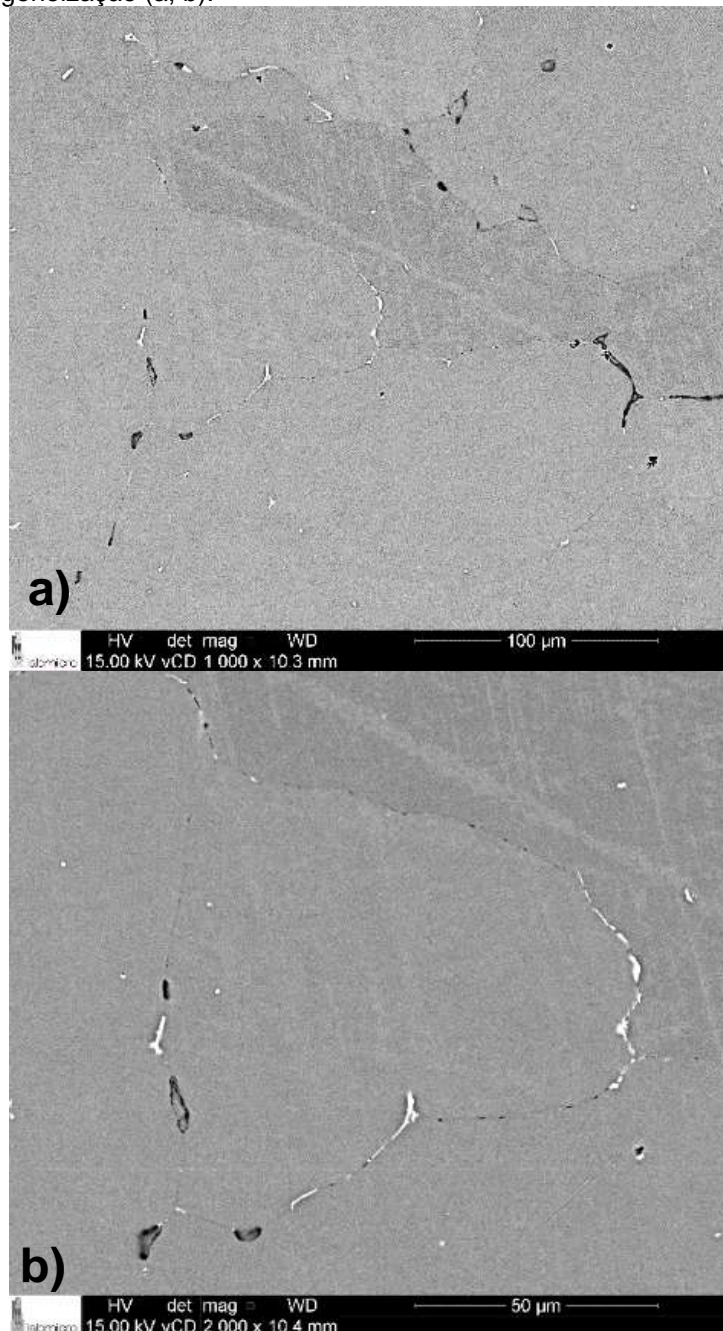
Estes efeitos foram extensivamente investigados em placa da liga AA7150 na Universidade Monash. Foi demonstrado que os precipitados grosseiros η ($MgZn_2$) restantes de etapas do processamento anterior, podem ser dissolvidas na liga AA7150 dentro de 5 minutos a 475 °C. Isso é atribuído a baixa temperatura solvus da fase η e da relativamente rápida difusividade do Mg e Zn. A liga AA7150 (Al-Zn-Mg-Cu) do estudo possui um Cu de 1,9-2,5% formando a fase S (Al_2CuMg) que é muito mais difícil de dissolver pois a sua temperatura solvus está próxima da temperatura de tratamento e o Cu difunde-se mais lentamente do que o Mg e Zn (GROSVENOR, 2008; KNIGHT, 2017; XU, D. K.; BIRBILIS; ROMETSCH, 2012; XU, D.K. *et al.*, 2011; XU, D.K.; BIRBILIS; ROMETSCH, 2012).

Foi demonstrado que a dissolução da fase S pelo tratamento por etapas (475 °C, 8 h) + (485 °C, 4 h) + (495 °C, 2 h) leva a melhorias na corrosão sob tensão com insignificante alteração na ductilidade, desde que seja evitado o superaquecimento e recristalização excessiva. Neste caso, optou-se por um tratamento em uma única etapa devido à ausência do elemento Cu. Algumas descobertas semelhantes sobre melhorias de propriedades resultantes da dissolução completa de partículas grosseiras foram relatadas para outras ligas 7xxx na China nos últimos anos (SONG *et al.*, 2013; XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012a, b).

6.3.3. Microscopia Eletrônica de Varredura nas Ligas 7108 e 7046

Nas análises de microscopia eletrônica de varredura no tarugo foi possível observar nas Figuras 26 e 27 (a, b), com maior precisão na liga 7108, que a homogeneização promoveu a transformação das fases ricas AlFe_3 / Al_8FeSi_2 e a completa solubilização do eutético (matriz) AlZnMg .

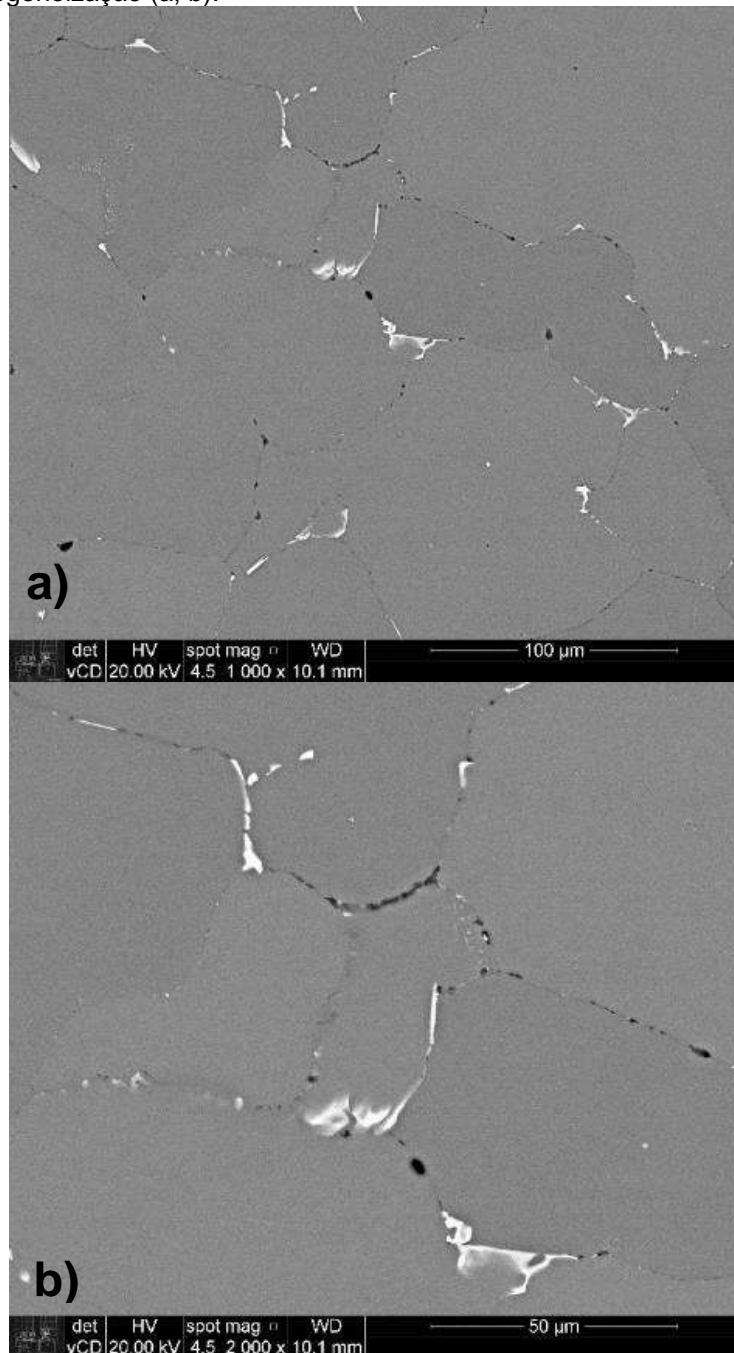
Figura 26 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7108 com tratamento de homogeneização (a, b).



Fonte: Autora da tese.

Para a liga 7046 observa-se um aumento no volume de partículas de segunda fase $\text{AlFe}_3 / \text{Al}_8\text{FeSi}_2$ por apresentar uma concentração maior de Fe e Si (não solúvel no alumínio) se comparado à liga 7108.

Figura 27 - Microestrutura da região central da secção transversal do tarugo da liga 7046 com tratamento de homogeneização (a, b).



Fonte: Autora da tese.

6.4. Caracterização Microestrutural das Barras Extrudadas

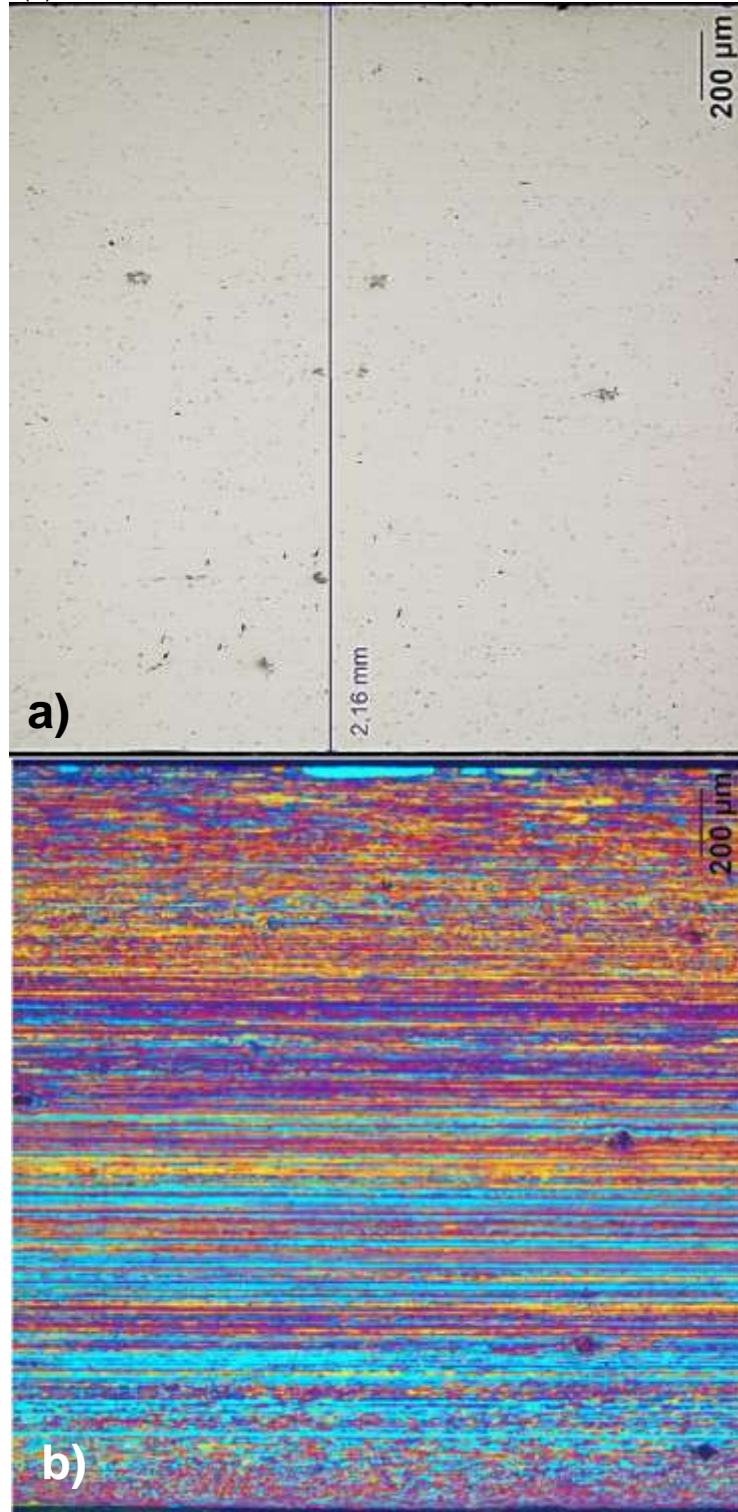
Após homogeneização, o tarugo foi reaquecido a 480 °C para possibilitar sua extrusão a quente. Além de ocorrer pronunciado aumento da conformabilidade do tarugo, os precipitados foram redissolvidos e os elementos químicos foram novamente solubilizados na matriz Al. Com o rápido resfriamento do perfil extrudado conduzido subsequentemente até a temperatura ambiente, os solutos foram, em grande parte, retidos na fase Al impedindo que compostos químicos fossem formados. As fases, no estado apenas solubilizado, apresentaram-se mais refinadas e dispersas na matriz Al, além de terem sido precipitadas em menor quantidade. O perfil solubilizado foi submetido, em seguida, ao tratamento térmico de envelhecimento.

As Figuras 28 a 33 (a, b) mostram as microestruturas das ligas 7108 e 7046, correspondentes a região central do perfil, realizadas na seção longitudinal das barras extrudadas em sua condição solubilizada na prensa de extrusão e envelhecida artificialmente em escala industrial.

6.4.1. Microscopia Óptica nas Ligas 7108 e 7046

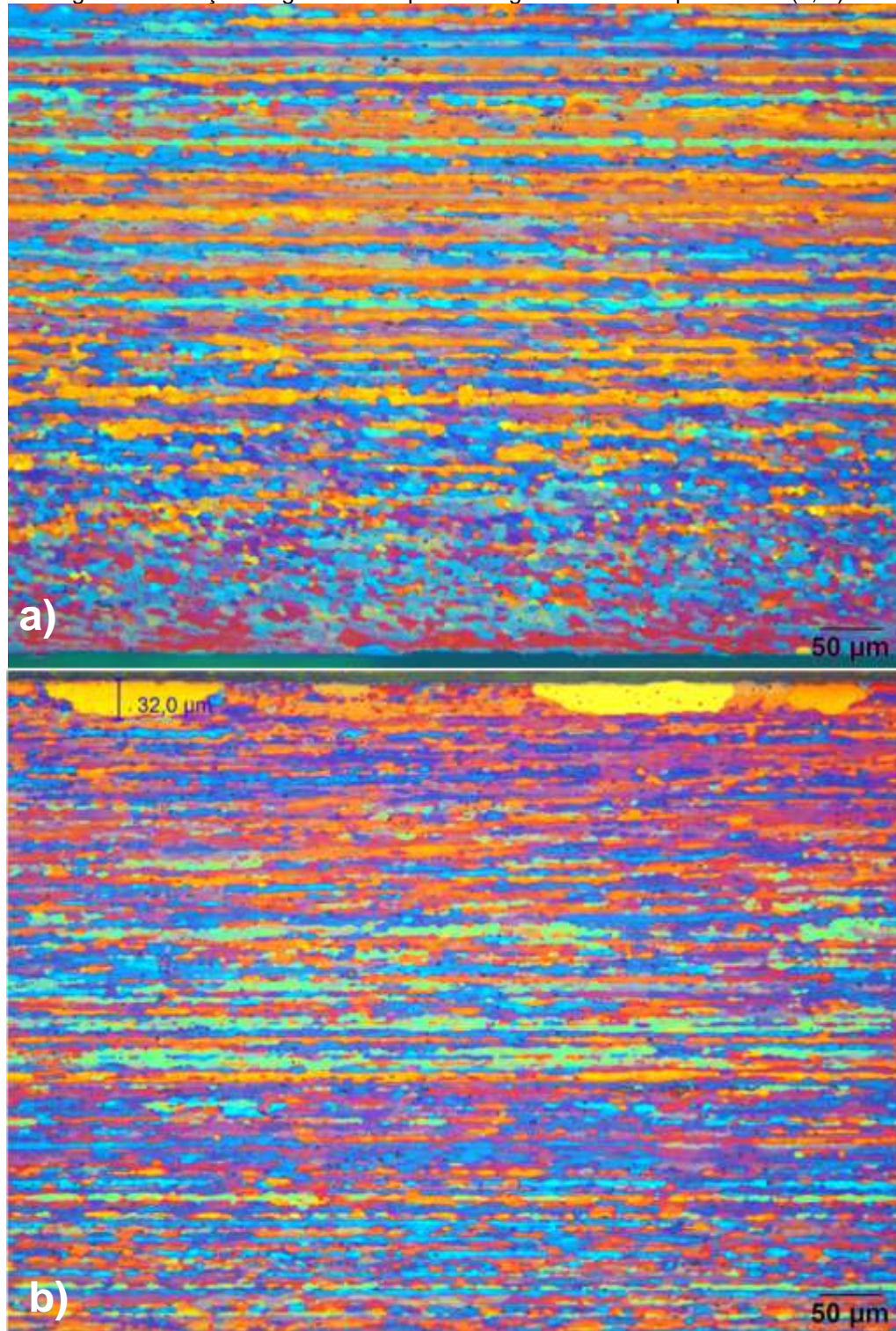
A Figura 28 (a) evidencia uma microestrutura formada por partículas de segunda fase ricas em $AlFe_3$ / Al_8FeSi_2 e precipitados finos ricos em Al-Zn-Mg dispersos na matriz de alumínio para a liga 7108. A imagem da Figura 28 (b) foi observada no microscópio óptico após ataque eletrolítico com ácido fluobórico (HFB₄ 1,0%) para a revelação da estrutura dos grãos sob luz polarizada. Esta microestrutura evidencia a estrutura granular alongada, com presença de grãos recristalizados apenas na superfície superior e com profundidade máxima de 35 μ m, típica para material envelhecido artificialmente. Importante ressaltar que os grãos recristalizados inferior em profundidade a 50 μ m não compromete na aplicação final do produto. Nas Figuras 28 e 29 são apresentadas as micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108.

