



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"



**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE
MATERIAIS**

**PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA
DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 6XXX EXTRUDADA**

RENATA QUEROLAINE TORRES

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do Grau
de Mestre em Ciência e Tecnologia de
Materiais na Área de Química dos
Materiais.**

**Orientador:
Prof. Dr. Luiz Carlos da Silva Filho**

**Sorocaba
2022**

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE
MATERIAIS**

**Processamento e Caracterização Microestrutural e Mecânica de uma Liga de
Alumínio da Série 6xxx Extrudada**

Versão Original

RENATA QUEROLAINE TORRES

**Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do Grau
de Mestre em Ciência e Tecnologia de
Materiais na Área de Química dos
Materiais.**

**Orientador:
Prof. Dr. Luiz Carlos da Silva Filho**

**Sorocaba
2022**

TORRES, Q. R. **Processamento e Caracterização Microestrutural e Mecânica de uma Liga de Alumínio da Série 6xxx Extrudada. 2022.** Pág. 76. Dissertação (Mestrado em Química dos Materiais), Universidade Estadual Paulista, UNESP. Sorocaba. Disponível em: (data de consulta no formato: dd/mm/aaaa)

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

Torres, Renata Querolaine

Processamento e Caracterização Microestrutural e Mecânica de uma Liga de Alumínio da Série 6xxx Extrudada / Renata Querolaine Torres; orientador Luiz Carlos da Silva Filho. -- Sorocaba, 2022.

76 p.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Tecnologia dos Materiais - Universidade Estadual Paulista, Sorocaba, 2022.

1. alumínio. 2. liga da série 6xxx. 3. resistência. I. Silva Filho, Luiz Carlos da, orient. II. Título.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE RENATA QUEROLAINE TORRES, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS, DA FACULDADE DE CIÊNCIAS - CÂMPUS DE BAURU.

Aos 08 dias do mês de agosto do ano de 2022, às 08:30 horas, por meio de Videoconferência, realizou-se a defesa de DISSERTAÇÃO DE MESTRADO de RENATA QUEROLAINE TORRES, intitulada **PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DA SÉRIE 6XXX EXTRUDADA**. A Comissão Examinadora foi constituída pelos seguintes membros: Prof. Dr. LUIZ CARLOS DA SILVA FILHO (Orientador - Participação Virtual) do Departamento de Química /UNESP/Câmpus de Bauru, Dr^a. CAROLINA SAYURI HATTORI (Participação Virtual) do CECTM - Tecnologia Nuclear - Materiais / UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO - INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES - IPEN, Prof. Dr. LUIS VICENTE DE ANDRADE SCALVI (Participação Virtual) do Departamento de Física / Faculdade de Ciências UNESP/Câmpus de Bauru. Após a exposição pela mestranda e arguição pelos membros da Comissão Examinadora, que participaram do ato de forma virtual, a discente recebeu o conceito final: APROVADA. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após lida e aprovada, foi assinada pelo Presidente da Comissão Examinadora.



Prof. Dr. LUIZ CARLOS DA SILVA FILHO

AGRADECIMENTOS

À minha família, meus pais Angelita dos Santos Torres e Levi Torres, meus irmãos André Gustavo Torres e Fernanda Torres, e minha sobrinha querida Julia Victoria por todo o amor, apoio e compreensão durante esse período. Por acreditarem em meus sonhos junto comigo e vibrarem a cada conquista.

Ao meu orientador Prof. Dr. Luiz Carlos da Silva Filho por todo o suporte e por ter aceitado esse desafio.

Aos membros da banca de Qualificação, Dra. Carolina Hattori e Dr. Aroldo Magdalena pelas excelentes considerações e interesse em contribuir com o desenvolvimento desse projeto. Aos demais colegas da empresa parceira, cuja qual não posso citar o nome por questões de confidencialidade, mas que sem eles, não seria possível a realização desse trabalho. Especialmente a Carol que além de fazer parte comigo do projeto industrial, me incentivou no desenvolvimento dessa pesquisa. E ao SENAI, parceiro que apoiou diretamente nas análises realizadas nessa pesquisa.

Por fim, e não menos importante, agradeço a Deus pelo privilégio da vida e pela força para enfrentar todos os obstáculos durante toda a trajetória na realização desse sonho.

RESUMO

TORRES, Renata Q. ***Processamento e Caracterização Microestrutural e Mecânica de uma Liga de Alumínio da Série 6xxx Extrudada***, 2022. Pág 76. Dissertação (Mestrado em Química dos Materiais), Universidade Estadual Paulista, UNESP. Sorocaba.

O uso de ligas de alumínio está em expansão em diversos nichos de mercado, oferecendo uma alternativa leve ao aço. A escolha da liga é um dos principais fatores que corroboram com a resistência, possibilitando aumento da eficiência dos veículos. E para aplicações onde se requer alta resistência, as ligas AlSiMg e AlZnMg recebem maior destaque. Entretanto, o uso de algumas ligas de alta resistência ainda é novo e pouco se conhece sobre as características de cada liga em processamento comparativamente à demais ligas de Al, especialmente por extrusão. Nesse contexto, as ligas AlSiMg podem ter as suas propriedades mecânicas melhoradas pela precipitação de compostos intermetálicos Al-Mg-Si responsáveis pelo endurecimento por envelhecimento dessas ligas. Para que a precipitação aconteça, é importante garantir uma boa dissolução dos elementos na matriz de alumínio e a cinética de precipitação durante o envelhecimento. Além disso, existem outras possibilidades, como a adição de cobre, que também pode potencializar ainda mais o ganho de propriedades. Nesse sentido, esse trabalho se propõe a realizar uma caracterização da microestrutura e das propriedades mecânicas de amostras de uma liga AlSiMg(Cu) obtidas nas suas diversas etapas de processamento industrial, através de análises de propriedades mecânicas como limite de escoamento, limite de tração e análises térmicas usando o DSC (calorimetria exploratória diferencial) e microestruturais por microscopia óptica, MEV (microscopia eletrônica de varredura) e MET (microscopia eletrônica de transmissão), visando aprimorar o conhecimento sobre a microestrutura e propriedades da liga e entendendo como o mecanismo de formação de fases metaestáveis influencia nas propriedades mecânicas.

Palavras-chave – Ligas de Alumínio de Alta Resistência; Ligas de Al-Mg-Si-Cu; Caracterização do Alumínio

ABSTRACT

TORRES, Renata Q. **Processing and Microstructural and Mechanical Characterization of an Extruded Series 6xxx Aluminum Alloy**, 2022. Pág. 76. Dissertation (Masters in Materials Chemistry), Universidade Estadual Paulista, UNESP. Sorocaba

The use of aluminum alloys is expanding in many niche markets, offering a lightweight alternative to steel. The choice of alloy is one of the main factors that corroborate with the resistance, allowing an increase in the efficiency of the vehicles. And for applications where high strength is required, AlSiMg and AlZnMg alloys are highlighted. However, the use of some high strength alloys is still new and little is known about the characteristics of each alloy in processing compared to other Al alloys, especially by extrusion. In this context, AlSiMg alloys can have their mechanical properties improved by the precipitation of Al-Mg-Si intermetallic compounds responsible for the aging hardening of these alloys. For precipitation to occur, it is important to ensure good dissolution of the elements in the aluminum matrix and precipitation kinetics during aging. In addition, there are other possibilities, such as the addition of copper, which can also further enhance the gain of properties. In this sense, this work proposes to carry out a characterization of the microstructure and mechanical properties of samples of AlSiMg(Cu) alloy obtained in its various stages of industrial processing, through analyzes of mechanical properties such as yield strength, tensile limit, elongation, bending and thermal analysis using DSC (differential scanning calorimetry) and microstructural by optical microscopy, SEM (scanning electron microscopy) and TEM (transmission electron microscopy), aiming to improve the knowledge about the microstructure and properties of alloy and understanding how the mechanism of formation of metastable phases influences the mechanical properties

Keywords – High Strength Aluminum Alloys; Al-Mg-Si-Cu Alloys; Aluminum Characterization

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Efeito dos elementos de liga no alumínio	12
Tabela 2 - Classificação das ligas de alumínio	13
Tabela 3 - Designação básica das ligas de alumínio	20
Tabela 4 - Classificação dos tipos de tratamentos térmicos	21
Tabela 5 - Composição Química da liga AlSiMg(Cu) estudada	28
Tabela 6 - Especificação de composição química da norma ISO 209 para a liga de AlSiMg e composição química da amostra, em % massa.	34
Tabela 7 - Propriedades mecânicas em tração do perfil solubilizado e do perfil envelhecido da liga AlSiMg.	60

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Figura esquemática com os principais elementos de liga, classificação e meios para aumento de resistência e dureza das ligas (CAVALCANTE, Felipe, 2016)	14
Figura 2 - Resistência ao escoamento ($R_{p0.2}$) em têmpera T4 após a produção da folha	17
Figura 3 - Resistência ao escoamento ($R_{p0.2}$) e resistência à tração (R_m) no revenido T6 após a produção da folha.....	17
Figura 4 - Esquema do processo de extrusão.....	19
Figura 5 - Diagrama de fase genérico que mostra os três ciclos térmicos necessários na precipitação e endurecimento dos tratamentos térmicos T6	21
Figura 6 - Esquema das etapas do tratamento térmico de precipitação	23
Figura 7 - Fluxograma representativo das etapas do trabalho.....	28
Figura 8 - Perfis térmicos correspondentes às principais etapas de processamento da liga AlSiMg.....	33
Figura 9 a, b, c, d - Microestrutura da liga AlSiMg ao término das etapas de solidificação, homogeneização, extrusão / solubilização e envelhecimento.	37
Figura 10 a, b, c, d - Imagens de elétrons retroespalhados da microestrutura da liga AlSiMg ao término das etapas de solidificação, homogeneização, solubilização e envelhecimento.....	39
Figura 11 - Fração volumétrica total das fases precipitadas na liga AlSiMg ao longo das etapas de processamento do tarugo e dos perfis extrudados	40
Figura 12 a, b, c, d – Fração volumétrica das fases precipitadas na liga AlSiMg.....	43
Figura 13 - Difractogramas da liga AlSiMg ao término de cada etapa do processamento industrial	46
Figura 14 - Espectro de EDS representativo dos constituintes de contraste claro, a exemplo do indicado na imagem.....	47
Figura 15 a, b, c, d – Imagens de varredura de EDS da microestrutura da liga AlSiMg. Obs: A fase Si está identificada como Al-Si.....	50
Figura 16 - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do tarugo solidificado	51
Figura 17 - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do tarugo homogeneizado.....	51
Figura 18 - Distribuição do diâmetro do grão da fase Al na liga AlSiMg.	52
Figura 19 a, b, c e d - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do perfil solubilizado.	54

Figura 20 a, b, c e d - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do perfil envelhecido	56
Figura 21 - Imagens de elétrons retroespalhados difratados no centro da espessura dos perfis, com indicação das regiões encruadas (vermelho), recuperadas (amarelo) e recristalizadas (azul).	58
Figura 22 - Fração de grãos encruados, recuperados e recristalizados nos perfis solubilizados e envelhecidos.	58
Figura 23 - Curva de energia diferencial da liga AlSiMg	59
Figura 24 - Dureza da liga AlSiMg em amostras de tarugo solidificado, tarugo homogeneizado, perfil extrudado / solubilizado e perfil envelhecido.....	67
Figura 25 - Presença dos elementos Al, Fe, Mn e Si nos precipitados identificados nas cavidades de cisalhamento existentes na superfície de fratura dos corpos de prova de tração do perfil envelhecido.....	68

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	7
2.	OBJETIVOS	10
2.1.	Objetivo Geral.....	10
2.2.	Objetivos Específicos	10
3.	REVISÃO DA LITERATURA.....	11
3.1.	O alumínio	11
3.2.	Alumínio e suas classificações	11
3.3.	Ligas da Série 6XXX.....	15
3.4.	Processo de fundição de tarugo	18
3.5.	Processo de Extrusão.....	18
3.6.	Tratamentos Térmicos em Ligas de Alumínio Trabalháveis.....	20
3.7.	Homogeneização.....	22
3.7.1.	Solubilização e Quenching.....	23
3.7.2.	Envelhecimento: Natural e Artificial	26
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	28
4.1.	Definição dos Tratamentos Térmicos	29
4.2.	Caracterização Microestrutural do Perfil Extrudado	30
4.3.	Realização dos Ensaios de Tração e Dureza	31
4.4.	Determinação das temperaturas de transformação de constituintes.....	31
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	32
5.1.	Processamento da liga AlSiMg	32
5.2.	Caracterização Microestrutural do Tarugo	33
5.2.1.	Análise Química.....	33
5.2.2.	Processamento do Material.....	34
5.2.3.	Aspectos Gerais da Microestrutura	35
5.2.4.	Fração volumétrica e distribuição das fases precipitadas.....	41
5.2.5.	Morfologia e tamanho do grão da fase alumínio.....	50
5.3.	Calorimetria	59
5.4.	Ensaios de Tração e Microdureza	59
6.	CONCLUSÕES	68
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	71

1. INTRODUÇÃO

Na indústria de transportes é crescente a busca por desempenho, eficiência, e redução do uso de combustíveis e emissão de gases-estufa e, por isso, se torna necessário uma busca contínua por materiais que possam levar à redução de peso dos veículos e melhorar a eficiência de seus componentes. Novas soluções e sistemas de materiais são testados e aprimorados com esse objetivo e, à medida em que a ciência e tecnologia progredem, substituem os que são atualmente utilizados.

O uso de ligas de alumínio em aplicações automotivas está em expansão por serem uma alternativa leve ao aço, com potencialidade de aumentar a eficiência dos veículos (PINLUNG, 2015). Os ganhos de eficiência podem ser usados para diminuir a quantidade de energia necessária para o transporte, reduzindo as emissões enquanto melhoram a sustentabilidade ambiental (S. W. Hadley, 2000).

Sabe-se que o CO₂ é o principal contribuinte para o aquecimento global, através do efeito estufa. E apesar do principal setor produtor de CO₂ ser a indústria, para o setor automotivo, a geração de CO₂ também está diretamente relacionada ao tipo e quantidade de combustível queimado, e por isso, são necessárias novas regras no segmento automotivo, que favorecem o uso de materiais mais leves, tais como mencionado anteriormente. Com a previsão dessas novas regras, durante a próxima década, as montadoras continuarão a aumentar a adoção de alumínio de alta resistência e baixo peso em construção de veículos a um ritmo mais rápido do que qualquer outro tempo da história. Isso é consistente com a tendência emergente das montadoras de transição para uma abordagem de design de veículo multi-material.