Figura 28 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108 em luz polarizada (a) e ataque com ácido fluobórico (b).



Fonte: Autora da tese.

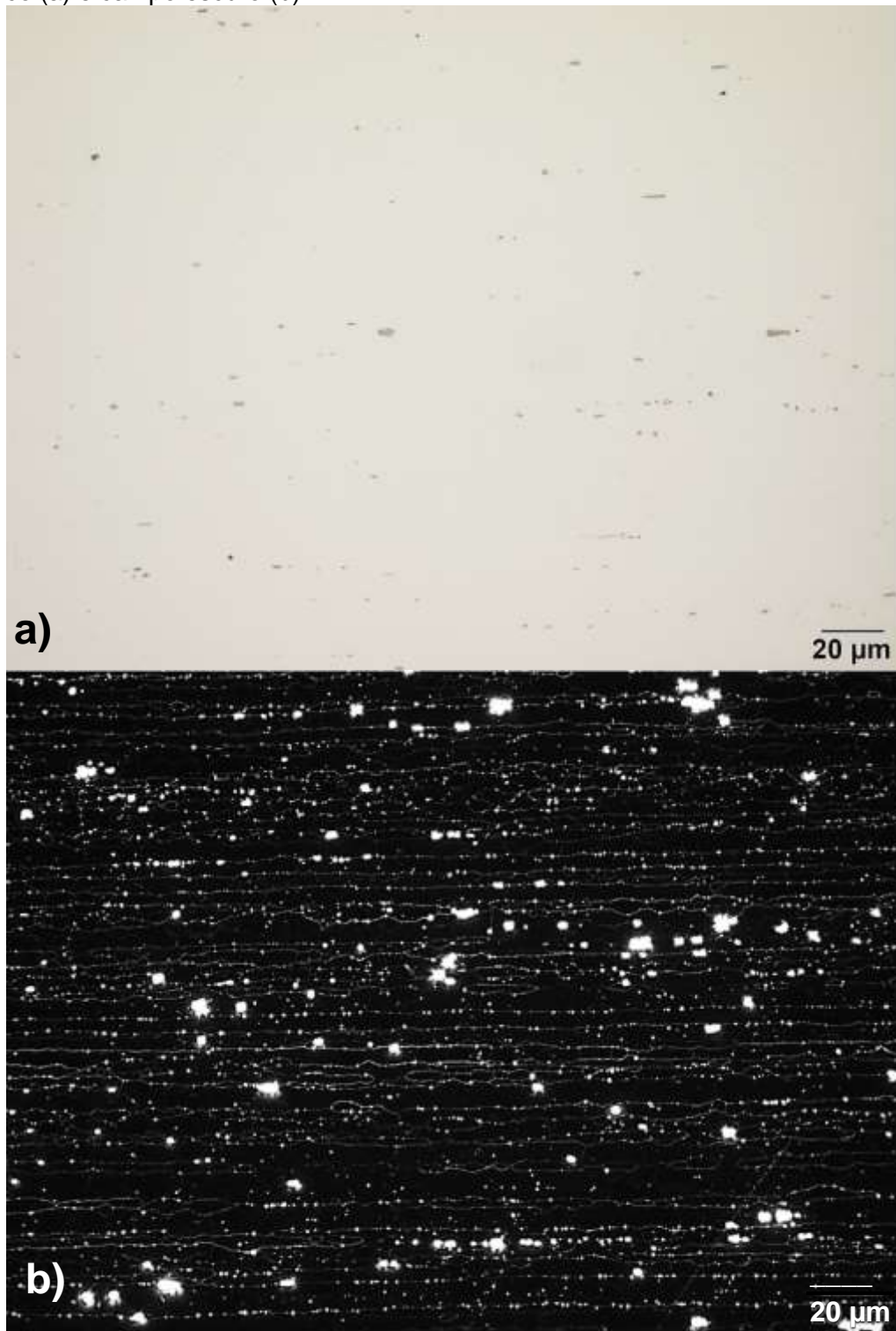
Figura 29 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108 em luz polarizada (a, b).



Fonte: Autora da tese.

A imagem em campo escuro, Figura 30, revela maiores detalhes dos precipitados $MgZn_2$, dispersos em matriz de alumínio.

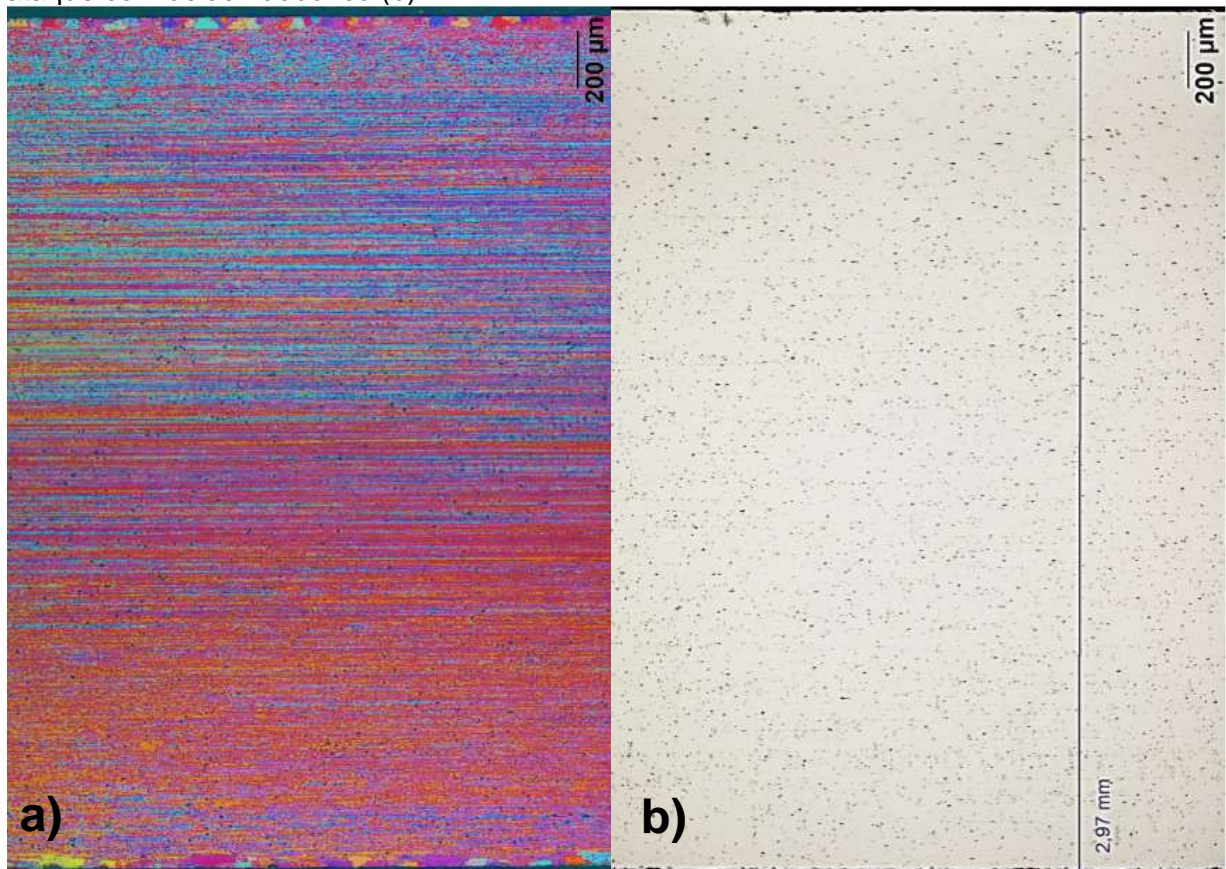
Figura 30 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7108 com ataque com ácido fluobórico (a) e campo escuro (b).



Fonte: Autora da tese.

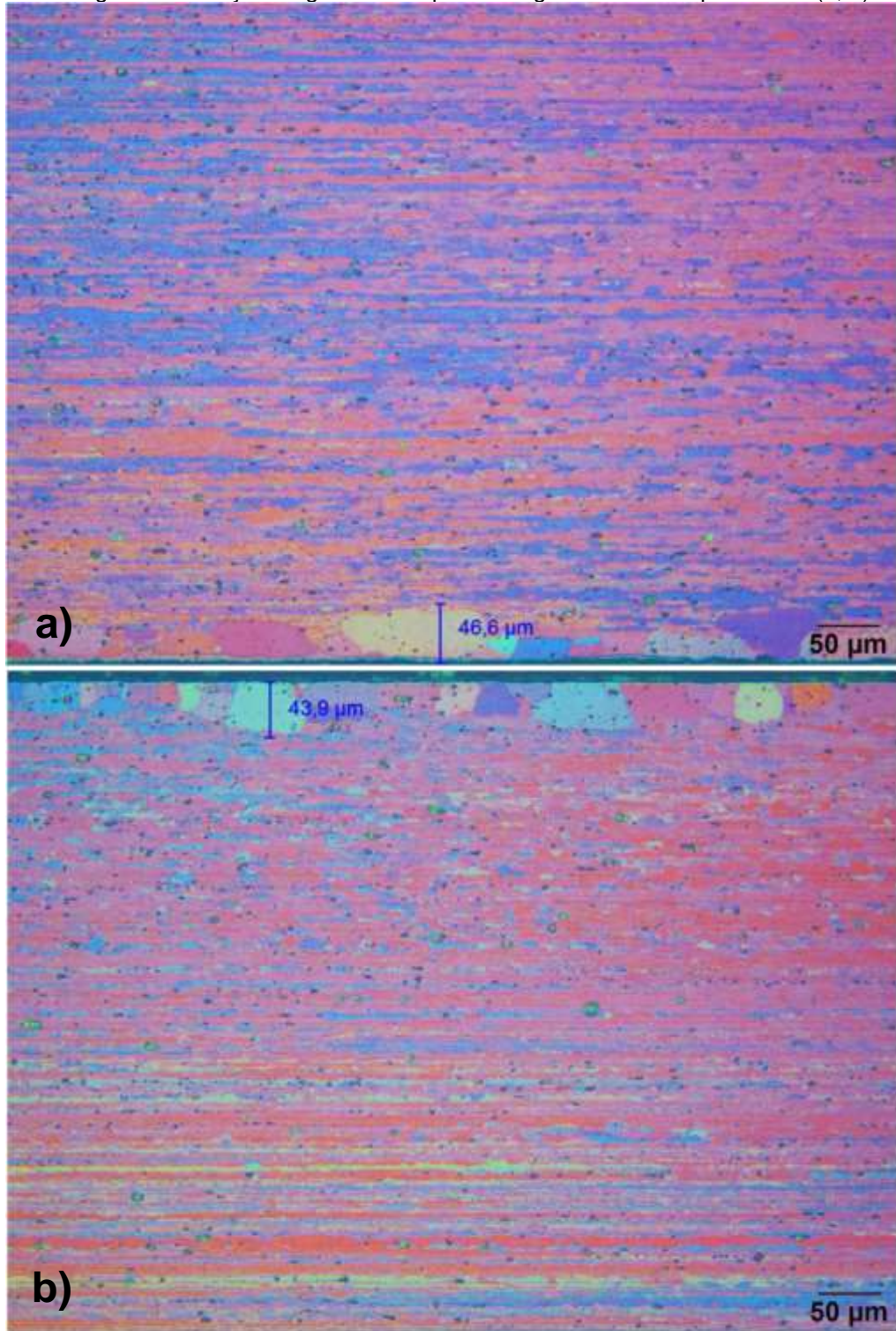
Para a liga 7046 foi evidenciada na Figura 31 (a, b) uma microestrutura granular alongada com presença de grãos recristalizados na superfície com profundidade máxima menor que 50 μm . A microestrutura é típica para a liga com distribuição homogênea dos constituintes, fases ricas em partículas de segunda fase AlFe_3 / Al_8FeSi_2 e em maiores quantidades que a liga 7108. Na Figura 32 são apresentadas as micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046.

Figura 31 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046 em luz polarizada (a) e ataque com ácido fluobórico (b).



Fonte: Autora da tese.

Figura 32 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046 em luz polarizada (a, b).

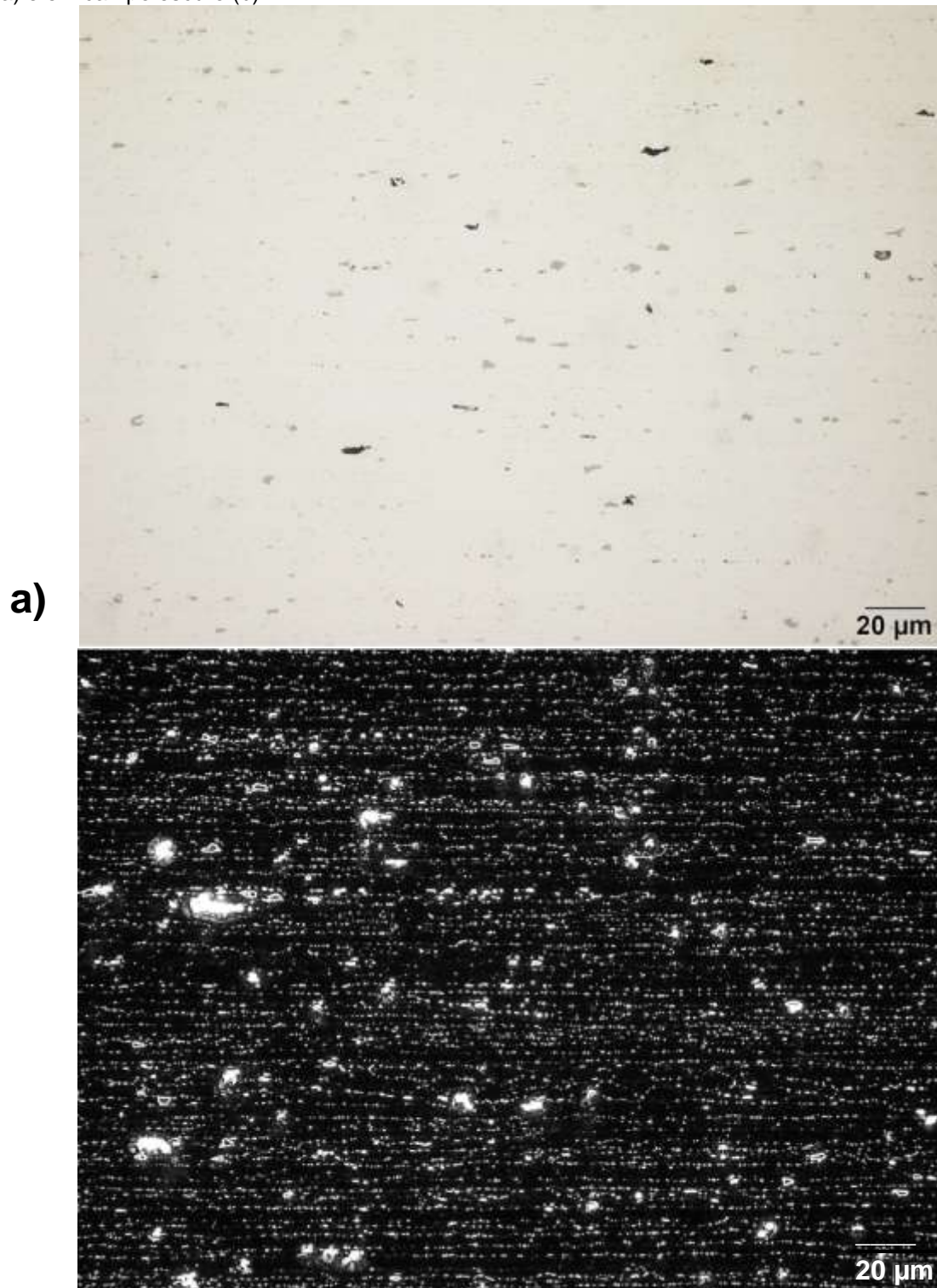


Fonte: Autora da tese.

Na imagem em campo escuro, Figura 33 (a, b), é possível notar os precipitados $MgZn_2$ dispersos em matriz de alumínio formados após o envelhecimento artificial da liga e em maior quantidade que na liga 7108.

No estudo da liga AA7055, as microestruturas dos perfis extrudados tratados termicamente mostraram que alguns constituintes permaneceram no perfil tratado com solução a ≤ 485 °C, porém no tratamento a temperaturas mais altas resultou em microestruturas superaquecidas devido à fusão dos constituintes. Contudo, com pré-aquecimento a 455 °C e aquecimento por rampa até 490 °C, o superaquecimento foi evitado e os constituintes se dissolveram completamente (PADILHA; SICILIANO JR., 2005).

Figura 33 - Micrografias da seção longitudinal do perfil na liga 7046 com ataque com ácido fluobórico (a) e em campo escuro (b).