Uma redução de massa de 10% leva a economia de combustível entre 1,9% e 3,2% em motores à gasolina e entre 2,6% e 3,4% nos motores à diesel (M. JOHANNABER, 2007). E essa redução de peso geralmente é alcançada pela concepção de componentes menores ou, mais frequentemente, substituindo materiais pesados por outros mais leves. Neste contexto particular ligas de alumínio, juntamente com outros materiais leves, como magnésio e titânio, foram preferidos às ligas de aço mais pesadas em algumas aplicações (MORETO, 2012).

Os componentes estruturais de alumínio de alta resistência podem possuir forças de dobra e forças de elasticidade de tração equivalente a aços de alta resistência. Isso permite que os fabricantes de automóveis mantenham a resistência a acidentes de veículos, mas com uma massa muito reduzida (IVANOFF, 2014).

Portanto, no Brasil, diante dos desafios de redução de peso, faz-se necessário o desenvolvimento de ligas estruturais de alta resistência mecânica. E o alumínio com sua característica de baixa densidade se torna um material competitivo na substituição de materiais mais densos como aços. Além disso, de acordo com a necessidade específica de cada peça, pode-se definir a liga e também projetar geometrias de alta complexidade através da extrusão do alumínio, aumentando ainda mais as propriedades e benefícios finais do produto.

As ligas da série 6XXX têm sido extensivamente estudadas devido à sua alta resistência de escoamento (LE) e tração (LRT) obtida por endurecimento por precipitação (AN X H, 2012) (LIU, 2007).

O silício e o magnésio são os principais elementos de liga das ligas Al-Mg-Si. Nos últimos anos, para atender aos requisitos automotivos, várias modificações nas ligas foram realizadas. As ligas de Al-Si-Mg, também conhecidas como série 6XXX de alumínio variam não apenas em sua relação Si / Mg; mas também em suas adições de elementos de transição (por exemplo, Cu, Mn, Fe e V). Essas diferentes composições em combinação com processamento específico produzem uma ampla gama de propriedades mecânicas nos produtos finais (RAMONA, 2014).

A adição de cobre permite obter uma resistência muito maior, que pode ser comparada com algumas ligas de Al-Cu (ABDALA *et al.*, 2008). A introdução dessas ligas AlSiMg(Cu) na indústria ainda é recente, por isso é necessário aprimorar o conhecimento sobre sua microestrutura e propriedades para uma avaliação precisa das possibilidades reais de uso dessas ligas, uma vez que não há muitas informações na literatura técnica.

As propriedades dos metais e ligas são controladas por suas características microestruturais, portanto, a fim de prever o comportamento dos materiais, uma caracterização adequada da sua microestrutura é necessária. Para isso, existem várias técnicas disponíveis, como meios diretos: microscopia eletrônica de varredura

(MEV), microscopia eletrônica de transmissão e difração de raios-X, ou indiretos: dilatométrica, microdureza, análise térmica e medições de energia termoelétrica (M.R.W.S., 2017).

A cinética de precipitação em ligas de Al foi estudada por vários pesquisadores através do método de calorimetria (DSC). Vários esquemas analíticos foram usados para determinar os parâmetros cinéticos da dependência da taxa de varredura dos picos observados nas curvas DSC (ESMARILI, 2012) (GHOSH, 2011).

Existem alguns estudos relacionados ao comportamento de liga AlSiMg(Cu) para chapas, mas pouco se sabe referente a extrusão desses materiais.

Com a evolução da tecnologia, processos e recentes pesquisas, torna-se possível o uso de novas ligas para aplicações antes não estudadas. Mas para alcançar esse objetivo, é importante a realização da caracterização microestrutural em diferentes fases, juntamente com a resposta mecânica desta liga ao tratamento térmico de envelhecimento artificial. Por isso, a proposta deste trabalho, inicia na obtenção da matéria prima em escala industrial, entendimento do impacto dos parâmetros de processo de extrusão e estudo da microestrutura e comportamento mecânico de uma liga de AlSiMg extrudada.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Esse trabalho tem como objetivo caracterizar microestruturalmente e mecanicamente uma liga de AlSiMg, iniciando pela obtenção do material bruto de fundição até processamento final de tratamento industrial para extrudados. É desejado encontrar um limite de escoamento superior a 300 MPa, configurando-a como uma liga de alta resistência segundo a Associação Europeia de Alumínio (EAA).

2.2. Objetivos Específicos

Este mestrado tem como objetivos específicos:

- 1) Submeter o material bruto de fundição aos processos industriais de homogeneização, solubilização e deformação a quente pelo método de extrusão direta, *quenching* e envelhecimento artificial.
- 2) Fazer a caracterização do material do início ao fim do processamento pelas análises de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET).
- 3) Verificar se as fases foram dissolvidas na matriz e se a solubilização foi efetiva através das caracterizações.
- 4) Medir as temperaturas de transformação de constituintes através de DSC (*Differential Scanning Calorimetry*).
- 5) Medir a dureza e as propriedades mecânicas em tração.
- 6) Avaliar se a liga corresponde a uma liga de alta resistência segundo a EAA (*European Aluminum Association*) e propor sugestões para continuação dos estudos e novos desenvolvimentos.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. O alumínio

O alumínio é um elemento metálico encontrado em abundância. Seu processo de obtenção primária se inicia através da extração de um minério chamado “bauxita”, que possui um teor de óxido de alumínio (Al_2O_3) entre 35% a 45%. Foi descoberto em 1886 a partir da obtenção do metal puro pelo processo de dissolução eletrolítica da alumina, em banho de criolita, conhecido como processo Hall-Héroult, que atualmente continua sendo o principal processo de produção de alumínio (ASM, 1990; ABAL, 2012).

O alumínio puro (Série 1XXX ou 99,80% de pureza) possui ponto de fusão de 660°C , que é relativamente baixo comparado ao do aço, que é da ordem de 1570°C (ABAL, 2012). Possui a leveza como uma das suas principais características, tendo densidade de apenas $2,7 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente um terço do que o aço ($7,83 \text{ g/cm}^3$), cobre ($8,93 \text{ g/cm}^3$) ou latão ($8,53 \text{ g/cm}^3$). Essas características, aliadas a processos que aumentam a resistência mecânica, como a composição química e tratamentos térmicos, tornam o alumínio um metal muito atrativo para a indústria, principalmente nos ramos aeronáuticos e de transportes. Há alguns anos a indústria automobilística vem tentando substituir o aço por alumínio na fabricação de veículos, por todos os benefícios já anteriormente citados (ASM, 1990; ABAL, 2012; PEIXOTO, 2001).

3.2. Alumínio e suas classificações

O alumínio puro possui uma resistência à tração relativamente baixa (aproximadamente 90 MPa), o que limita a sua utilização para componentes estruturais que necessitam de maiores propriedades. Mas devido a possibilidade de combinar-se com a maioria dos elementos de liga (tais como: silício, cobre, manganês, magnésio, cromo, zinco, ferro etc.), o que adiciona outras propriedades, formando as ligas de alumínio, possui uma vantagem frente aos outros metais. Além disso, a sua resistência mecânica pode ser praticamente dobrada através dos tratamentos térmicos (ABAL, 2012). Através das diferentes combinações de ligas e tratamentos, é possível

se obter propriedades específicas de acordo com as necessidades do produto, como maiores resistências mecânicas, elétricas, maior ductilidade e resistência a corrosão.