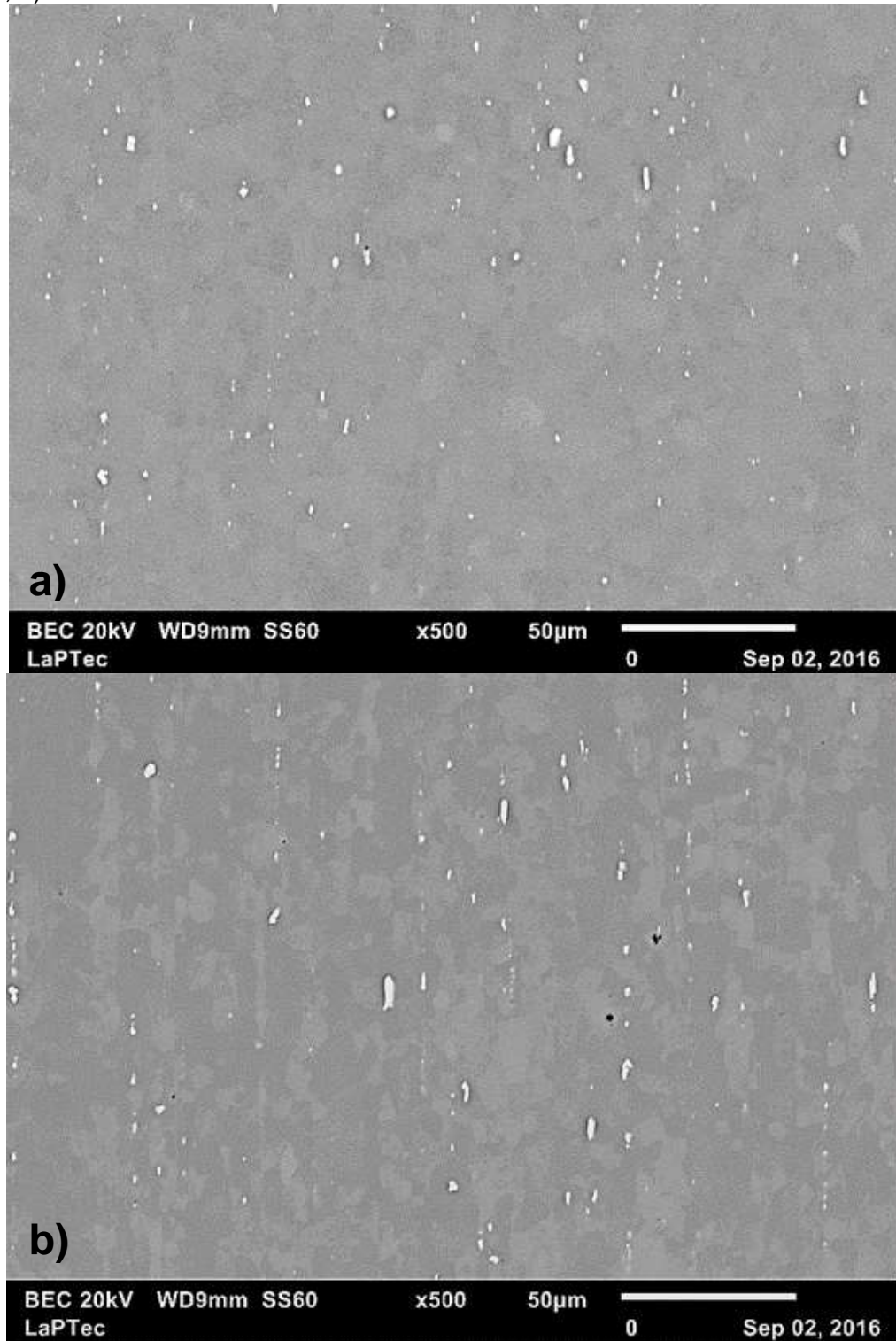


Fonte: Autora da tese.

6.4.2. Microscopia Eletrônica de Varredura nas Ligas 7108 e 7046

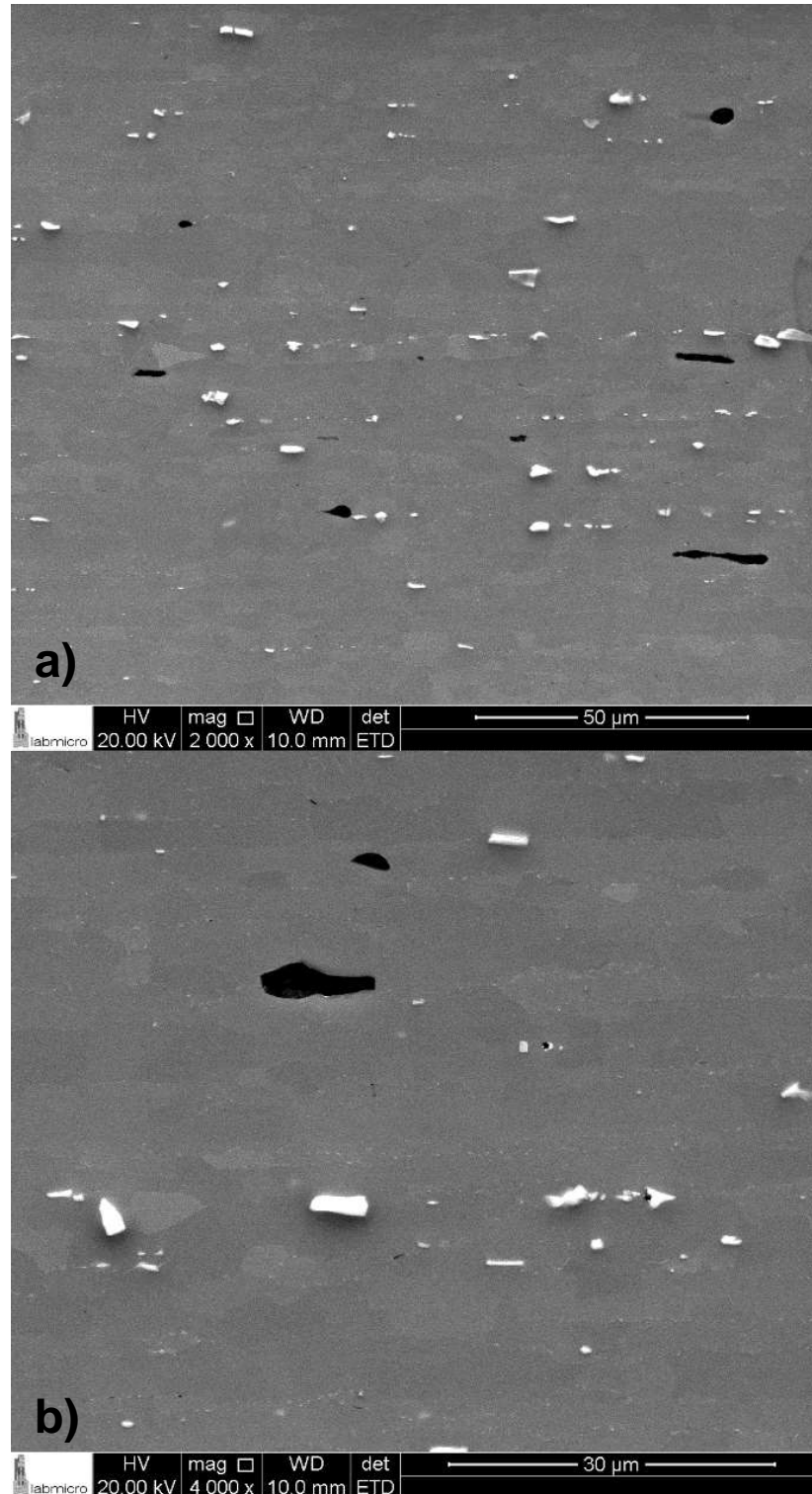
Nas análises de microscopia eletrônica de varredura das barras extrudadas observa-se com mais precisão nas Figuras 34 e 35 (a, b) partículas de segunda fase AlFe_3 / Al_8FeSi_2 de forma homogênea (partículas claras), partículas escuras grosseiras referentes ao composto Mg_2Si e precipitados finos do composto AlZnMg .

Figura 34 - Microestrutura da secção longitudinal da barra extrudada envelhecida na liga 7108 (a, b).



Fonte: Autora da tese.

Figura 35 - Microestrutura da secção longitudinal da barra extrudada envelhecida na liga 7046 (a, b).



Fonte: Autora da tese.

6.5. Ensaio de Tração e Dureza

Primeiramente, o ensaio de dureza foi realizado nas amostras sem envelhecimento artificial, a temperatura ambiente. Foram realizadas 24 medições, com a dureza do perfil 7108 chegando a 68 HB e a dureza do perfil 7046 a 90 HB. As ligas da série 7XXX possuem a particularidade de promover o envelhecimento natural acelerado, por possuir elevada quantidade dos elementos químicos Zn e Mg que são mais estáveis na forma precipitada.

Na tabela 5 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de tração (limite de escoamento - LE, limite de resistência - LRT e alongamento) e dureza nos corpos de prova envelhecidos, em escala laboratorial: temperatura de 150 °C para a liga 7108 e 155 °C para a liga 7046, em tempos variando de 1 a 20 horas.

Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração e dureza das ligas 7108 e 7046 – escala laboratorial.

Tempo (h)	Liga 7108 - Escala Laboratorial				Liga 7046 - Escala Laboratorial			
	LE (MPa)	LRT (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)	LE (MPa)	LRT (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)
1	187,3	260,4	10,6	73,0	249,3	373,4	14,6	92,6
2	228,9	296,0	10,9	79,6	286,1	399,7	15,7	95,5
3	245,9	307,7	10,3	84,4	313,0	417,8	14,2	101,9
4	265,8	322,0	11,6	92,5	333,2	434,0	16,6	105,3
5	273,3	326,7	11,6	95,5	355,3	444,0	15,6	120,9
6	287,4	337,4	12,6	98,6	365,2	447,5	16,0	120,9
7	295,8	343,5	12,2	105,3	369,3	449,9	14,0	125,3
8	298,2	344,4	11,6	105,3	375,9	454,6	16,2	116,7
9	298,4	344,3	11,6	101,9	383,5	455,5	15,4	129,9
10	295,8	342,6	10,8	105,3	387,4	454,0	15,0	134,8
11	300,5	345,9	13,3	101,9	398,8	462,0	16,2	134,8
12	302,8	348,0	11,2	101,9	399,6	465,1	15,2	129,9
13	302,9	347,9	10,8	105,3	405,3	464,7	14,2	134,8
14	305,7	349,6	10,6	105,3	407,6	465,1	16,4	125,3
15	306,9	349,7	13,0	105,3	408,1	464,4	15,4	134,8
16	309,2	353,6	12,6	105,3	418,0	471,9	14,2	140,0
17	309,6	352,8	12,2	105,3	417,9	470,7	15,6	140,0
18	309,5	353,0	12,8	105,3	422,2	472,2	14,0	140,0
19	309,0	352,9	12,3	105,3	416,8	470,8	12,2	134,8
20	308,2	351,5	12,6	105,3	420,0	473,0	15,0	140,0

Fonte: Autora da tese.

Para as duas ligas pode ser observado que houve um aumento de resistência mecânica com o aumento da duração do tratamento térmico. A explicação para isso é que os elementos de liga estão em solução sólida na matriz de alumínio

disponíveis para formação dos precipitados. Os limites de escoamento e de resistência a tração começam a estabilizar a partir de 16 horas de tratamento e foi observado que após 20 horas inicia a fase de superenvelhecimento.

Diante disso, adotou-se esses tempos para os tratamentos térmicos das ligas 7108 e 7046 em escala industrial. Para a liga 7108 foi 150 °C por 20h e para a liga 7046 155 °C por 17 horas. Para a liga 7046, a influência maior do aumento de resistência mecânica, comparada a liga 7108, está associada também a quantidade (%) e tipo de elementos de liga presentes. Foram ensaiados 12 corpos de prova em cada condição escolhida para cada liga. Os valores médios e desvio padrão das propriedades mecânicas obtidas em tração e dureza decorrentes dos tratamentos térmicos em escala industrial da liga 7108 e 7046 são apresentados na tabela 6.

Tabela 6 - Média e desvio padrão dos resultados dos ensaios de tração e dureza das ligas 7108 e 7046 – escala industrial.

	LE (MPa)	LRT (MPa)	Along. (%)	Dureza (HB)
Liga 7108 - Escala Industrial				
Média	292,1	340,6	11,9	96,9
Desvio Padrão	3,4	2,3	1,6	4,1
Liga 7046 - Escala Industrial				
Média	416,9	448,3	14,5	133,2
Desvio Padrão	3,8	3,8	0,4	2,8

Fonte: Autora da tese.

No estudo de tratamento térmico de homogeneização a altas temperaturas da liga AA7055, as propriedades de tração das amostras correspondentes chegaram a um patamar de 700MPa de limite de escoamento comparado com tratamentos de temperatura mais baixa. O tratamento a alta temperatura aprimorou a resistência, porém degradou severamente a ductilidade. Porém, a solução desenvolvida foi o tratamento escalonado em duas etapas para melhorar tanto a resistência quanto a ductilidade, e melhorou consideravelmente a resistência à fratura por causa da dissolução dos constituintes (PADILHA; SICILIANO JR., 2005).

6.6. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram iniciados com a liga 7108 e posteriormente com a liga 7046, em corpos de prova polidos. Os ensaios foram realizados com R=0,1 e

tensões máximas variando de 30 a 70% do limite de resistência em tração. Para a liga 7108, foram realizados 20 ensaios conforme mostrado na tabela 7.

Tabela 7 - Condições de execução dos ensaios de fadiga na liga 7108.

Quantidade CP's	% LRT	Tensão (MPa)
4	70%	23 - 230
4	60%	20 - 200
4	50%	17 - 170
6	40%	13 - 130
2	30%	10 - 100

Fonte: Autora da tese.

O resultado em números de ciclo até a ruptura para cada corpo de prova é apresentado na tabela 8.

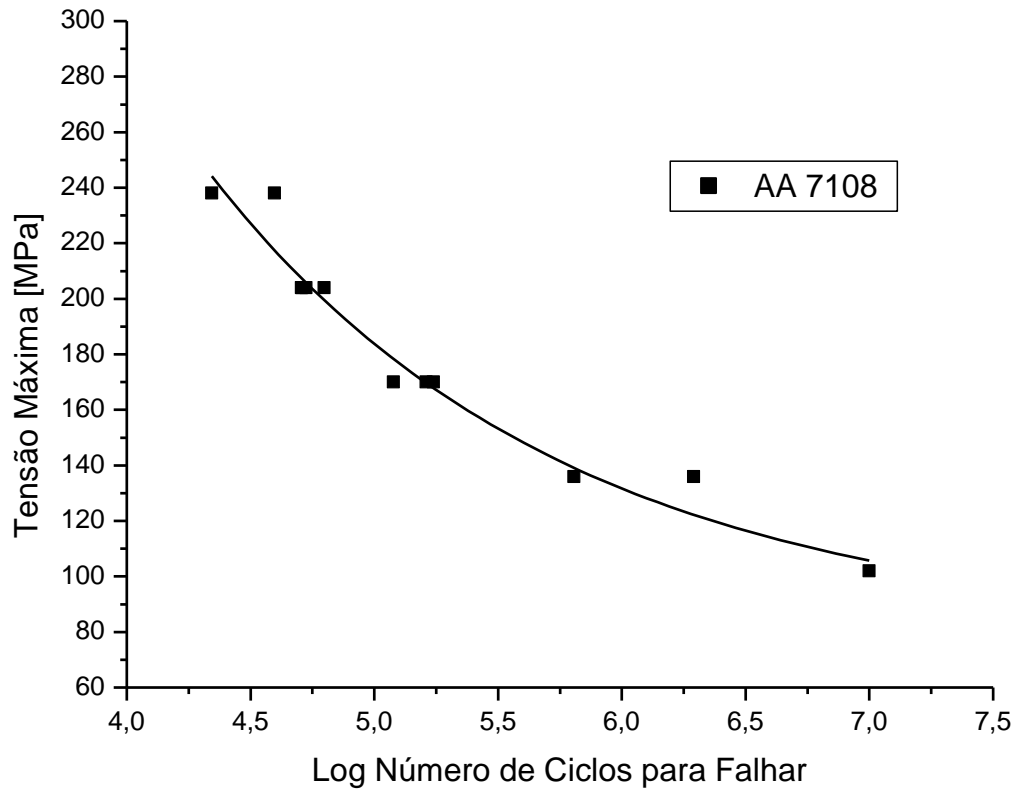
Tabela 8 - Resultado dos ensaios de fadiga na liga 7108 para os corpos de prova polidos.

Código do CDP	Padrão de carga	Tensão (MPa)	Número de ciclos até a falha
70LRT1	70% LRT	238,00	73843
70LRT2	70% LRT	238,00	39571
70LRT3	70% LRT	238,00	22034
70LRT4	70% LRT	238,00	66567
60LRT1	60% LRT	204,00	51135
60LRT2	60% LRT	204,00	53063
60LRT3	60% LRT	204,00	50758
60LRT4	60% LRT	204,00	62738
50LRT1	50% LRT	170,00	329380
50LRT2	50% LRT	170,00	161828
50LRT3	50% LRT	170,00	119430
50LRT4	50% LRT	170,00	173516
40LRT1	40% LRT	136,00	171537
40LRT2	40% LRT	136,00	640620
40LRT3	40% LRT	136,00	1953600
40LRT4	40% LRT	136,00	226326
40LRT5	40%LRT	136,00	260950
40LRT6	40%LRT	136,00	249013
30LRT1	30%LRT	102,00	1000000
30LRT2	30%LRT	102,00	1000000

Fonte: Autora da tese.

Na Figura 36 é apresentada a curva S-N (tensão máxima X ciclos para romper) para a liga 7108 em corpos de prova polidos. A seta mostrada na curva indica que o ensaio foi interrompido sem a fratura, com 10^7 ciclos.

Figura 36 - Curva S-N obtida a partir dos ensaios realizados para os corpos de prova polidos para a liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

Os ensaios na liga 7046 foram executados em corpos de prova na condição usinados e polidos, com tensão máxima variando de 40 a 70% do limite de resistência em tração. Foram realizados 16 ensaios conforme mostrado na tabela 9.

Tabela 9 - Condições de execução dos ensaios de fadiga na liga 7046.

Quantidade CP's	% LRT	Tensão (MPa)
4	70%	31 - 310
4	60%	27 - 270
4	50%	22 - 220
4	40%	18 - 180

Fonte: Autora da tese.

O resultado em números de ciclo até a ruptura para cada corpo de prova é apresentado na tabela 10.

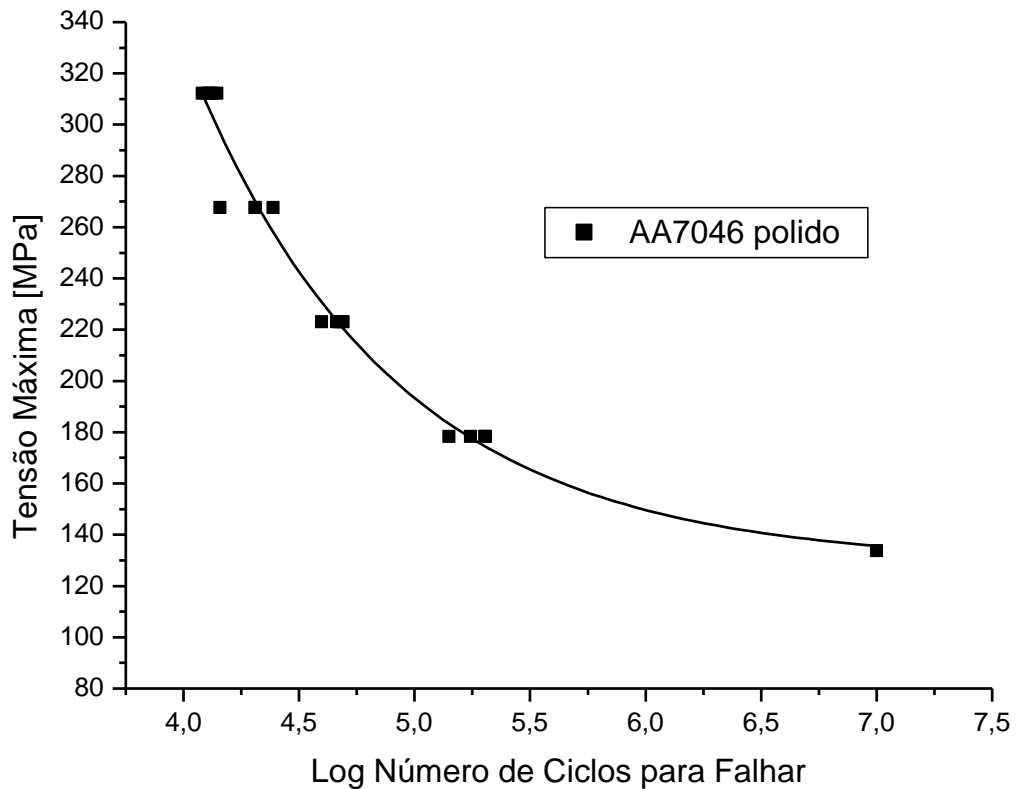
Tabela 10 - Resultado dos ensaios de fadiga na liga 7046 para os corpos de prova polidos.

Código do CDP	Padrão de carga	Carga (MPa)	Número de ciclos até a falha
70LRT1POL	70% LRT POL	312,20	15312
70LRT2POL	70% LRT POL	312,20	14817
70LRT3POL	70% LRT POL	312,20	17035
70LRT4POL	70% LRT POL	312,20	17950
60LRT1POL	60% LRT POL	267,60	30742
60LRT2POL	60% LRT POL	267,60	37057
60LRT3POL	60% LRT POL	267,60	23112
60LRT4POL	60% LRT POL	267,60	31924
50LRT1POL	50% LRT POL	223,00	53954
50LRT2POL	50% LRT POL	223,00	155354
50LRT3POL	50% LRT POL	223,00	60693
50LRT4POL	50% LRT POL	223,00	73034
40LRT1POL	40% LRT POL	178,40	2287754
40LRT2POL	40% LRT POL	178,40	10000000
40LRT3POL	40% LRT POL	178,40	10000000
40LRT4POL	40% LRT POL	178,40	10000000

Fonte: Autora da tese.

Na Figura 37 é apresentada a curva S-N (tensão máxima X ciclos para romper) para a liga 7046 em corpos de prova polidos. As setas mostradas na curva indicam que o ensaio foi interrompido sem a fratura, com 10^7 ciclos.

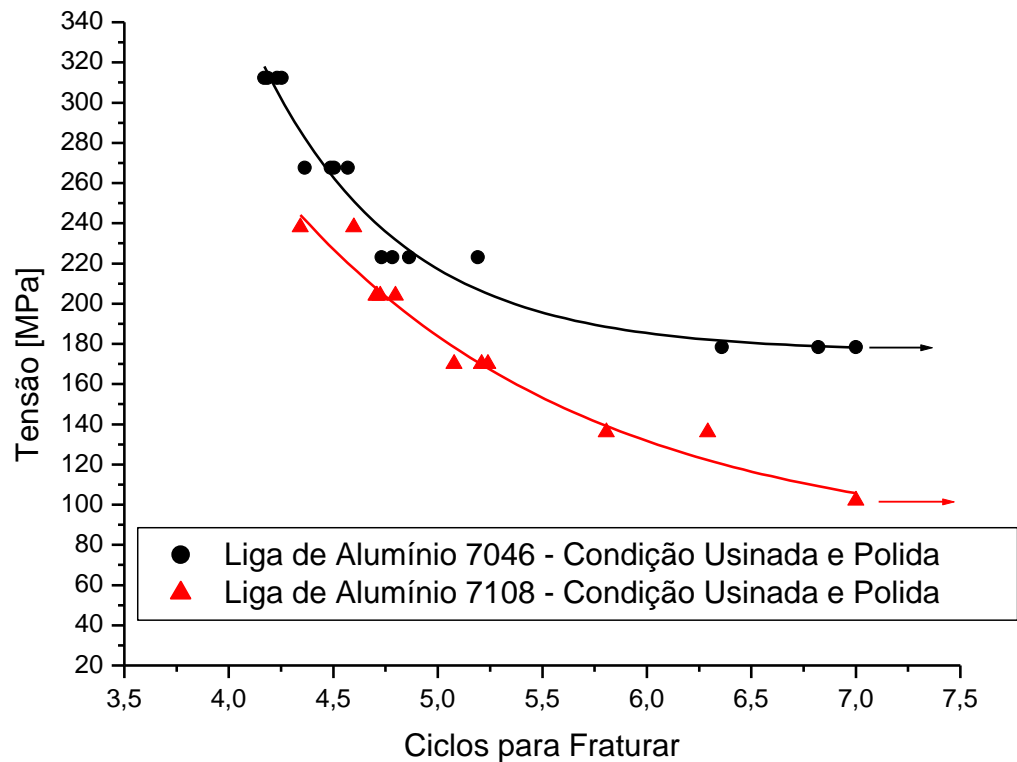
Figura 37 - Curvas S-N obtidas a partir dos ensaios realizados para os corpos de prova polidos para a liga 7046.



Fonte: Autora da tese.

Na Figura 38 são apresentadas as curvas S-N das ligas 7046 e 7108 dos corpos de prova polidos para uma análise. A curva vermelha foi obtida a partir de ensaios de fadiga em corpos de prova da liga de alumínio 7046 e a curva preta em ensaios de fadiga da liga de alumínio 7108. Como dito anteriormente, os pontos no gráfico acompanhados por uma seta indicam interrupção do ensaio com 10^7 ciclos sem ter fraturado. Nota-se que para a liga 7046, todos os níveis de tensão máxima tiveram um desempenho superior nas propriedades de fadiga em relação a liga 7108. Este fato está relacionado diretamente à diferença na quantidade de elementos de liga responsáveis pelo endurecimento por precipitação presentes nas duas ligas e também com os resultados nos ensaios de tração, como já exposto.

Figura 38 - Curvas S-N obtidas a partir dos ensaios realizados para os corpos de prova polidos para as ligas 7046 e 7108.



Fonte: Autora da tese.

Para melhor entendimento do efeito do acabamento superficial dos corpos de prova, ou seja, do efeito do polimento realizado após o processo de usinagem na resistência a fadiga, realizou-se um estudo adicional em corpos de prova somente usinados na liga 7046. Para isso, foi realizada a quantificação da rugosidade em alguns corpos de prova na parte superficial, conforme Figura 39 e tabela 11.

Figura 39 - Imagem do local de medição de rugosidade nos corpos de prova.



Fonte: Autora da tese.

Tabela 11 - Resultados da medição da rugosidade superficial (média) dos corpos de prova da liga de alumínio 7046 nas condições somente usinada e polida.

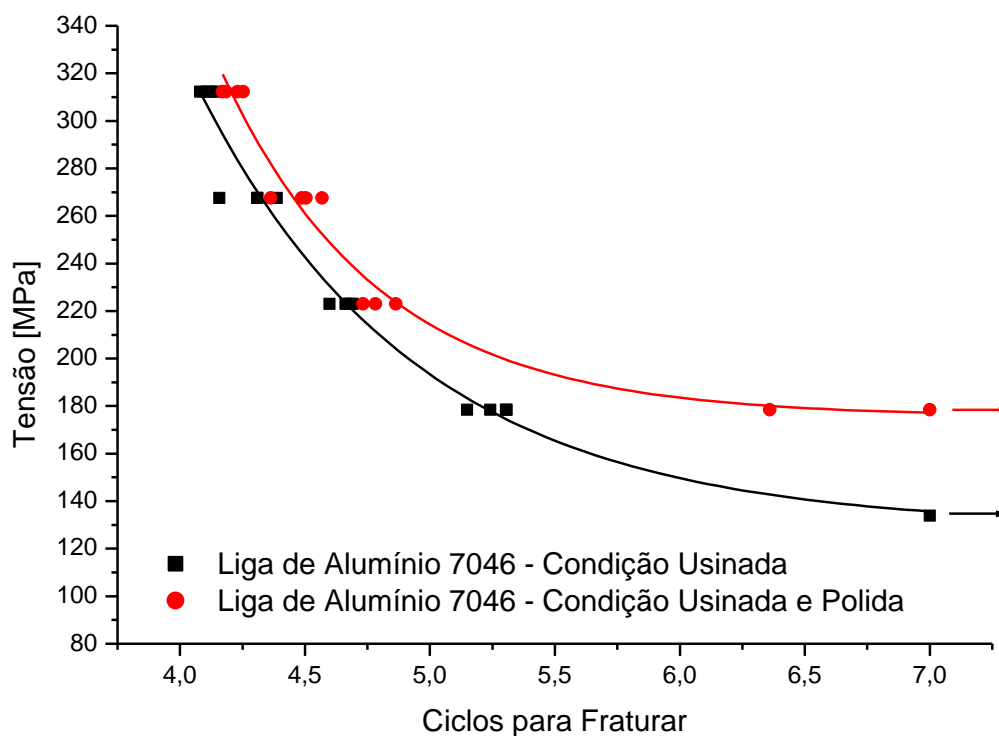
CP	Ra (μm)	Rq (μm)	Rz (μm)
Usinados	7,87	9,51	37,59
Usinados e polidos	0,25	0,32	1,86

Fonte: Autora da tese.

Utilizando a escala Rz (valor médio da soma do valor do maior pico ao maior vale) como referência, constata-se que o polimento promoveu uma diminuição significativa na rugosidade Rz dos corpos de prova em comparação aos corpos de prova somente usinados. A alteração do valor médio de Rz foi de 37,59 μm na condição somente usinado para 1,86 μm nos corpos de prova polidos. Nota-se por estes resultados uma significativa melhora das propriedades em fadiga em decorrência do polimento dos corpos de prova. Tanto que na condição somente usinado foi necessário executar ensaios em valores de tensão mais baixos (30 ou 35% do limite de resistência) para complementação da curva S-N para vida mais longa (10.000.000 de ciclos ou mais).

Na Figura 40 são apresentadas as curvas S-N das duas condições (somente usinados e polidos) para a liga 7046 para uma análise comparativa. Os ensaios de fadiga foram conduzidos até a fratura com exceção dos pontos no gráfico acompanhados por uma seta. Nessas condições o ensaio foi interrompido com 10^7 ciclos sem ter fraturado. A curva preta da figura refere-se aos ensaios em corpos de prova somente usinados e a curva vermelha foi obtida a partir de ensaios de fadiga em corpos de prova polidos.

Figura 40 - Curvas S-N para comparação da liga 7046 na condição somente usinada e polida.



Fonte: Autora da tese.

De uma maneira geral, os corpos de prova polidos apresentaram uma resistência à fadiga superior aos corpos de prova somente usinados. Para níveis elevados de tensão máxima, os corpos de prova somente usinados e polidos falharam respectivamente com $1,3 \times 10^4$ e $1,6 \times 10^4$ ciclos de fadiga. Nota-se que o efeito do acabamento superficial não foi tão pronunciado nos ensaios de fadiga com estas tensões aplicadas. A melhoria da vida em fadiga tornou-se mais evidente à medida

que a tensão máxima aplicada diminui. Quando a tensão máxima foi reduzida para 178 MPa, a vida em fadiga do corpo de prova polido suportou 10^7 ciclos sem se romper, ao passo que nos corpos de prova somente usinados romperam com $1,8 \times 10^5$ ciclos. As superfícies com maior rugosidade superficial favorecem o início e a propagação de trincas durante os ciclos de fadiga. Vários autores (BENEDETTI *et al.*, 2015; BORGES *et al.*, 2018; CURTIS *et al.*, 2002; JABUR, 2012; LI *et al.*, 1992) demonstraram em seus estudos o efeito deletério na resistência em fadiga em decorrência do aumento da rugosidade superficial. Segundo Curtis et Al. (CURTIS *et al.*, 2002), a rugosidade superficial acelera a nucleação e a propagação prematura de trincas. Jabur (JABUR, 2012) propôs relações empíricas para descrever a redução da vida em fadiga com relação ao aumento da rugosidade. Li et al. (LI *et al.*, 1992) propôs uma equação para obtenção do fator de concentração de tensão (K_t) a partir de medidas de rugosidade R_z (soma do valor do maior pico ao maior vale) e das distâncias entre picos adjacentes. Benedetti et al. (BENEDETTI *et al.*, 2015) concluíram que o efeito da rugosidade superficial impacta muito no mecanismo de iniciação de trincas por fadiga e sua propagação precoce. Estes autores também verificaram que um acabamento superficial por um esmerilhamento suave pode minimizar o efeito da rugosidade. Borges et al. (BORGES *et al.*, 2018) mostrou que a rugosidade superficial gerada pelo *shot peening* prejudica as propriedades em fadiga do material.

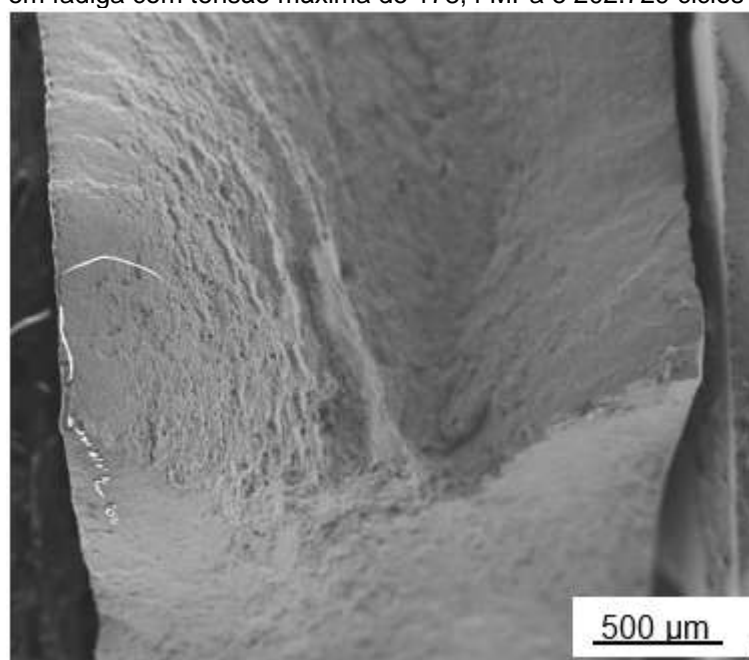
6.7. Análise da Superfície de Fratura

As análises da superfície de fratura dos corpos de prova de fadiga foram iniciadas para a liga 7046 em 3 amostras selecionadas: 50LRT2POL, 40LRT1POL e 70LRT4POL e, posteriormente, na liga 7108 em 4 amostras selecionadas: 40LRT3, 50LRT2, 60LRT2 e 70LRT2.

As características das superfícies de fratura foram similares para as duas ligas de alumínio (7046 e 7108) investigadas numa condição similar de aplicação de tensão e de número de ciclos para fraturar. Não foram também notadas diferenças significativas nos aspectos observados nas superfícies de fratura dos corpos de prova polidos em relação aos somente usinados. De uma maneira geral, as superfícies de

fratura dos corpos de prova apresentaram uma característica típica de relevo acentuado. Depois do crescimento inicial da trinca num plano quase perpendicular ao eixo de carregamento, ocorre uma inclinação elevada da superfície de fratura. Um exemplo dessa característica é mostrado na figura 41 e está de acordo com o observado por Fintová et al (FINTOVÁ *et al.*, 2020) em estudos de fadiga da liga de alumínio 7075.

Figura 41 - Análise fractográfica por MEV de um corpo de prova usinado da liga de alumínio 7046 ensaiado em fadiga com tensão máxima de 178,4 MPa e 202.729 ciclos para fraturar.

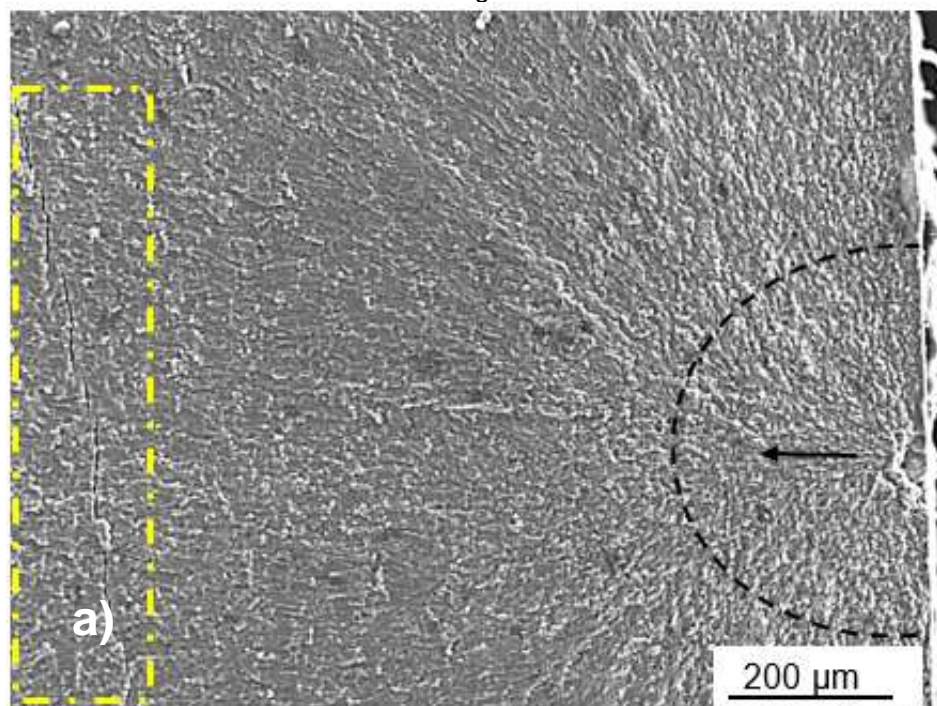


Fonte: Autora da tese.