Embora tenha sido mencionado que o alumínio consegue ligar-se a diversos outros metais, nem todos possuem solubilidade suficiente na fase sólida para que sejam elementos de liga majoritários. Apenas nove elementos possuem uma solubilidade sólida máxima maior que 1% (wt. %) e essa solubilidade acaba sendo reduzida substancialmente a temperaturas mais baixas, que são zinco, magnésio, cobre, manganês, silício, prata, gálio, germânio e lítio. Sendo que prata, gálio e germânio geralmente são caros, o que pode inviabilizar a produção e o lítio possui algumas dificuldades de processamento e por isso, é utilizado apenas em ligas especiais. Sendo assim, sobram os outros 5 elementos que são comumente utilizados como base na formação das ligas comerciais de alumínio e com esses é possível formar várias combinações (HATCH, 1984).

Conforme mencionado, os elementos de liga podem acrescentar diferentes propriedades quando adicionados ao alumínio, e de acordo com Zangrandi (2008), os efeitos podem ser conferidos a seguir:

Tabela 1 – Efeito dos elementos de liga no alumínio

Elemento	Efeito no alumínio
Zinco	Aumenta a resistência mecânica do alumínio ao proporcionar o endurecimento por precipitação natural e artificial da liga.
Cobre	Propicia o endurecimento por precipitação natural, aumenta a resistência mecânica e diminui a resistência a corrosão, a ductilidade e a soldabilidade da liga.
Magnésio	Aumenta a resistência à corrosão da liga em água salgada, reduz o endurecimento por deformação e a temperatura de fusão. Se adicionado junto ao silício, propiciam endurecimento por precipitação da liga.
Silício	Melhora a ductilidade, a resistência mecânica, a temperatura de fusão, e aumenta a fluidez da liga.
Manganês	Contribui com melhora da resistência mecânica do alumínio comercialmente puro, como também a resistência à corrosão. Promove uma pequena redução da ductilidade.

O alumínio é dividido em duas categorias, de acordo com o processo de fabricação. Sendo as “ligas trabalháveis” e “ligas para “fundição”.

As ligas para fundição são geralmente destinadas a fabricação de peças fundidas (FERNANDES; PADILHA, 2008; MINATEL, 2009; OTOMAR, 2010; SOUZA, F.M., 2012).

As ligas trabalháveis são geralmente conformadas em um processo posterior, como por exemplo, laminação ou extrusão e podem obter ganhos de resistência através destes.

Um resumo das classificações e seus principais elementos de liga pode ser visto na Tabela 2.

Tabela 2 - Classificação das ligas de alumínio

Série	Descrição	Uso e aplicações
1xxx	Ligas com no mínimo 99% de alumínio e os principais solutos são Fe e Si	Aplicações com alta capacidade de conformação em requisitos de propriedades mecânicas
2xxx	Tratáveis termicamente e endurecíveis por precipitação, cujo elemento principal de liga é o Cu e eventualmente o Mg	São utilizadas em grande escala na indústria aeronáutica
3xxx	Conformabilidade e resistência à corrosão similares às do alumínio comercialmente puro (ligas da série 1XXX), sendo o Mn o elemento de liga principal	São ligas não tratáveis termicamente com média resistência mecânica e boa ductilidade
4xxx	Ligas de Al-Si, com propriedades mecânicas similares às das ligas da série 3xxx	-
5xxx	Elevada resistência mecânica sendo o principal elemento de liga o Mg e não são tratáveis termicamente	Estas ligas possuem elevada resistência à corrosão e são facilmente soldadas. São bastante utilizadas em segmentos náuticos.
6xxx	Ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação, com principais elementos de liga o Mg e Si	São utilizadas principalmente no processo de extrusão.

7xxx	Possuem adição de Zn, Mg e Cu e atingem limites de resistência a tração acima de 500Mpa	São ligas tratáveis termicamente, endurecíveis por precipitação. Também são bastante utilizadas na indústria aeronáutica
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

FONTE: Traduzido do *Handbook of Aluminum*, 2003; FERNANDES; PADILHA, 2008; MINATEL, 2009; OTOMAR, 2010; SOUZA, F.M., 2012; HATTORI, 2021

A Figura 1 mostra os tipos de tratamentos térmicos a partir dos diferentes tipos de liga de alumínio.

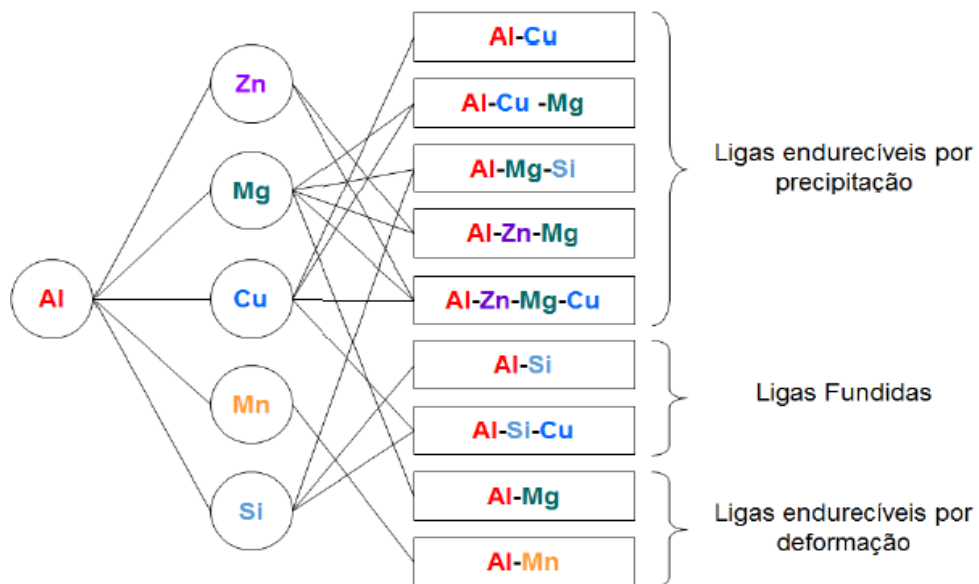


Figura 1 - Figura esquemática com os principais elementos de liga, classificação e meios para aumento de resistência e dureza das ligas (CAVALCANTE, Felipe, 2016)

As ligas endurecíveis por precipitação ganham resistência mecânica a partir do tratamento térmico, que consiste na precipitação de partículas de segundas fases que atuam como barreiras para a movimentação das discordâncias, o que por consequência, aumenta sua dureza e resistência mecânica.

As ligas endurecíveis por deformação não são tratáveis termicamente, elas podem ganhar resistência mecânica através do encruamento e endurecimento por solução sólida dos elementos na matriz.

As ligas de alumínio das séries 2XXX, 6XXX e 7XXX são ligas tratáveis termicamente ou endurecíveis por precipitação e seus elementos principais são respectivamente, cobre, magnésio e zinco. Podem elevar a propriedade do alumínio em até cinco vezes através dos tratamentos térmicos específicos para cada uma delas (Handbook of Aluminum, 2003).

O tratamento térmico é utilizado especificamente com a finalidade do aumento da resistência e dureza de ligas endurecíveis por precipitação (conformadas ou fundidas). E pode ser definido como qualquer operação de aquecimento ou resfriamento realizada para modificar a estrutura metalúrgica, propriedades mecânicas ou estado de tensões internas (SAIGAL, A.; LEISK, G., 1992). Geralmente, suas etapas consistem em solubilização, formação de soluções sólidas supersaturadas, seguido de resfriamento rápido e finalizando com o envelhecimento natural ou artificial. Sendo o natural, aquele em que o alumínio é deixado ao ar, e é conferido um incremento de resistência com o passar do tempo, e o artificial, onde por aquecimento a determinadas faixas de temperatura esse processo é acelerado artificialmente.