Na figura 42 é mostrada a região da superfície de fratura do corpo de prova polido da liga de alumínio 7046 ensaiado em fadiga com tensão máxima de 223 MPa e 155.354 ciclos para fraturar, correspondente a amostra 50LRT2POL. Nesta superfície de fratura é observado uma região de início e propagação de trinca indicado pela seta. A trinca avançou numa direção perpendicular aos grãos alongados decorrentes do processo de extrusão. Na região retangular tracejada é destacada uma grande e profunda trinca secundária perpendicular à direção de crescimento da trinca principal. Estas trincas secundárias foram observadas na região de propagação de trinca em todos os corpos de prova ensaiados em fadiga, tanto para a liga de alumínio

7046 como para a 7108. Nesta figura, o início da trinca ocorreu na lateral do corpo de prova de seção retangular, ou seja, a partir da superfície do perfil extrudado.

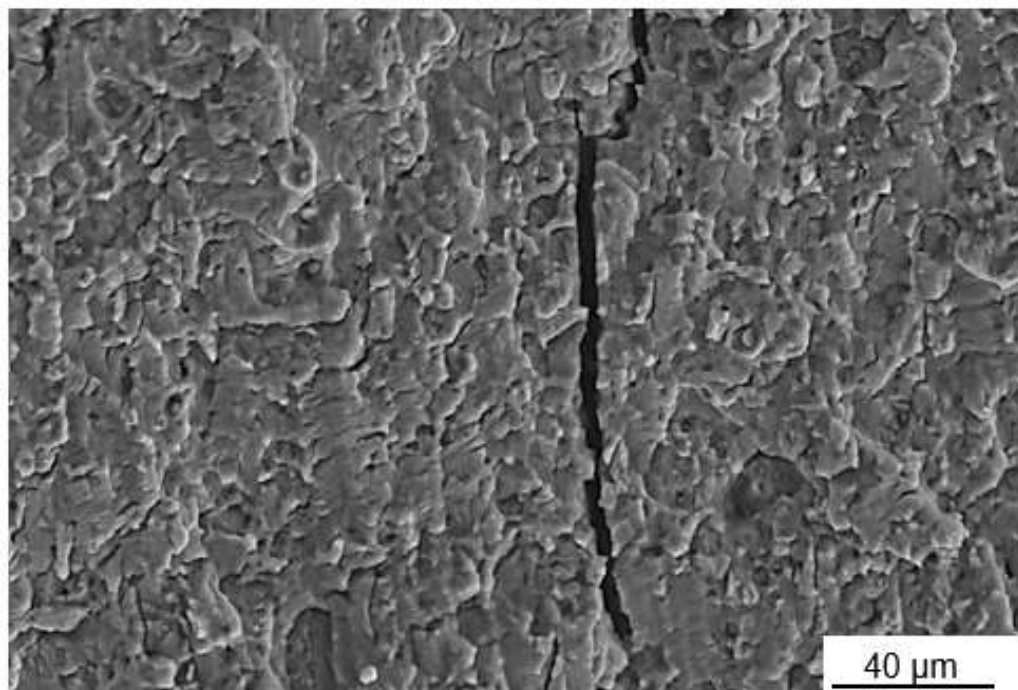
Figura 42 - Análise fractográfica por MEV da região de início e propagação de trinca e a presença de trincas secundárias da amostra 50LRT2POL na liga 7046.



Fonte: Autora da tese.

Um detalhe da região de propagação da trinca do corpo de prova polido da liga de alumínio 7046 ensaiado em fadiga com tensão máxima de 178,4 MPa e 2.287.754 ciclos para fraturar é apresentado na figura 43, correspondente a amostra 40LRT1POL. Nesta figura observa-se, em detalhe, a presença de uma superfície plana com leves traços de deformação plástica, como observado em outros trabalhos (KOWALSKI *et al.*, 2017; STANZL-TSCHEGG *et al.*, 2016). Uma trinca secundária profunda também é visível nesta superfície de fratura.

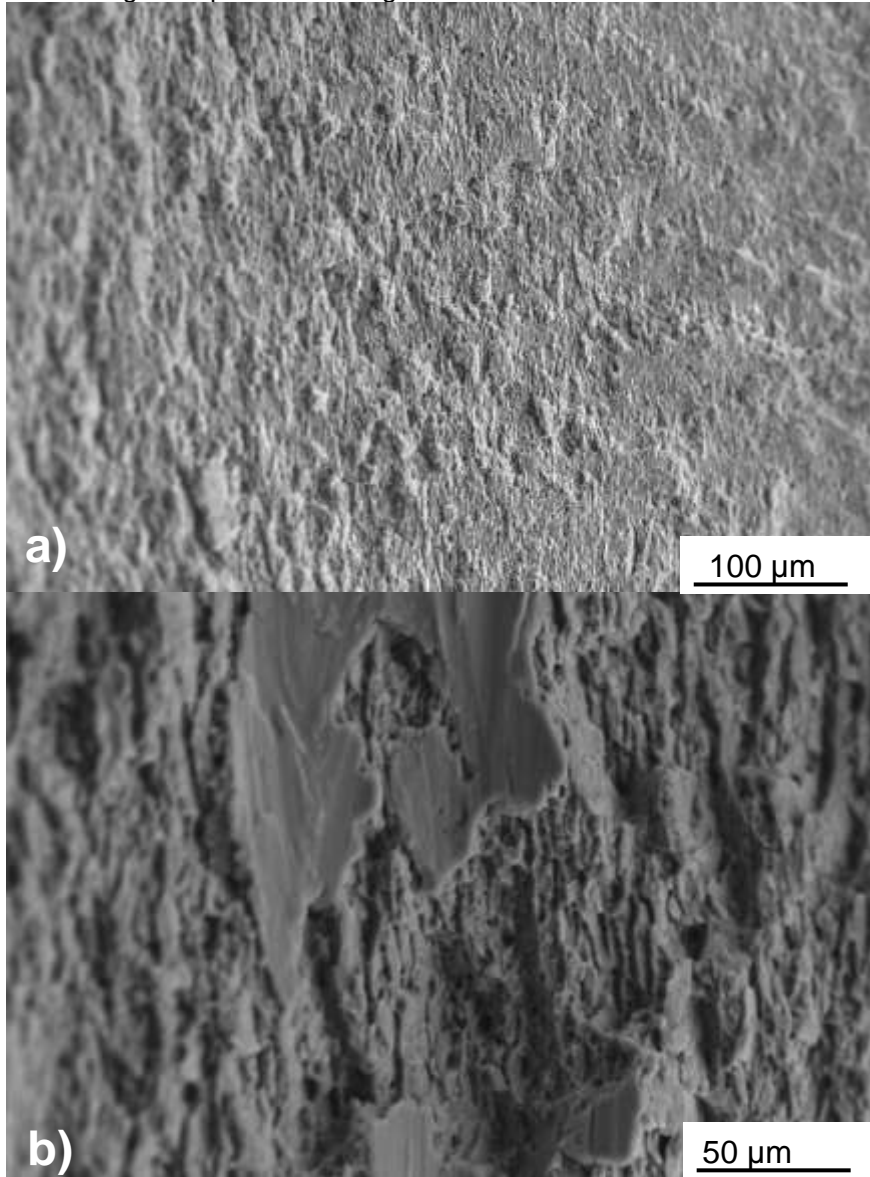
Figura 43 - Análise fractográfica por MEV da região que evidencia uma trinca secundária profunda da amostra 40LRT1POL na liga 7046.



Fonte: Autora da tese.

A figura 44 (a, b) mostra a microestrutura da liga 7046 correspondentes a amostra 70LRT4POL, em dois aumentos diferentes e na região central da fratura. A amostra 70LRT4POL sofreu uma tensão de 70% do limite de resistência e resistiu a 17.950 ciclos sem romper.

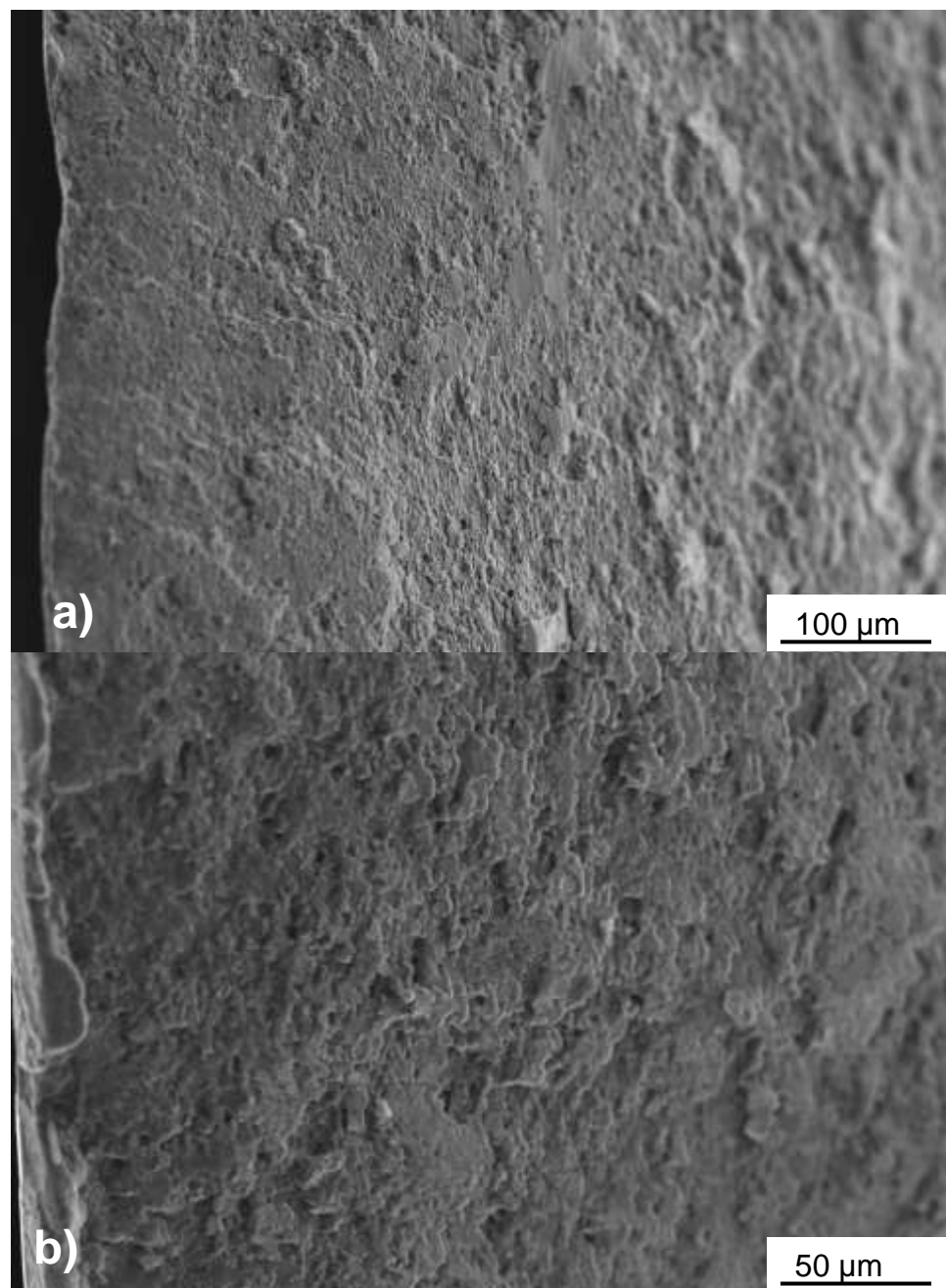
Figura 44- Análise fractográfica por MEV da região central da amostra 70LRT4POL na liga 7046.



Fonte: Autora da tese.

A figura 45 (a, b) mostra a microestrutura da liga 7046 correspondentes a amostra 70LRT4POL, em dois aumentos diferentes na região das extremidades.

Figura 45 - Análise fractográfica por MEV da região das extremidades da amostra 70LRT4POL na liga 7046.

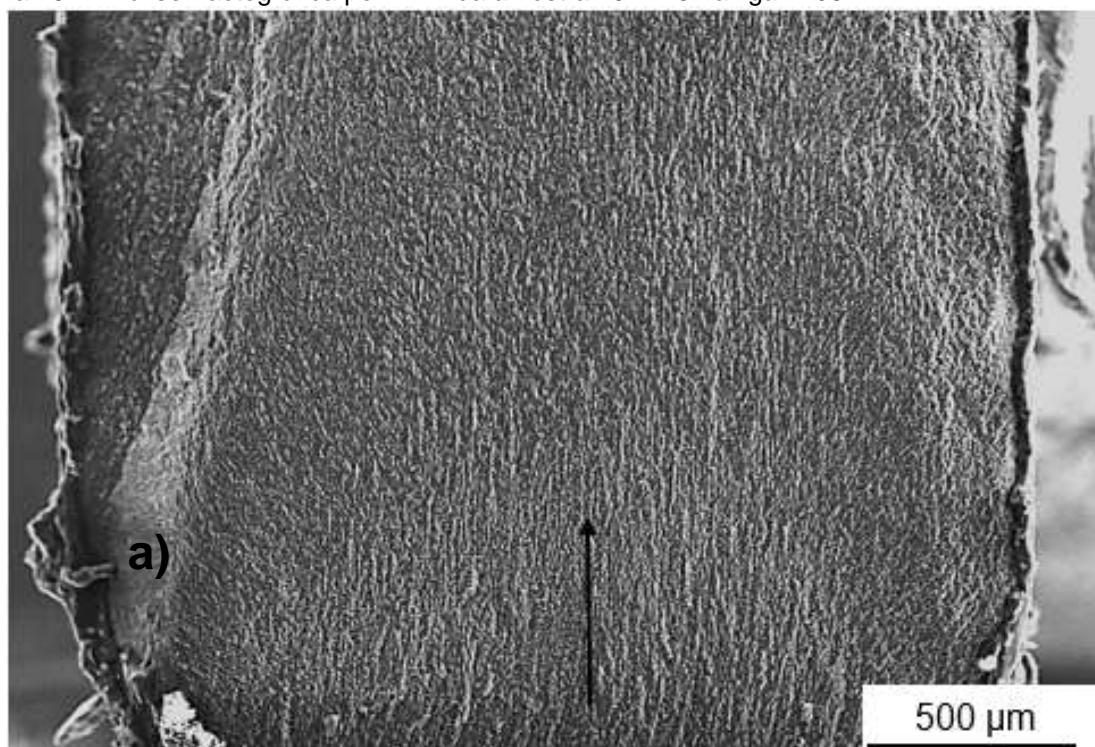


Fonte: Autora da tese.

Na figura 46 é apresentada a região de início de fratura a partir da espessura do corpo de prova da liga de alumínio 7108 ensaiado em fadiga com tensão máxima de 136 MPa e 1.953.600 ciclos para fraturar, correspondente a amostra 40LRT3. Nota-

se nesta fractografia o sentido de propagação de trinca da superfície para o interior do corpo de prova, indicado pela seta.

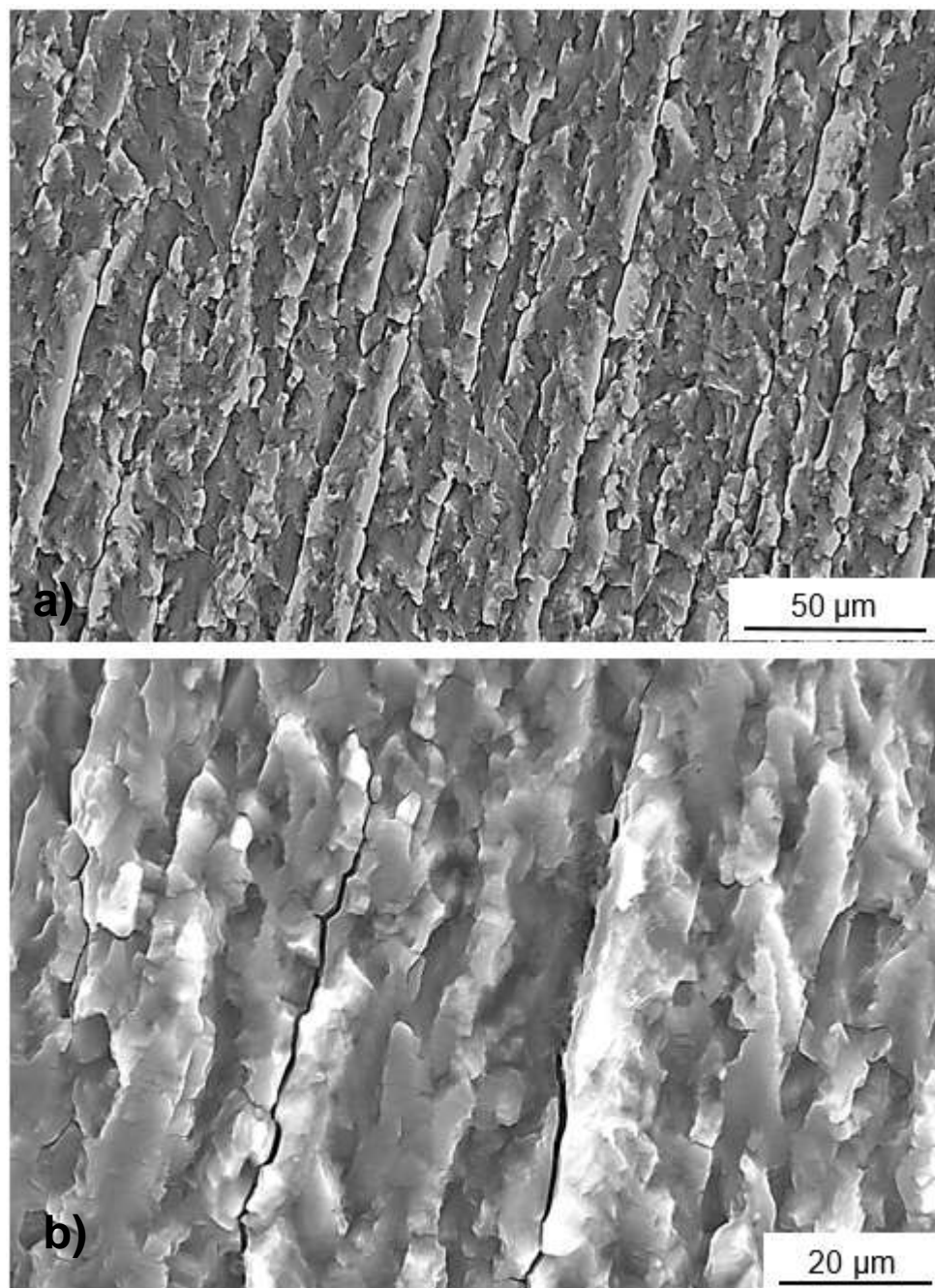
Figura 46 – Análise fractográfica por MEV da amostra 40LRT3 na liga 7108.



Fonte: Autora da Tese

A amplificação da região de propagação de trinca é mostrada na figura 47. Observa-se nitidamente na figura 47 (a) os grãos alongados decorrentes do processo de extrusão. Na figura 47 (b) observa-se claramente a presença de uma trinca secundária ao longo dos contornos dos grãos extrudados.

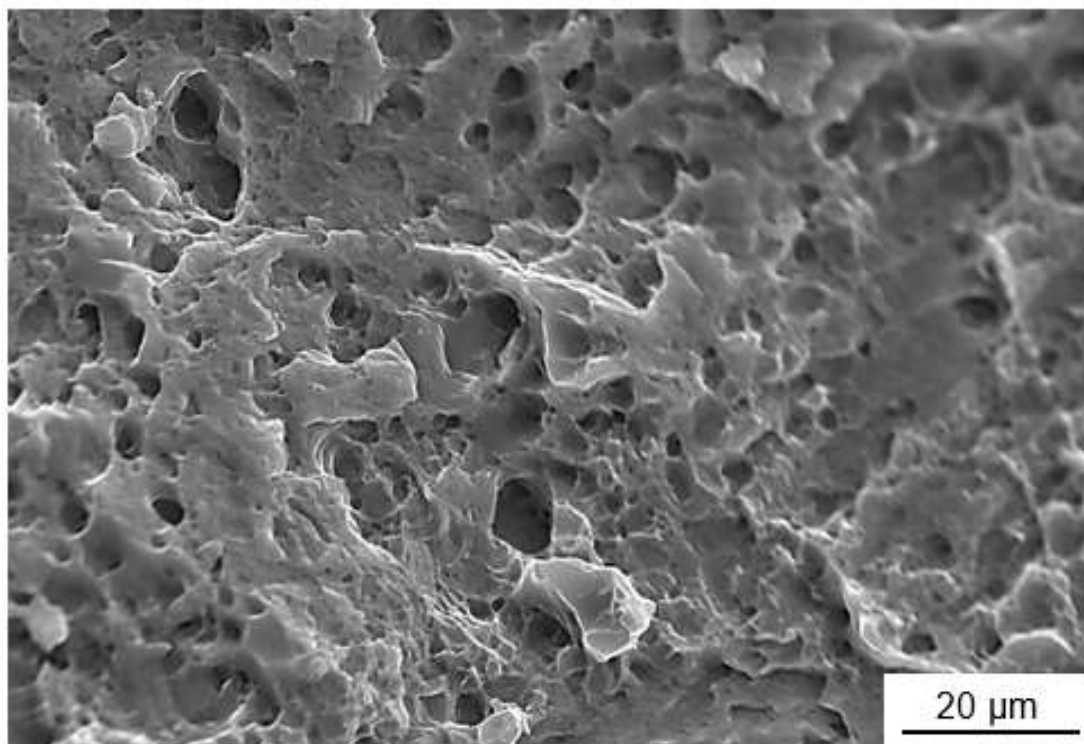
Figura 47 - Análise fractográfica por MEV da região de propagação de trinca da amostra 40LRT3 na liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

Na região final de ruptura, mostrada na figura 48, nota-se a presença de uma fratura mista caracterizada pela presença de fratura transgranular e de microcavidades (dimples).

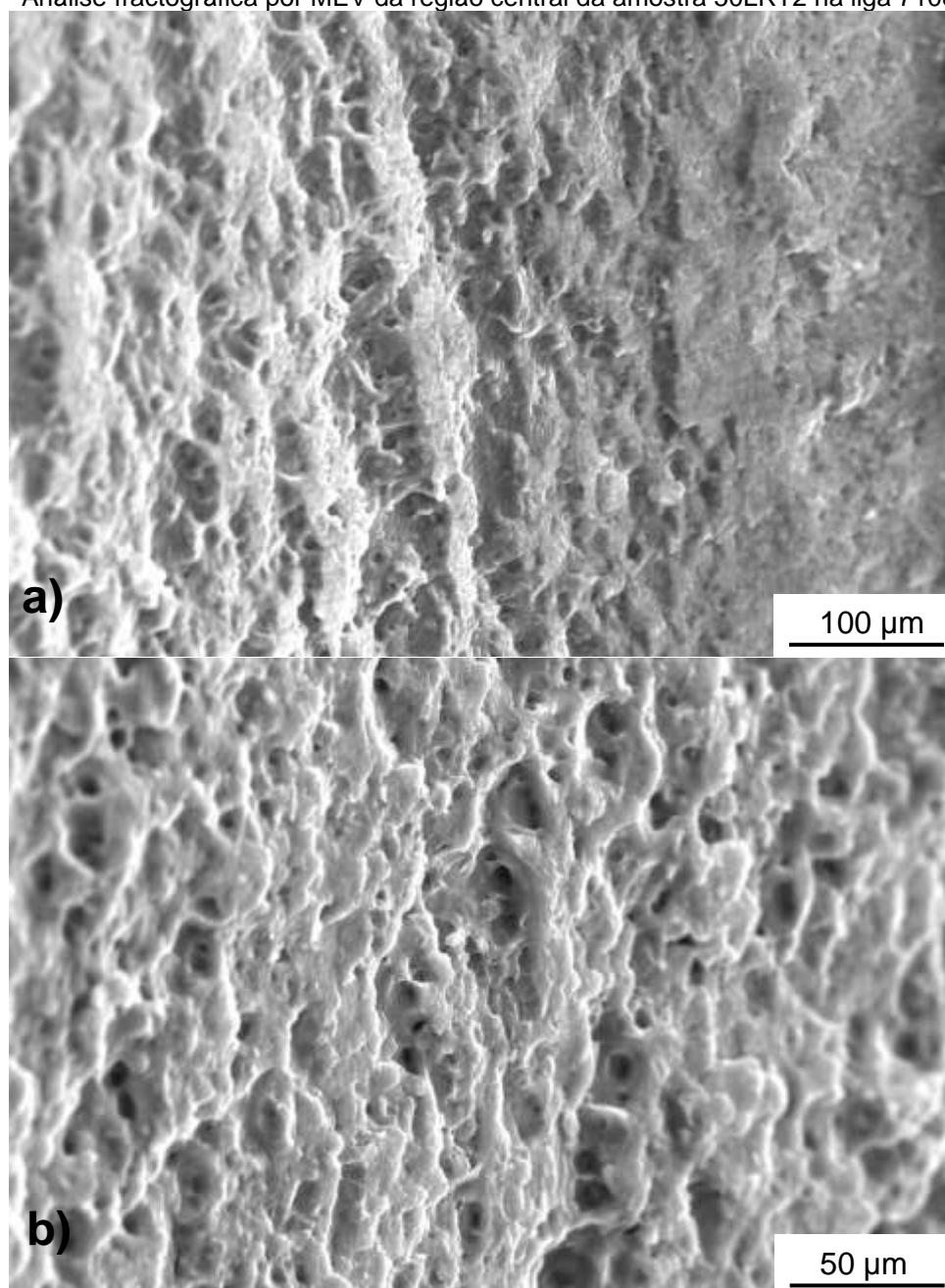
Figura 48 - Análise fractográfica por MEV da região final de ruptura da amostra 40LRT3 na liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

A amostra 50LRT2 foi submetida a uma tensão de 50% do limite de resistência e resistiu a 161.828 mil ciclos antes de romper. A Figura 49 (a, b) mostra a microestrutura da liga 7108 correspondente a amostra 50LRT2 na região central da fratura.

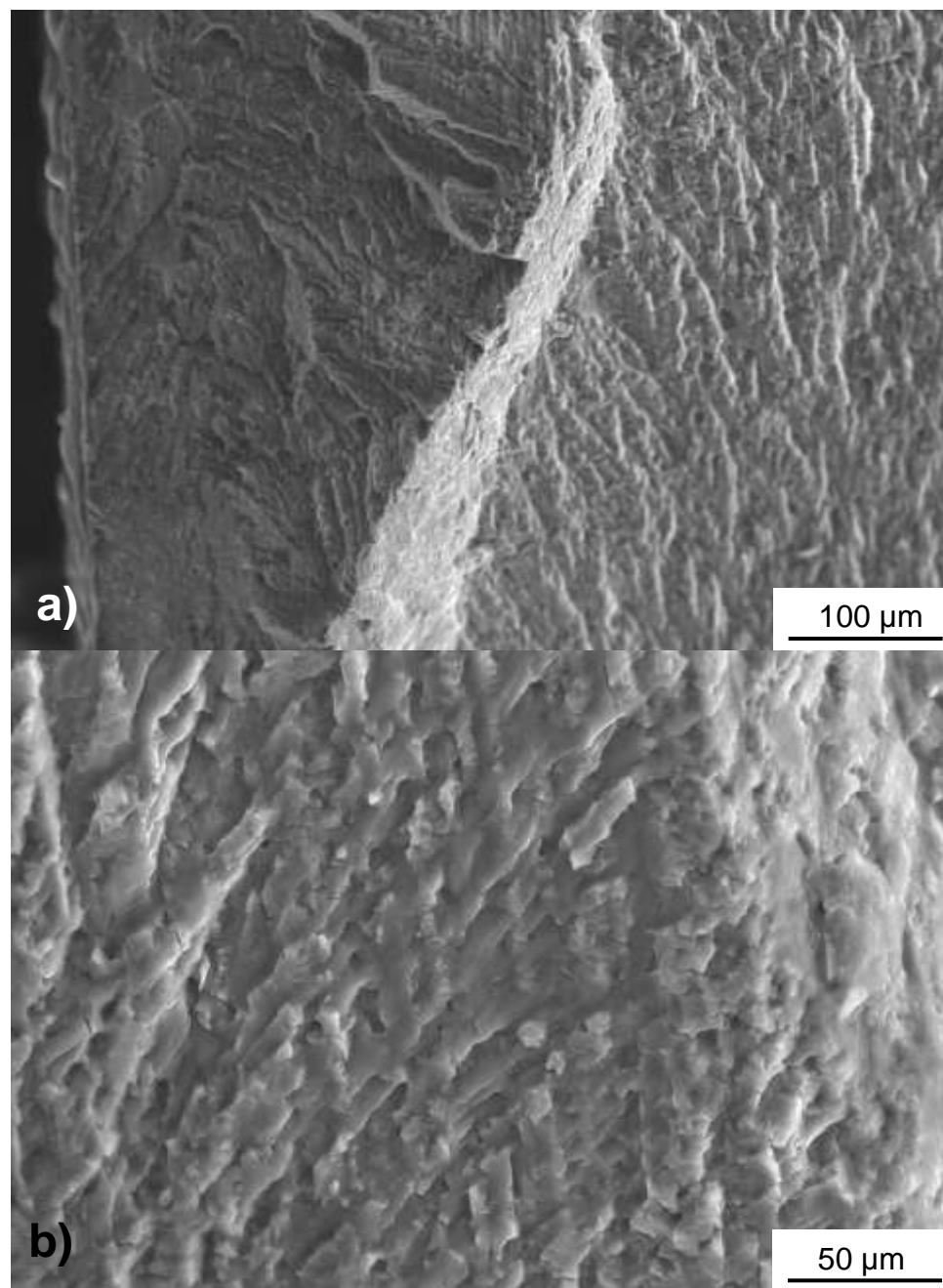
Figura 49 - Análise fractográfica por MEV da região central da amostra 50LRT2 na liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

A figura 50 (a, b) mostra a microestrutura da liga 7108 correspondente a amostra 50LRT2, em dois aumentos diferentes e na região das extremidades.

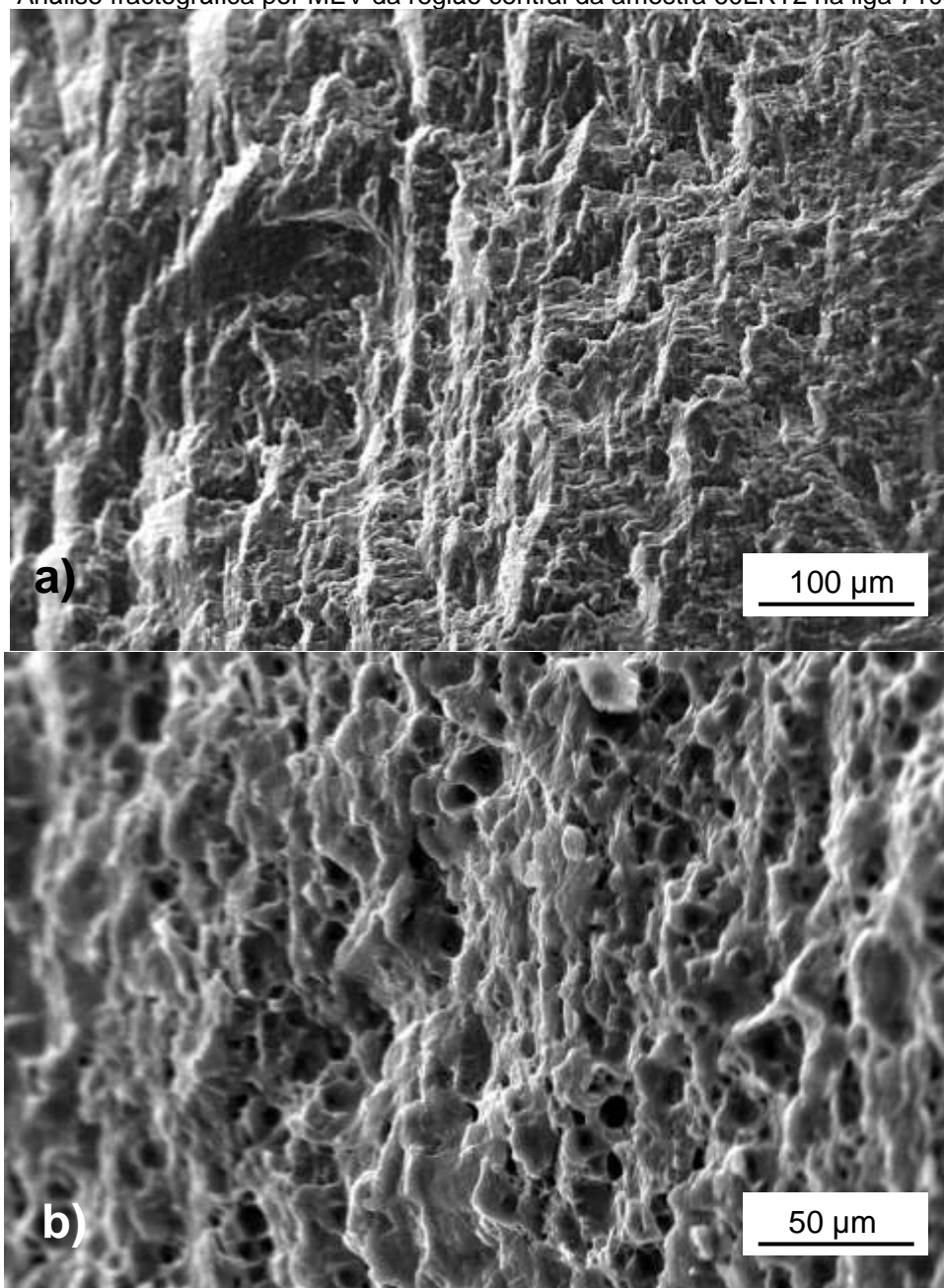
Figura 50 - Análise fractográfica por MEV da região das extremidades da amostra 50LRT2 na liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

A amostra 60LRT2 foi submetida a uma tensão de 60% do limite de resistência e resistiu a 53.063 ciclos antes de romper. A figura 51 (a, b) mostra a microestrutura da liga 7108 correspondente a amostra 60LRT2, em dois aumentos diferentes e na região central da fratura.