Portanto, podemos dizer que as propriedades mecânicas do alumínio são fortemente influenciadas pelos elementos químicos de sua composição, seu histórico de processamento e dos tratamentos térmicos realizados.

3.3. Ligas da Série 6XXX

Em ligas de alumínio da série 6XXX, o Si e o Mg são os principais elementos de liga, mas outros elementos como cobre podem ser especificados para potencializar a dureza por precipitação (ABDALA et al., 2008).

Para as ligas da série 6XXX, o ferro é considerado uma impureza e acaba sendo determinante na formação de fases ricas em Fe. Em teores mais elevados, o ferro pode levar à formação de partículas grosseiras da fase $AlFeSi$, prejudicando as propriedades mecânicas do material. Essas fases se formam devido à baixa solubilidade do ferro na matriz de alumínio (cerca de 0,05%p em ferro a 650°C)

(FREITAS et al., 2019; JABŁOŃSKI et al., 2017). Essa ligação do ferro com o silício também pode ter efeito de concentração de tensão na superfície, interferindo no fluxo de líquido nos canais interdendríticos durante a solidificação, resultando em maior fragilidade e porosidade no material (ZHANG et al., 2013).

As fases ricas em Fe são responsáveis pela formação de extensas plaquetas finas, semelhantes a agulhas, de composto intermetálicos β - Al_5FeSi (ABEDI e EMAMY, 2010). Ainda segundo Abedi e Emamy (2010), vários métodos têm sido estudados com o intuito de reduzir a influência prejudicial quando o Fe presente no alumínio está em excesso, porém, de forma econômica não pode ser removido, forçando o aprimoramento de estratégias/técnicas para neutralizar seus efeitos negativos.

O ferro combinado com o alumínio, magnésio e/ou silício pode formar intermetálicos como o β - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (placas), α - Al_5FeSi (escrita chinesa) e π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ (OLIVEIRA, 2020). A formação e o tamanho desses intermetálicos é diretamente relacionada com o nível de ferro ou com o resfriamento rápido da liga. A nucleação e a propagação de micro trincas é facilitada pela presença desses intermetálicos, reduzindo as propriedades mecânicas do material como, por exemplo, a ductilidade.

O fenômeno de ganho de resistência por precipitação ocorre devido a formação de pequenas fases ricas em soluto (precipitados) em toda a matriz do material. Eles atuam como um obstáculo ao movimento de deslocamentos, de modo que é necessária uma maior energia para deformar uma peça, o que significa que o material é mais forte (PINLUNG, 2015).

Além da composição química, para obter as melhores propriedades mecânicas na série 6XXX (AlSiMg ou AlSiMg(Cu)) é importante dar atenção aos processos termomecânicos e principalmente a sua microestrutura durante todo o processo até se chegar às propriedades mecânicas da liga.

Nos estudos de RAMONA *et al.* 2014, é possível verificar algumas propriedades de ligas da série 6XXX. Nas Figuras 2 e 3, observa-se que a liga AA6013 exibe melhores níveis de resistência do que as outras ligas nos tratamentos T4 e T6. Isso ocorre devido a sua composição química. Pois ao adicionar cobre às ligas de Al-

Mg-Si existe um refinamento do precipitado, que induz a fase de reforço Q '(fase contendo Cu) e, portanto, aumenta o nível de resistência (BRAUN, 2006).

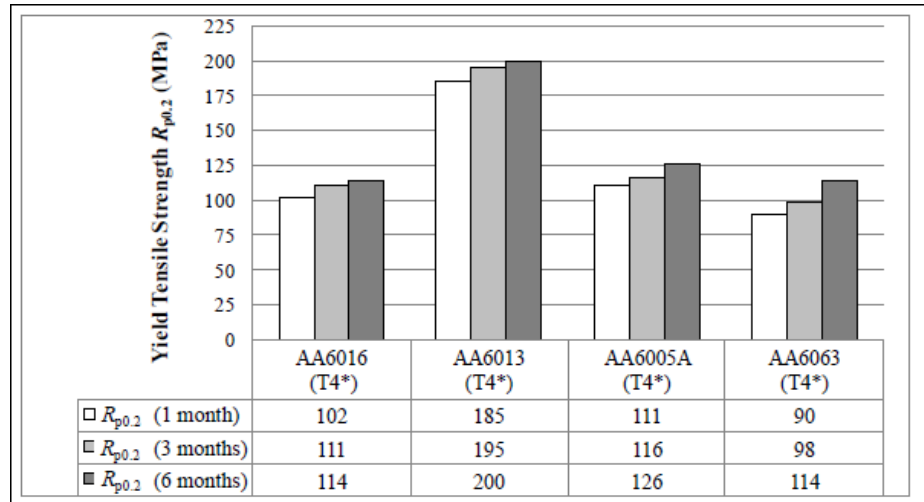


Figura 2 - Resistência ao escoamento ($R_{p0.2}$) em têmpera T4 após a produção da folha

Fonte: (RAMONA *et al.* 2014).

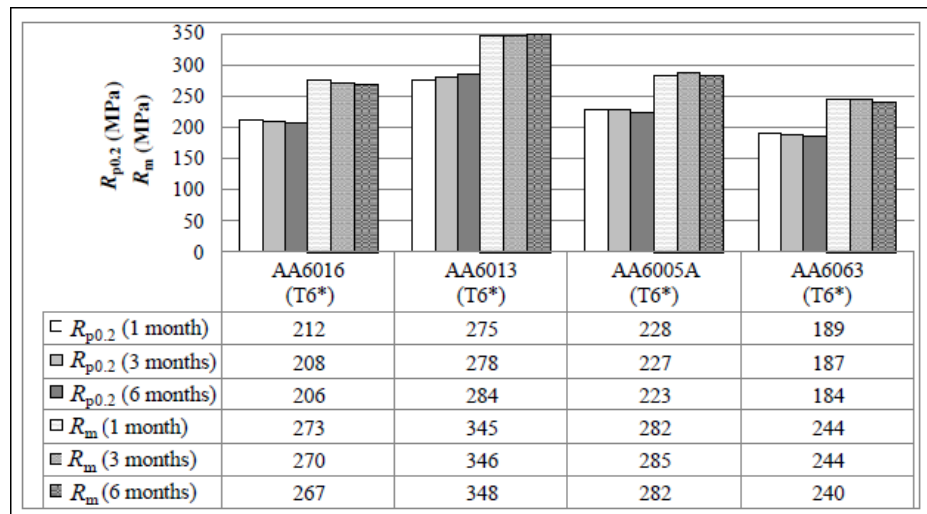


Figura 3 - Resistência ao escoamento ($R_{p0.2}$) e resistência à tração (R_m) no revenido T6 após a produção da folha

Fonte: (RAMONA *et al.* 2014).

3.4. Processo de fundição de tarugo

O método mais utilizado para obtenção dos tarugos, matéria-prima para extrusão é o DC (*"Direct Chill"*). Esse processo trata de um processo semi-contínuo em moldes onde é possível a produção simultânea de diversos tarugos em uma mesma batelada. Permite uma extensa variedade de diâmetros e comprimentos de tarugos, além de se destacar pela qualidade e produtividade (CARVALHO, 2016).