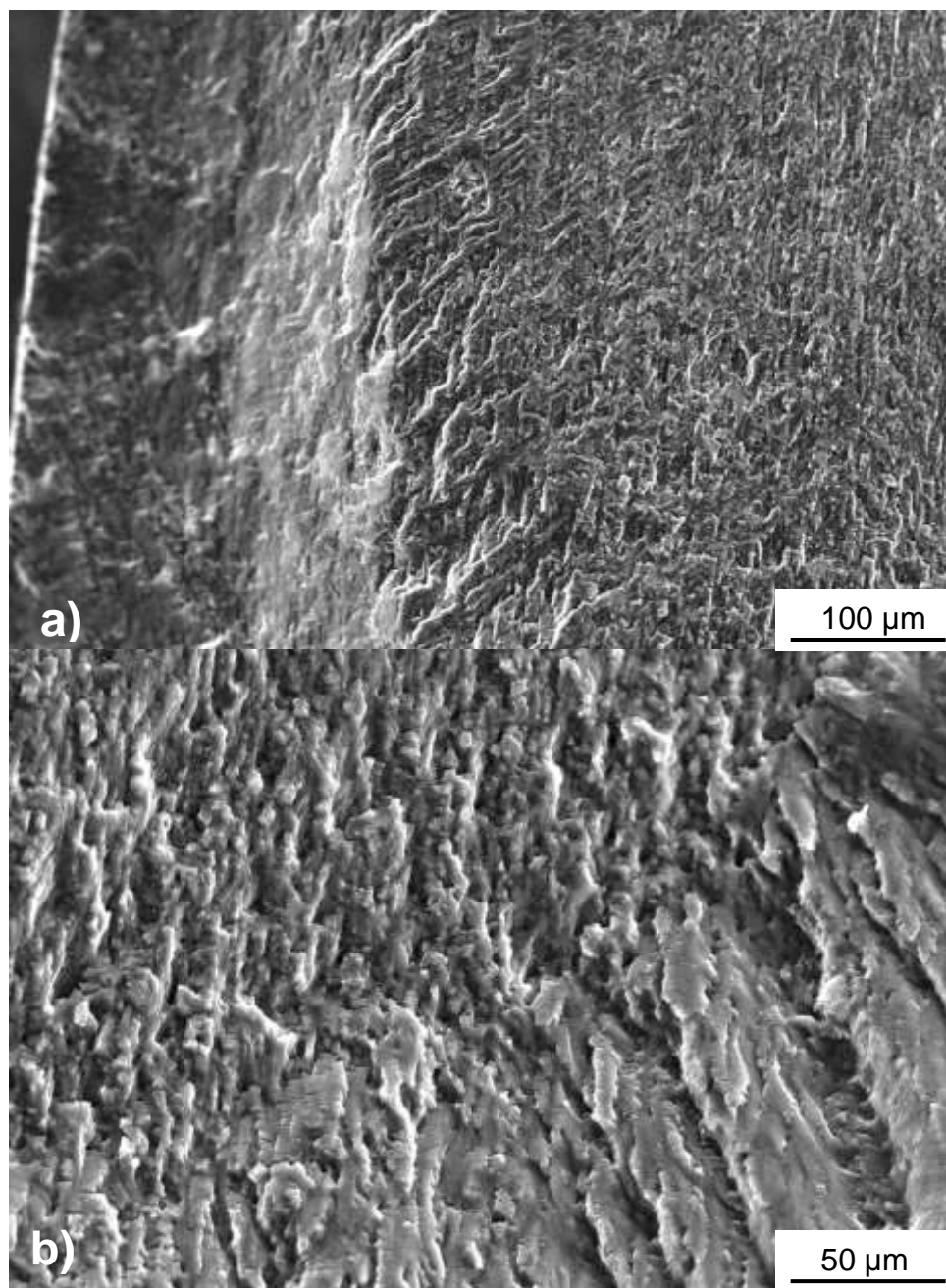
Figura 51 - Análise fractográfica por MEV da região central da amostra 60LRT2 na liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

A figura 52 (a, b) mostra a microestrutura da liga 7108 correspondente a amostra 60LRT2, em dois aumentos diferentes e na região das extremidades.

Figura 52 - Análise fractográfica por MEV da região das extremidades da amostra 60LRT2 na liga 7108.

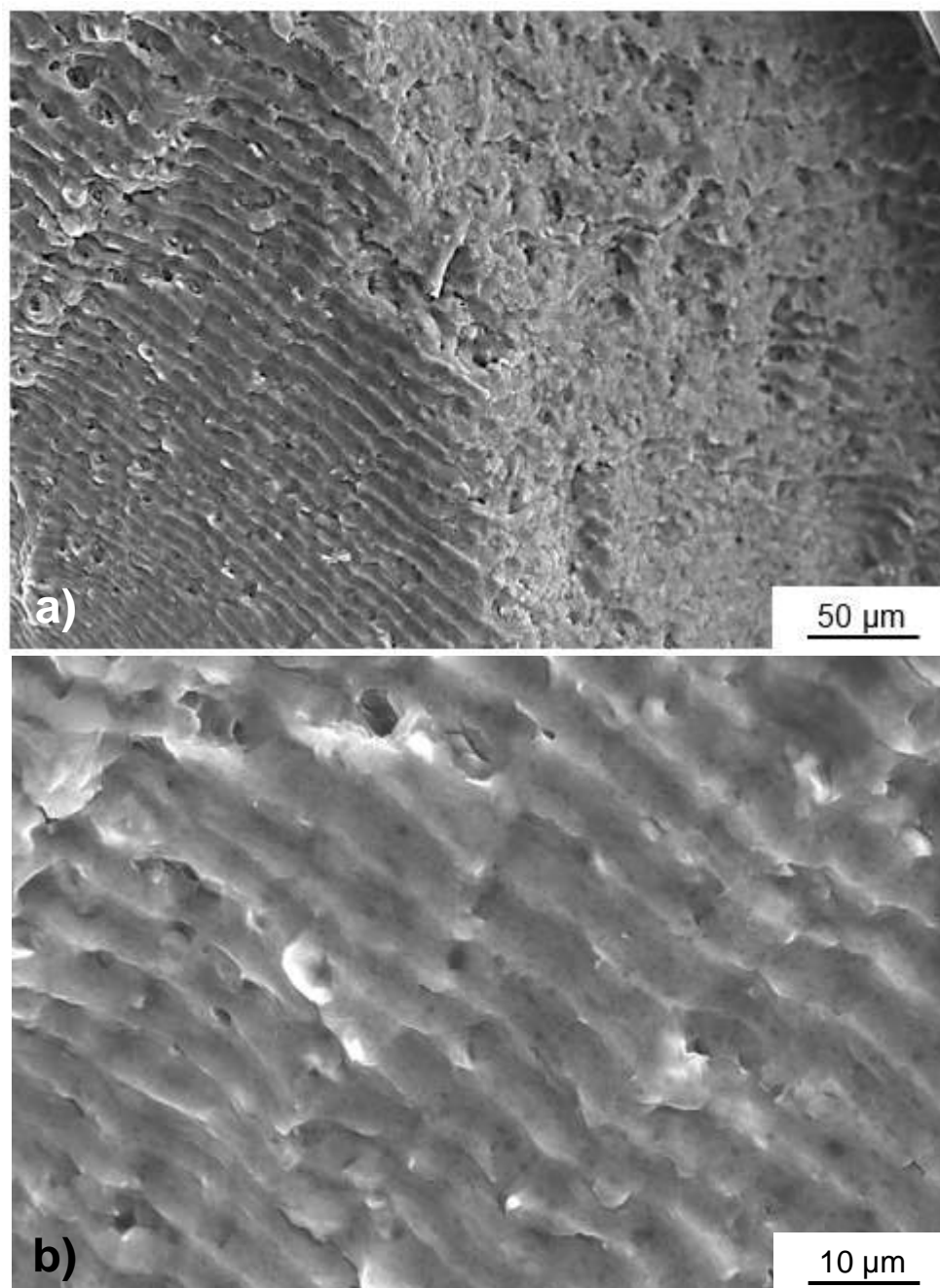


Fonte: Autora da tese.

Nas superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em tensões mais elevadas observa-se uma região de menor área de propagação de trinca e uma região mais extensa de ruptura por sobrecarga mecânica. A região de propagação de trinca do corpo de prova da liga de alumínio 7108 polido ensaiado em fadiga com tensão máxima de 238 MPa e 39.571 ciclos para fraturar (amostra 70LRT2) é caracterizada

por deformação plástica e presença de estrias perpendiculares à direção de crescimento de trinca, como observado na figura 53 (a, b). Estrias com essas mesmas características também foram observadas por Chen et al (CHEN *et al.*, 2013) na região de propagação de trincas em ensaios de fadiga de ligas da série 7XXX (Al-Zn-Mg-Cu-Zr).

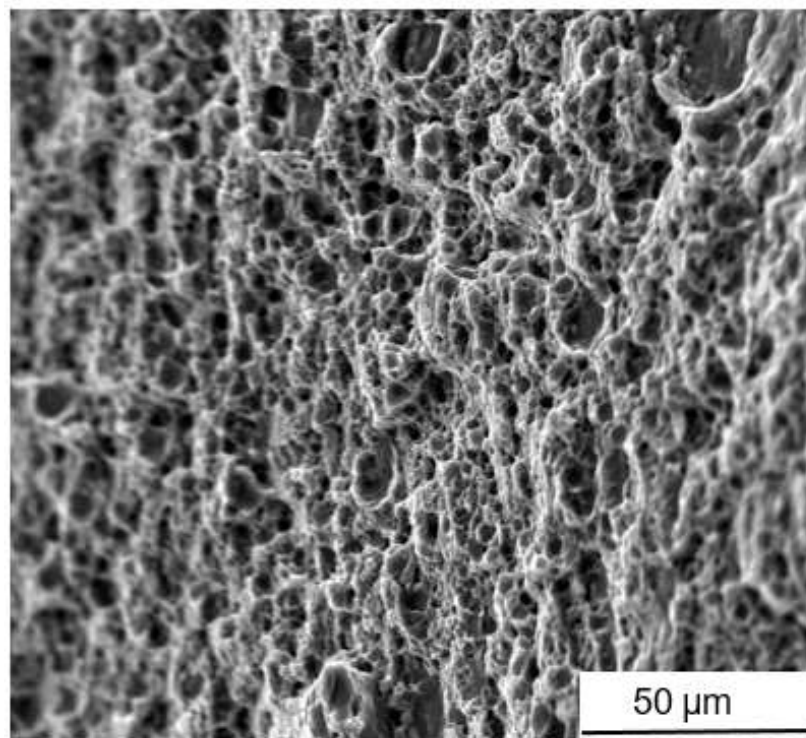
Figura 53 - Análise fractográfica por MEV da região com presença de estrias da amostra 70LRT2 na liga 7108, em dois aumentos diferentes.



Fonte: Autora da tese.

Na figura 54 pode ser observada a região de fratura por sobrecarga mecânica desse mesmo corpo de prova. Essa região mostra predominantemente a presença de microcavidades (dimples) que ocorre em uma grande extensão da superfície de fratura desse corpo de prova.

Figura 54 - Análise fractográfica por MEV da região que evidencia a presença de microcavidades (dimples) da amostra 70LRT2 na liga 7108.



Fonte: Autora da tese.

7. CONCLUSÕES

Este estudo permitiu obter as seguintes conclusões:

- Foram estabelecidos parâmetros para o processo de extrusão nas ligas 7108 e 7046, todas as condições foram desenvolvidas por meio de testes reais em prensa, com rigoroso controle de temperatura (principalmente a temperatura emergente), onde foi possível obter perfis extrudados com bom acabamento superficial;

- Nas microestruturas dos tarugos nas ligas 7108 e 7046 percebe-se a homogeneidade geométrica e de tamanho dos grãos, completa solubilização de Zn e Mg e transformação da fase em ricas em AlFe_3 / Al_8FeSi_2 .

- Especificamente na liga 7108 observou-se uma microsegregação de partículas intermetálicas do composto Al-Zr-Ti e as fases precipitadas ocorreram quase que completamente nos contornos de grão. Na homogeneização dos tarugos desta liga ocorreu a dissolução das fases precipitadas. Uma menor quantidade e de menor tamanho destas fases precipitadas foi observada em comparação com a condição bruta de fusão em todas as regiões do tarugo.

- Nas amostras da periferia do tarugo na liga 7046, a presença de micro vazios de contrações presentes por toda a extensão do tarugo e uma microestrutura de grãos heterogêneos, com presença da camada de refusão com profundidade máxima de 10 mm. Após a homogeneização observa-se uma microestrutura com distribuição homogênea de grãos e uma dissolução das fases $\text{AlFe}_3/\text{Al}_8\text{FeSi}_2$ menos intensa do que na liga 7108 devido à maior concentração de Fe e Si na liga 7046.

- As microestruturas dos perfis extrudados das ligas 7108 e 7046 são formadas por partículas de segunda fase ricas em Al-Fe-Si e precipitados finos ricos em Al-Zn-Mg dispersos em matriz de alumínio, em maior quantidade na liga 7046. Houve recristalização do material durante o processo de extrusão na superfície dos perfis, com profundidade inferior a 0,5 mm;

- Para as ligas 7108 e 7046, os resultados de resistência a tração e alongamento na condição de tratamento térmico realizada em laboratório foram superiores aos resultados apresentados nos perfis tratados em escala industrial. Existe

uma diferença significativa entre os resultados de propriedades mecânicas à tração entre as duas ligas, devido principalmente a quantidade de elementos de liga presente em cada uma delas.

- As superfícies dos corpos de prova com maior rugosidade superficial favorecem o início e a propagação de trincas durante os ciclos de fadiga. O efeito do acabamento superficial dos corpos de prova no desempenho à fadiga é mais pronunciado para níveis baixos de tensão máxima e elevado número de ciclos para romper. A liga de alumínio 7046 apresentou melhores propriedades em fadiga quando comparado com a liga 7108.

- Em ensaios de fadiga de médio e alto ciclo das ligas de alumínio 7108 e 7046 nota-se que as trincas avançam numa direção perpendicular aos grãos alongados decorrentes do processo de extrusão. Em todas as superfícies de fratura são observadas trincas secundárias profundas perpendiculares à direção de crescimento da trinca principal. Na região de propagação observa-se também os grãos alongados decorrentes do processo de extrusão. Ao longo dos contornos dos grãos extrudados nota-se a presença destas trincas secundárias.

- Nas superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados com tensão elevada observa-se uma região de menor área de propagação de trinca e uma região mais extensa de ruptura por sobrecarga mecânica. A região de propagação de trinca é caracterizada por deformação plástica e presença de estrias perpendiculares à direção de crescimento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams**. Ohio (USA): ASM International, 2004. vol. 3, .

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Handbook: Fatigue and Fracture**. Ohio (USA): ASM International, 1996. vol. 19, .

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Handbook: Heat Treating**. Ohio (USA): ASM International, 1991. vol. 4, .

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Ohio (USA): ASM International, 2001. vol. 2, .

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Properties of Wrought Aluminum and Aluminum Alloys. **ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Ohio (USA): ASM International, 1993. vol. 2, p. 62–122.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO - ABAL. Aplicações do Alumínio: Automotivo e Transportes. [s. d.]. Available at: <http://abal.org.br/aplicacoes/automotivo-e-transportes/contribuicao-sustentavel/>. Accessed on: 10 Aug. 2017a.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO - ABAL. História da Indústria do Alumínio. [s. d.]. Available at: <https://abal.org.br/aluminio/historia-da-industria-do-aluminio/>. Accessed on: 5 Dec. 2017b.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL) (Ed.). **Extrusão - Guia Técnico do Alumínio**. 5th ed. São Paulo: ABAL, 2014. vol. 1, .

AZZAM, D.; MENZEMER, C.C.; SRIVATSAN, T.S. The fracture behavior of an Al-Mg-Si alloy during cyclic fatigue. **Materials Science and Engineering A**, vol. 527, no. 20, p. 5341–5345, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.04.023>.

BARAGETTI, S.; BORZINI, E.; BOŽIC, Z.; ARCIERI, E. V. On the fatigue strength of uncoated and DLC coated 7075-T6 aluminum alloy. **Engineering Failure Analysis**, vol. 102, no. April, p. 219–225, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.04.035>.

BARTER, S.A.; MOLENT, L.; WANHILL, R.J.H. Typical fatigue-initiating discontinuities in metallic aircraft structures. **International Journal of Fatigue**, vol.

41, p. 11–22, Aug. 2012. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.10.017>.

BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; BANDINI, M.; SAVIO, E. High- and very high-cycle plain fatigue resistance of shot peened high-strength aluminum alloys: The role of surface morphology. **International Journal of Fatigue**, vol. 70, p. 451–462, 1 Jan. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.07.002>.

BORGES, A.A.C.; DE ARAÚJO, M.C.; COUTO, A.A.; DE LIMA, N.B.; CONTATORI, C. Evaluation of the residual stress and microstructure of extruded and shot peened aluminum alloy 6082. **Materials Science Forum**, vol. 930, p. 507–512, Sep. 2018. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.930.507>.

BORREGO, L.P.; ABREU, L.M.; COSTA, J.M.; FERREIRA, J.M. Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys. **Engineering Failure Analysis**, vol. 11, no. 5, p. 715–725, 2004. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2003.09.003>.

BROWN, M.H. **Three-step aging to obtain high strength and corrosion resistance in Al-Zn-Mg-Cu alloys**. US: 4477292, 1981.

CALLISTER, W.D.; RETHWISCH, D.G. **Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach**. 4th ed. Utah: Hoboken, N.J.: Wiley, 2012.

CAMPOS FILHO, M.P. **Solidificacao e Fundicao de Metais e Suas Ligas**. Rio de Janeiro: LTC, 1978.

CARVALHO, L.S. de. **Curso Fabricação de Tarugos para Extrusão**. São Paulo: ABAL, 2016.

CHAKRABARTI, D.J.; LIU, J.; GOODMAN, J.H.; VENEMA, G.B.; SAWTELL, R.R.; KRIST, C.M.; WESTERLUND, R.W. **Aluminum alloy products having improved property combinations and method of artificially ageing the same**. US: 2002/0121319 A1, 2002.

CHEN, K.; LIU, H.; ZHANG, Z.; LI, S.; TODD, R.I. The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments. **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 142, no. 1, p. 190–196, 2003. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00597-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00597-1).

CHEN, K.H.; LIU, H.W.; LIU, Y.Z. Effect of temperature-incremental solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Journal of Central South University**, , p. 339–341, 1999. .