O processo de fundição inicia no abastecimento do forno com o alumínio, que pode ser através de panelões com metal líquido de alta pureza, lingotes sólidos ou do próprio derretimento de sucata. Posteriormente, essa carga de metal já líquido é corrigida quimicamente com os elementos desejados, e então, é realizado um processo de tratamento e limpeza, a fim de se evitar inclusões e impurezas indesejadas que afetam a qualidade e propriedades finais do produto. Quando o metal já está pronto, é iniciado o processo de vazamento, que na maioria das vezes também passa por uma etapa de filtragem e remoção de hidrogênio na calha até chegar em um molde resfriado a água, que possui um processo de “descida” para formabilidade do comprimento do tarugo. No primeiro contato do metal líquido com o molde, ocorre a primeira fase da solidificação da casca, esta geralmente possui a microestrutura mais pobre devido a possuir um resfriamento mais lento, então, seja por controle automático ou operacional, o molde desce e essa região solidificada fica exposta a um jato de água que torna a troca de calor mais eficiente perto da superfície do molde.

O processo continua até a formação total dos tarugos que seguirão para um processo de corte das suas extremidades, chamadas de “pé” e “cabeça”, regiões com elevados níveis de impurezas.

Além disso, devido a algumas diferenças de composição e macrosegregações causadas durante a solidificação, faz-se necessário um tratamento térmico de homogeneização (ROMETSCH; ZHANG; KNIGHT, 2014).

E após isso, os tarugos poderão seguir para a extrusão.

3.5. Processo de Extrusão

A extrusão consiste em um processo de transformação plástica termomecânica, no qual a matéria-prima é empurrada e forçada a passar por uma

matriz, e sob altas pressões e temperaturas, sofre redução em sua seção transversal (Hattori, 2021) e adquire o formato da ferramenta. Pode-se observar um esquemático ilustrativo na Figura 4.

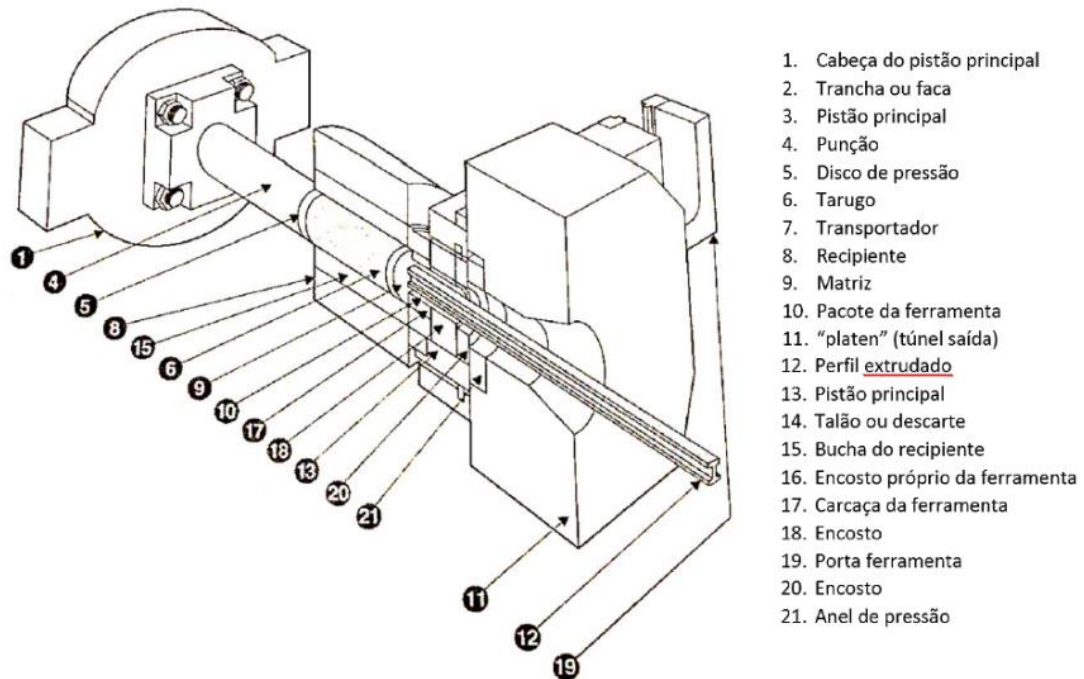


Figura 4 - Esquema do processo de extrusão

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

Devido a facilidade na troca da ferramenta, esse processo permite que o alumínio possa assumir uma imensa gama de possibilidades geométricas. Além do processo de extrusão ser considerado um processo que pode trazer reduções de custos através da eliminação de etapas de processos como estampagem, usinagem ou acabamento. Os principais grupos de produtos extrudados são os perfis sólidos, tubulares e semitubulares (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMINIO (ABAL), 2014).

Os perfis sólidos são aqueles que não possuem vazios em sua seção transversal. E os perfis tubulares são aqueles que possuem pelo menos um vazio totalmente circunscrito por metal (HATTORI, 2021).

Para garantir a qualidade e dimensional do processo, o projeto do ferramental é de extrema importância, que ao final de sua fabricação também passa

pelo processo de nitretação do aço, o que possibilita maiores velocidades de extrusão, melhores acabamentos superficiais e maior vida útil (HATTORI, 2021).

3.6. Tratamentos Térmicos em Ligas de Alumínio Trabalháveis

O tratamento térmico consiste em um processo de aquecimento e resfriamento da liga, e tem como objetivo aumento da resistência mecânica e dureza através da transformação microestrutural provocada.

A *Aluminum Association* emprega um código de designação de tratamentos térmicos das ligas trabalhadas, no qual cada designação representa uma sequência de tratamentos térmicos ou termomecânicos para a fabricação de ligas com propriedades mecânicas particulares, conforme Tabela 3:

Tabela 3 - Designação básica das ligas de alumínio

F	Como Fabricado: aplicado a produtos para os quais não há um controle especial após o aquecimento nem condições de endurecimento a frio são aplicados.
O	Recozimento: aplicado a produtos forjados que foram aquecidos para gerar o efeito de recristalização, produzindo uma condição de baixa resistência mecânica; os produtos fundidos são recozidos para melhorar a ductilidade e estabilidade dimensional.
H	Encruamento: aplicado a produtos forjados nos quais a resistência mecânica é aumentada através do encruamento por trabalho a frio. Este processo pode ser seguido de um tratamento térmico, o qual gera certa redução na resistência.
W	Solubilização: aplicável às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização. Esta designação é especificamente usada quando o período de envelhecimento natural é indicado.
T	Termicamente Tratável: aplicado a produtos que são tratados a quente, algumas vezes com encruamento posterior.

FONTE: Traduzido do Handbook of Aluminum, 2003.

Para as ligas endurecíveis por tratamentos térmicos pelo processo de solubilização e envelhecimento (precipitação de partículas de segundas fases), há um sistema de designação, como indicado na Tabela 4.

Tabela 4 - Classificação dos tipos de tratamentos térmicos

T1	Envelhecimento natural após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação.
T2	Encruamento após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação e posterior envelhecimento natural.
T3	Solubilização, encruamento e envelhecimento natural.
T4	Solubilização e envelhecimento natural.
T5	Envelhecimento artificial após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação.
T6	Solubilização e envelhecimento artificial.
T7	Solubilização e superenvelhecimento.
T8	Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial.
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento
T10	Encruamento após o resfriamento de uma temperatura elevada decorrente do processo de conformação e posterior envelhecimento artificial.

FONTE: Traduzido do Handbook of Aluminum, 2003.