CHEN, L.; YAN, A.; LIU, H.S.; LI, X.Q. Strength and fatigue fracture behavior of Al–Zn–Mg–Cu–Zr(–Sn) alloys. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, vol. 23, no. 10, p. 2817–2825, 2013. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62802-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62802-2).

- CHEN, Z.; CAI, Z.; DENG, P.; JIANG, X.; CHEN, S.; SUN, H. Effect of different surface conditions on fatigue properties of 7N01 aluminum alloy and the behavioral mechanism of crack of the alloy under alternating load. **Materials Research Express**, vol. 7, no. 2, p. 1–12, 2020. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab756b>.
- CHINELLA, J.F.; GUO, Z. **Computational Thermodynamics Characterization of 7075, 7039, and 7020 Aluminum Alloys Using JMatPro**. Maryland (US): U.S. Army Research Laboratory, 2011.
- CINA, B.M. **Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking**: US: 3856584, 1974.
- CURTIS, S.; DE LOS RIOS, E. R.; RODOPOULOS, C. A.; LEVERS, A. Analysis of the effects of controlled shot peening on fatigue damage of high strength aluminium alloys. **International Journal of Fatigue**, vol. 25, no. 1, p. 59–66, 1 Jan. 2002. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00049-X](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00049-X).
- DESHPANDE, N.U.; GOKHALE, A.M.; DENZER, D.K.; LIU, J. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy: Part I. Quantitative characterization. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 29, no. 4, p. 1191–1201, 1998. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0246-3>.
- DIXON, B.; MOLENT, L.; BARTER, S. A study of fatigue variability in aluminium alloy 7050-T7451. **International Journal of Fatigue**, vol. 92, no. 92, p. 130–146, 1 Nov. 2016. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.07.004>.
- DOWLING, N.E. Strain-Based Approach to Fatigue. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 4th ed. Virginia: Polytechnic Institute and State University, 2013.
- DUCKER WORLDWIDE LLC. **Aluminum content in North American light vehicles 2016 to 2028**. Michigan (USA): [s. n.], 2017. Available at: http://www.drivealuminum.org/wpcontent/uploads/2017/10/Ducker-Public_FINAL.pdf. Accessed on: 10 Aug. 2018.
- DUMONT, D.; DESCHAMPS, A.; BRECHET, Y. On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering A**, vol. 356, no. 1–2, p. 326–336, 15 Sep. 2003. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00145-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00145-X).
- DUQUESNAY, D. L.; UNDERHILL, P. R. Fatigue life scatter in 7xxx series aluminum alloys. **International Journal of Fatigue**, vol. 32, no. 2, p. 398–402, 1 Feb. 2010. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.07.016>.
- FERNANDES, R.C.; PADILHA, A.F. Effect of Mn and Fe contents on the microstructural evolution of two twin roll caster Al-Fe-Mn-Si alloys. **Revista Escola de**

Minas, vol. 61, no. 2, p. 165–169, 2008. <https://doi.org/10.1590/s0370-44672008000200009>.

FINTOVÁ, S.; KUBĚNA, I.; TRŠKO, L.; HORNÍK, V.; KUNZ, L. Fatigue behavior of AW7075 aluminum alloy in ultra-high cycle fatigue region. **Materials Science and Engineering A**, vol. 774, no. August 2019, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.138922>.

FONSECA JR, T.M.I. **Metodos de previsão da curva deformação-vida em fadiga para as ligas de alumínio AA6261-T6 e AA6351-T6**. 2003. 96 f. (Dissertação de mestrado) Universidade Estadual de Campinas, 2003.

GAO, T.; ZHANG, Y.; LIU, X. Influence of trace Ti on the microstructure, age hardening behavior and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy. **Materials Science and Engineering A**, vol. 598, p. 293–298, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.062>.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A. dos. **Ensaio de Materiais**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora LTC, 2012.

GARCIA, Amauri. **Solidificação : fundamentos e aplicações**. Campinas: Editora da Unicamp, 2007.

GROSVENOR, A.R. **Microstructural Evolution During Retrogression and Reaging Treatment of Aluminium Alloy 7075**. Melbourne: Monash University, 2008.

HAHN, G. T.; ROSENFELD, A. R. Metallurgical factors affecting fracture toughness of aluminum alloys. **Metallurgical Transactions A**, vol. 6, no. 4, p. 653–668, 1975. <https://doi.org/10.1007/BF02672285>.

HATCH, J.E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. Ohio (USA): ASM International, 1984.

HEIBERG, G.; BRECHET, Y.; JENSRUD, O.; ROVEN, H. J. Selection of aluminium alloys for extrusion profiles: Methodology and development of a specialised software. **Materials and Design**, vol. 23, no. 5, p. 505–509, 1 Aug. 2002. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00095-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00095-4).

HENRIKSSON, F.; JOHANSEN, K. On Material Substitution in Automotive BIWs – From Steel to Aluminum Body Sides. **Procedia CIRP**, vol. 50, p. 683–688, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.05.028>.

HIRSCH, J. Recent development in aluminium for automotive applications. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, vol. 24, no. 7, p. 1995–2002, 2014. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63305-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63305-7).

JABUR, K.S. Analysis of the Effects of Aggressive Shot Peening on Fatigue Life of 7075 – T6 Aluminum Alloy. **Al-Khwarizmi Engineering Journal**, vol. 8, no. 4, p. 90–95, 2012. Available at: <https://alkej.uobaghdad.edu.iq/index.php/alkej/article/view/150/148>. Accessed on: 28 May 2021.

JIANG, X.S.; HE, G.Q.; LIU, B.; FAN, S.J.; ZHU, M.H. Microstructure-based analysis of fatigue behaviour of Al-Si-Mg alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, vol. 21, no. 3, p. 443–448, 2011. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)60734-6](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)60734-6).

JORSTAD, J.; RASMUSSEN, W.M.; ZALENSAS, D. L. **Aluminum casting technology**. 2 ed. Illinois: American Foundrymen's Society, 1993.

KNIGHT, Steven Peter. **Stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg-Cu alloys: effects of heat-treatment, environment, and alloy composition**. 2017. (Thesis doctorate) Monash University, 2017. <https://doi.org/10.4225/03/587460E30D193>.

KOWALSKI, A.; OZGOWICZ, W.; GRAJCAR, A.; LECH-GREGA, M.; KUREK, A. Microstructure and fatigue properties of ALZn6Mg0.8Zr alloy subjected to low-temperature thermomechanical processing. **Metals**, vol. 7, no. 10, 2017. <https://doi.org/10.3390/met7100448>.

LEE, E.U.; GLINKA, G.; VASUDEVAN, A.K.; IYYER, N.; PHAN, N.D. Fatigue of 7075-T651 aluminum alloy under constant and variable amplitude loadings. **International Journal of Fatigue**, vol. 31, p. 1858–1864, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.11.013>.

LI, J. K.; MEI, Yao; DUO, Wang; RENZHI, Wang. An analysis of stress concentrations caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures**, vol. 15, no. 12, p. 1271–1279, 1 Dec. 1992. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1992.tb01262.x>.

LIU, J.T.; ZHANG, Y.A.; LI, X.W.; LI, Z.H.; XIONG, B.Q.; ZHANG, J.S. Thermodynamic calculation of high zinc-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, vol. 24, no. 5, p. 1481–1487, 1 May 2014. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63216-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63216-7).

MILLER, W. S.; ZHUANG, L.; BOTTEMA, J.; WITTEBROOD, A. J.; DE SMET, P.; HASZLER, A.; VIEREGGE, A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. **Materials Science and Engineering A**, vol. 280, no. 1, p. 37–49, 15 Mar. 2000. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00653-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00653-X).

MINATEL, R. **Um estudo comparativo sobre a recristalização de chapas de alumínio AA1200 e AA3003 obtidas por lingotamento contínuo (twin roll caster) e por fundição de placas (direct chill)**. 2009. Escola Politécnica da Universidade

de São Paulo, 2009.

MOHAMED, A.M.A.; SAMUEL, F.H.; SAMUEL, A.M.; DOTY, H.W.; VALTIERRA, S. Influence of Tin Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg and Al-Si-Mg Casting Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 39, no. 3, p. 490–501, 2008. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9454-5>.

NAKAI, M.; ETOH, T. Effect of the morphology of constituents and dispersoids on fracture toughness and fatigue crack propagation rate in 2024 aluminum alloys. **Journal of Japan Institute of Light Metals**, vol. 45, no. 11, p. 677–681, 1995. <https://doi.org/10.2464/jilm.45.677>.

OTOMAR, H.P. **Estudo comparativo da estampabilidade da liga de alumínio AA1050 partindo de placas obtidas por vazamento direto e bobinas obtidas por vazamento contínuo**. 2010. (Dissertação de Mestrado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

PADILHA, A.F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3ª Edição. São José dos Campos, SP: ABM Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2005.

PAULISCH, M. C.; TREFF, A.; DRIEHORST, I.; REIMERS, W. The influence of natural aging and repeated solution annealing on microstructure and mechanical properties of hot extruded alloys Al 7020 and Al 7175. **Materials Science and Engineering A**, vol. 709, p. 203–213, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.048>.

PAULISCH, M. C.; WANDERKA, N.; HAUPT, M.; SELVE, S.; DRIEHORST, I.; REIMERS, W. The influence of heat treatments on the microstructure and the mechanical properties in commercial 7020 alloys. **Materials Science and Engineering A**, vol. 626, p. 254–262, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.040>.

PINLUNG, S. B. **7xxx Aluminum Sheets for Automotive Applications**. 2015. (Master Thesis) University of Windsor, 2015.

REYES, A.; HOPPERSTAD, O.S.; LADEMO, O.G.; LANGSETH, M. Modeling of textured aluminum alloys used in a bumper system: Material tests and characterization. **Computational Materials Science**, vol. 37, no. 3, p. 246–268, Sep. 2006. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2005.07.001>.

RODRIGUES, L. E. M. J. **Ensaio mecânicos dos materiais**. São Paulo: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia, 2010.

ROMETSCH, P.A.; ZHANG, Y.; KNIGHT, S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments. **Transactions of Nonferrous Metals Society of**

China, vol. 24, no. 7, p. 2003–2017, 2014. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63306-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63306-9).

ROSSINO, L.S.; BOSE FILHO, W.W. **Estudo do comportamento em fadiga por fretting da liga de AL 7050-T7451**. 2008. (Tese de doutorado) Universidade de São Paulo, São Carlos, 2008.

SCALCO NETO, N. **Efeito da variação das condições de tratamento térmico na cinética de envelhecimento artificial da liga 7108 extrudada**. 2017. Trabalho de conclusão de curso - Universidade Presbiteriana Mackenzie, 2017.

SEGUNDO, Elisa Hellen; VERRAN, Guilherme Ourique; BATISTA, Girrese de Matos. Analysis of the effects of solution heat treatment and artificial aging on the microstructure of aluminum alloy A356. **Revista Matéria**, vol. 20, no. 4, p. 936–945, 2015. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620150004.0098>.

SEPEHRBAND, Panthea; ESMAEILI, Shahrzad. Application of recently developed approaches to microstructural characterization and yield strength modeling of aluminum alloy AA7030. **Materials Science and Engineering A**, vol. 487, no. 1–2, p. 309–315, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.067>.

SHIN, J.; KIM, T.; KIM, D.; KIM, D.; KIM, K. Castability and mechanical properties of new 7xxx aluminum alloys for automotive chassis/body applications. **Journal of Alloys and Compounds**, vol. 698, p. 577–590, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.269>.

SILVA, A. M. B.; LAURITO, D. F.; POLANCO, E. S. V.; BAPTISTA, C. A. R. P.; TORRES, M. A. S. Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo e da sensibilidade ao entalhe das ligas de alumínio AA6006 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6. 2012. **20º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais [...]**. Joinville, SC: Anais do 20º CBECIMAT, 2012. p. 8917–8924.

SONG, F.X.; ZHANG, X.M.; LIU, S.D.; BAI, T.; HAN, N.M.; TAN, J.B. Effects of solution heat treatment on microstructure and corrosion properties of 7050 Al alloy. **Journal of Aeronautical Materials**, vol. 33, no. 4, p. 14–21, 2013. <https://doi.org/10.3969/j.issn.1005-5053.2013.4.003>.

SOUZA, F.M. **Estudo da microestrutura, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006**. 2012. (Tese de doutorado) Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012. <https://doi.org/10.11606/T.3.2012.tde-07052012-121639>.

SOUZA, S.A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5ªed. São Paulo: Editora Blucher, 1982.

SRIVATSAN, T. S.; ANAND, S.; SRIRAM, S.; VASUDEVAN, V. K. The high-cycle

fatigue and fracture behavior of aluminum alloy 7055. **Materials Science and Engineering A**, vol. 281, no. 1–2, p. 292–304, 2000. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00716-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00716-9).

SRIVATSAN, T. S.; SRIRAM, S.; VEERARAGHAVAN, D.; VASUDEVAN, V. K. Microstructure, tensile deformation and fracture behaviour of aluminium alloy 7055. **Journal of Materials Science**, vol. 32, no. 11, p. 2883–2894, 1997. <https://doi.org/10.1023/A:1018676501368>.

SRIVATSAN, T. S.; VASUDEVAN, V. K. Temperature and the ductility, deformation, and fracture of Al 7055. **JOM**, vol. 51, no. 1, p. 42–45, 1999. <https://doi.org/10.1007/s11837-999-0011-0>.

STALEY, J.T. History of Wrought-Aluminum-Alloy Development. **Aluminum Alloys—Contemporary Research and Applications**. Pennsylvania: Elsevier, 1989. vol. 31, p. 3–31. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-341831-9.50006-1>.

STANZL-TSCHEGG, S. E.; MEISCHEL, M.; ARCARI, A.; IYYER, N.; APETRE, N.; PHAN, N. Combined cycle fatigue of 7075 aluminum alloy – Fracture surface characterization and short crack propagation. **International Journal of Fatigue**, vol. 91, no. 91, p. 352–362, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.10.022>.

STARKE, E.A.; STALEY, J.T. Application of modern aluminum alloys to aircraft. **Progress in Aerospace Sciences**, vol. 32, no. 2–3, p. 131–172, 1996. [https://doi.org/10.1016/0376-0421\(95\)00004-6](https://doi.org/10.1016/0376-0421(95)00004-6).

SZILÁGYI, G.; GOLDENSTEIN, H. **Influência das variáveis de processamento termomecânico sobre a evolução microestrutural e a resposta ao envelhecimento da liga de alumínio 2014 extrudada**. 2002. (Dissertação de mestrado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2002.

TISZA, M.; CZINEGE, I. Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, vol. 1, no. 4, p. 229–238, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2018.09.001>.

TODA, H.; KOBAYASHI, T.; TAKAHASHI, A. Mechanical analysis of toughness degradation due to premature fracture of coarse inclusions in wrought aluminium alloys. **Materials Science and Engineering A**, vol. 280, no. 1, p. 69–75, 2000. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00658-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00658-9).

XU, D. K.; BIRBILIS, N.; ROMETSCH, P. A. The effect of pre-ageing temperature and retrogression heating rate on the strength and corrosion behaviour of AA7150. **Corrosion Science**, vol. 54, no. 1, p. 17–25, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.08.042>.

XU, D.K.; BIRBILIS, N.; LASHANSKY, D.; ROMETSCH, P.A.; MUDDLE, B.C. Effect of solution treatment on the corrosion behaviour of aluminium alloy AA7150: Optimisation for corrosion resistance. **Corrosion Science**, vol. 53, no. 1, p. 217–225, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.09.015>.

XU, D.K.; BIRBILIS, N.; ROMETSCH, P.A. Effect of S-Phase Dissolution on the Corrosion and Stress Corrosion Cracking of an As-Rolled Al-Zn-Mg-Cu Alloy. **Corrosion The Journal of Science & Engineering**, vol. 68, no. 3, p. 035001-1-035001–10, 2012. <https://doi.org/10.5006/1.3688501>.

XU, D.K.; ROMETSCH, P.A.; BIRBILIS, N. Improved solution treatment for an as-rolled Al–Zn–Mg–Cu alloy. Part I. Characterisation of constituent particles and overheating. **Materials Science and Engineering: A**, vol. 534, p. 234–243, 2012a. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.065>.

XU, D.K.; ROMETSCH, P.A.; BIRBILIS, N. Improved solution treatment for an as-rolled Al–Zn–Mg–Cu alloy. Part II. Microstructure and mechanical properties. **Materials Science and Engineering: A**, vol. 534, p. 244–252, 2012b. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.073>.

XU, D.K.; ROMETSCH, P.A.; CHEN, H.; MUDDLE, B.C. Influence of Solution Treatment on Microstructure and Quench Cracking in a Water-Quenched Aluminium Alloy 7150. **Materials Science Forum**, vol. 654–656, p. 934–937, 2010. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.934>.

XU, X.; LIU, D.; ZHANG, X.; LIU, C.; LIU, D.; ZHANG, W. Influence of ultrasonic rolling on surface integrity and corrosion fatigue behavior of 7B50-T7751 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, vol. 125, p. 237–248, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.04.005>.

XUE, Y.; MCDOWELL, D.L.; HORSTEMEYER, M.F.; DALE, M.H.; JORDON, J.B. Microstructure-based multistage fatigue modeling of aluminum alloy 7075-T651. **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 74, no. 17, p. 2810–2823, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2006.12.031>.

ZHOU, J.; WAN, X.; LI, Y. Advanced Aluminium Products and Manufacturing Technologies Applied on Vehicles Presented at the EuroCarBody Conference. **Materials Today: Proceedings**, vol. 2, no. 10, p. 5015–5022, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.10.091>.

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Diretoria de Pesquisa, Desenvolvimento e Ensino
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 – Cidade Universitária CEP: 05508-000
Fone/Fax(0XX11) 3133-8908
SÃO PAULO – São Paulo – Brasil
<http://www.ipen.br>

O IPEN é uma Autarquia vinculada à Secretaria de Desenvolvimento, associada à Universidade de São Paulo e gerida técnica e administrativamente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear, órgão do Ministério da Ciência, Tecnologia, Inovações e Comunicações.