A sequência de ciclos térmicos para os tratamentos térmicos é a seguinte: homogeneização, solubilização, *quenching* e envelhecimento (PINLUNG, 2015). O esquema ilustrativo da Figura 5 demonstra os três ciclos térmicos necessários na precipitação e endurecimento dos tratamentos térmicos T6.

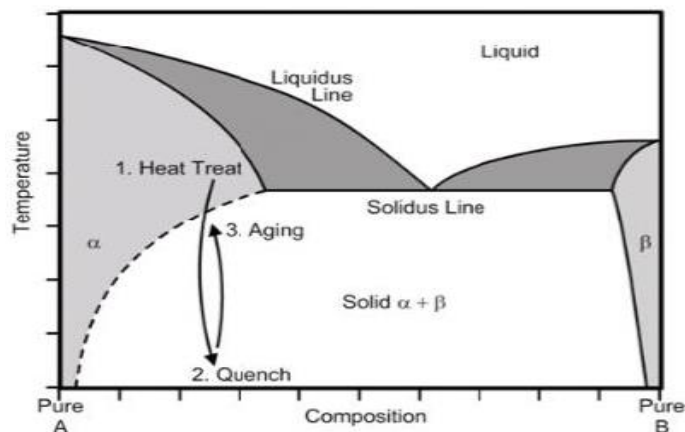


Figura 5 - Diagrama de fase genérico que mostra os três ciclos térmicos necessários na precipitação e endurecimento dos tratamentos térmicos T6 (Fonte: desconhecida)

3.7. Homogeneização

A homogeneização é etapa de tratamento térmico geralmente subsequente ao processo de fundição. E consiste no aquecimento da matéria-prima por um determinado tempo, seguido de resfriamento lento. Pode ter vários objetivos, sendo o principal deles, o aumento da trabalhabilidade nos processos de conformação posterior, como por exemplo a extrusão.

Quando o tarugo sai da fundição, a sua microestrutura é bastante homogênea, com segregações numa estrutura dendrítica e variação de composição química e presença de partículas de segunda fase, que se formam preferencialmente nos contornos de grão. E isso, acarreta baixa ductilidade. Por isso, o tratamento térmico de homogeneização é tão importante para trabalhabilidade a quente nos processos de extrusão.

Segundo, (HATTORI, 2021) durante esse processo, o soluto que se encontra segregado nos contornos de grão no formato de partículas grosseiras e nas dendritas micro segregadas pelo processo de solidificação, passam a se redistribuir. E ao final, também tem efeito para 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. Quanto mais grosseira a estrutura dendrítica, maior a segregação e mais difícil a homogeneização, uma vez que as distâncias, que devem ser vencidas pela difusão dos átomos, tornam-se mais longas. O resfriamento posterior é considerado lento, normalmente com auxílio de ventiladores industriais.

Se a taxa de resfriamento pós homogeneização for bem controlada, ocorre uma quebra de precipitados grosseiros que estavam nos contornos de grão, e os elementos que formaram essas partículas de segunda fase passam a ficar em solução sólida, resultando em uma refinada precipitação no interior do grão, com precipitados $<1\mu\text{m}$, que serão facilmente solubilizados durante o processo de extrusão subsequente, aumentando o potencial de ganho de resistência do perfil extrudado (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1991; ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO

ALUMINIO (ABAL), 2014; JORSTAD; RASMUSSEN; ZALENSAS, 1993; SHIN *et al.*, 2017)

3.7.1. Solubilização e Quenching

A solubilização tem a função de solubilizar na matriz metálica a fase intermetálica que está precipitada no contorno de grão, ilustrado na Figura 6 (a). É uma etapa importante, pois durante o processamento, as ligas de alumínio são resfriadas lentamente, portanto, tendo tempo suficiente para que os precipitados se formem em regiões convenientes, de maior energia (contornos de grão) (SIQUEIRA, 2012).

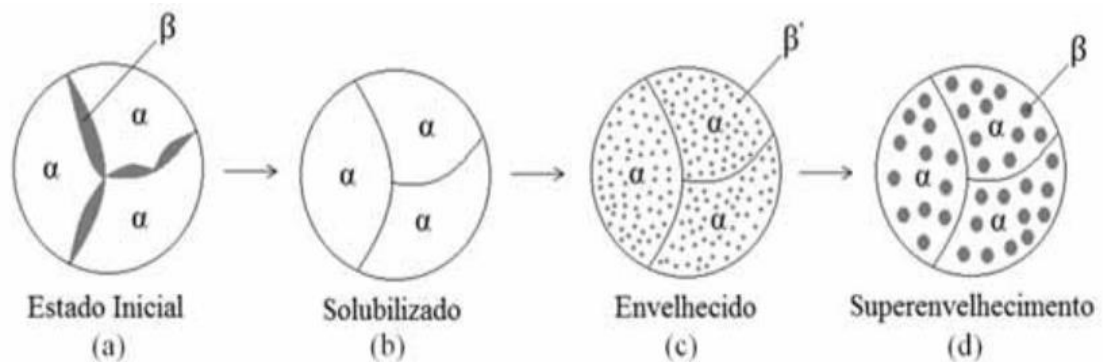


Figura 6 - Esquema das etapas do tratamento térmico de precipitação (SANTOS, 2006).

A solubilização consiste no aquecimento do material acima linha de *solvus*; a linha de temperatura abaixo da qual as segundas fases ricas em soluto β começam a se formar na matriz de alumínio α . Após um tempo de espera variável, o material é resfriado e retorna para a região do diagrama de fase em que as segundas fases de β estão presentes novamente. E então, nos tratamentos térmicos T6, o material é mantido por um período variável a temperaturas abaixo da linha de *solvus*, caso contrário, em tratamentos térmicos T4, é mantido à temperatura ambiente. No primeiro caso, o processo de envelhecimento é abordado como envelhecimento artificial e como envelhecimento natural por último (PINLUNG, 2015).

Para que a solubilização da fase β na matriz fase α aconteça, é necessário que a liga sofra algum tipo de aquecimento que no diagrama de fases, a faça passar a região de estabilidade da mistura $\alpha + \beta$ para uma região de estabilidade da fase α

apenas. Após alcançar essa temperatura específica de solubilização, o material é mantido a essa temperatura constante, por um tempo suficiente para que toda a fase β seja solubilizada na matriz metálica, fase α . E então, é submetido a um resfriamento rápido até a temperatura ambiente, com o objetivo de prevenir a difusão e possíveis formações da fase β (SANTOS, 2006).

Como mencionado anteriormente, o tratamento de solubilização consiste em aquecer o material até uma temperatura acima da linha de *solvus*, numa região do diagrama de fase em que todas as segundas fases formadas durante a solidificação se dissolvem na matriz do material principal, de modo que os átomos de soluto ficam disponíveis para o endurecimento por precipitação (PINLUNG, 2015). Esse tratamento pode ser mencionado como etapa preparatória para o futuro tratamento de envelhecimento e tem como objetivo dissolver totalmente as fases microscópicas simples ou intermediárias presentes na matriz. E após o resfriamento mais ou menos rápido, mantém-se o estado monofásico a temperatura ambiente, tornando a liga, geralmente mais deformável. (COUTINHO, 1980).

Dois parâmetros devem ser definidos corretamente no processo de tratamento de solubilização: temperatura e tempo. O tempo deve ser selecionado de acordo com os custos industriais, pois após certo período o ganho em fase a dissolução é tão baixa que não justifica um uso adicional da energia. Por outro lado, porém, também um tempo baixo pode não ser suficiente. No que diz respeito à temperatura, tem um efeito importante na dissolução de fases eutéticas; altas temperaturas levam a uma mobilidade de átomos altos e, portanto, a uma melhor dissolução das segundas fases, dado um tempo de solução constante (PINLUNG, 2015).

As temperaturas do tratamento de solubilização são definidas próximas da temperatura do eutético (aproximadamente 5°C abaixo) ou da linha *sólidus*, os quais são dependentes do tipo de liga e composição química. Temperaturas mais altas devem ser evitadas, pois poderá ocorrer a fusão incipiente de algumas fases eutéticas de baixo ponto de fusão ou favorecer o crescimento de grão, que por consequência pode comprometer as propriedades mecânicas da liga (ZANGRANDI, 2008). Temperaturas muito baixas também podem influenciar as propriedades finais

(PINLUNG, 2015) (M. TINTING, 2013). Portanto, a escolha da faixa de temperatura é um fator de extrema importância no desenvolvimento das ligas tratáveis termicamente.

No entanto, adotando uma taxa de aquecimento lenta ou tratamentos de solubilização escalonada, o ponto de fusão incipiente pode ser aumentado, de modo que as propriedades mecânicas mais altas podem ser alcançadas (PINLUNG, 2015).

O segundo passo dos tratamentos térmicos é o *quenching*. Aqui o material solubilizado é resfriado até uma temperatura em que as segundas fases estejam presentes dentro da microestrutura (PINLUNG, 2015). Geralmente, na indústria, os perfis extrudados são resfriados logo após a saída da prensa em uma câmara de resfriamento e este processo é denominado "*quench*". Esse processo de resfriamento pode ser realizado por sopro de ar, jato de água, spray (pulverização de ar + água) ou até mesmo um processo de imersão na água. A velocidade de saída do perfil da matriz e a distância entre a saída e a câmara de resfriamento são de grande importância pois afetarão diretamente a taxa de extração de calor.

As ligas tratáveis termicamente podem perder habilidades de desenvolver resistência e tenacidade na etapa de envelhecimento, quando as taxas de resfriamento (*quenching*) decrescem, devido à perda de soluto pela precipitação (ZANGRANDI, 2008).

O objetivo do *quenching* é evitar a formação desses compostos, chamado precipitados, mantendo a condição do tratamento de solubilização para obter uma Solução Sólida Super Saturada (SSSS). Em um SSSS a quantidade de átomos de soluto dispersos na matriz metálica é maior do que a solubilidade limite permite; é, portanto, uma condição metaestável.

O SSSS é um passo fundamental para o sucesso do processo de endurecimento por precipitações. Isto é essencial, de fato, para reter tantos átomos de soluto quanto possível na condição metaestável, de modo que, durante a fase de envelhecimento subsequente, eles se juntem formando pequenos precipitados, o que dificulta o movimento de deslocação. Por outro lado, um baixo nível de supersaturação leva a uma menor quantidade de precipitados e, portanto, um menor aumento na força do material, o que significa que uma resposta pior do material ao envelhecimento (D. Hall, 1996).

As duas variáveis que afetam a formação de precipitados induzidos por *quench* são a taxa de difusão de átomos e nível de supersaturação. Nas ligas de alumínio, a faixa de temperatura crítica, onde a nucleação e o crescimento desses precipitados são máximos, está entre 450°C e 200°C (E. SJOLANDER, 2010). Acima desta faixa, o nível de supersaturação não é suficientemente alto, e abaixo da taxa de difusão, é muito baixo para provocar uma precipitação rápida das segundas fases.

A taxa de resfriamento do *quench* deve ocorrer no menor tempo possível, dentro da região crítica, a faixa de temperatura dessa região deve ser selecionada a partir das propriedades do diagrama TTP (*Time Temperature*) de cada material.

O resfriamento a água é geralmente preferido, porém uma taxa de resfriamento muito rápida também deve ser evitada, pois pode introduzir no componente tensões residuais que poderiam resultar em uma falha precoce.

A taxa de resfriamento garante que não exista precipitação de partículas de segundas fases anteriormente ao tratamento térmico, caso essa taxa mínima não seja respeitada, haverá envelhecimento prematuro da liga, reduzindo o potencial de ganho de resistência mecânica posterior.

Essa etapa é considerada de suma importância, pois se a taxa de resfriamento não for adequada, nem mesmo as condições de envelhecimento a baixas temperaturas por elevado tempo ou altas temperaturas seguidas de baixa terá efeito significativo no ganho de resistência.

3.7.2. Envelhecimento: Natural e Artificial

O envelhecimento é a última etapa dos tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação. Se as amostras forem mantidas à temperatura ambiente, estamos lidando com o envelhecimento natural. E quando os componentes são aquecidos até uma temperatura abaixo da linha de *solvus*, ocorre envelhecimento artificial (PINLUNG, 2015).

Após o *quench*, a microestrutura está em uma condição metaestável, uma vez que a concentração de átomos de soluto na matriz Al é maior do que o limite de solubilidade permite. Durante o envelhecimento, os átomos de soluto se

tornam pequenos, densos e precipitam, o que acaba dificultando o movimento de deslocamentos, aumentando a dureza e força do material (PINLUNG, 2015).

O envelhecimento ocorre por transformações de fases produzindo uma dispersão uniforme de precipitados que podem ser cisalhados pelas discordâncias. O mecanismo de endurecimento é denominado de endurecimento por dispersão, quando a dispersão das fases é não-deformável (FRANSSON, 2009).

A combinação de tempo e temperatura são pontos-chave no tratamento térmico de envelhecimento artificial. Geralmente, ocorrem a baixas temperaturas e tempos mais elevados, comumente variando de 115 a 190°C, e por um tempo de 5 a 48h.

Existe uma combinação ótima de tempo e temperatura de endurecimento que resultam em um pico de dureza. Temperaturas mais altas resultam em picos de dureza menores que ocorrem em tempos mais curtos. Temperaturas mais baixas resultam em picos de dureza maiores, porém o tempo necessário para atingi-los torna o tratamento pouco prático e antieconômico (MORETO, 2012). Além disso, a velocidade de precipitação das ligas de alumínio também depende da composição (LIN, 2013). E segundo FRANSSON, 2009, usando temperaturas de envelhecimento mais baixas, há uma promoção de propriedades mais uniformes nos materiais tratados. O tratamento térmico de precipitação consiste em formar segundas fases intermetálicas a partir de uma solução sólida monofásica supersaturada. Também é por isso que se torna necessário o aquecimento em temperaturas mais baixas, possibilitando a coexistência das fases α e β (SIQUEIRA, 2012).

Inicialmente a dureza e resistência aumentam com o tempo e tamanho das partículas precipitadas até se atingir um pico máximo. Depois desse ponto, ocorre o que chamamos de processo de superenvelhecimento, onde há um decréscimo de resistência e dureza (FRANSSON, 2009).

Por isso, como mencionado anteriormente, o tempo também é bastante importante, pois a variação do tempo de tratamento térmico irá impactar o tamanho do precipitado. Se o tempo de tratamento for muito longo poderá ocorrer o crescimento excessivo das partículas da fase β . Esse fenômeno de superenvelhecimento, causa a redução da resistência e da dureza (CALLISTER, 2008).

Portanto, podemos dizer que o tamanho médio das partículas precipitadas é função do tempo e temperatura de envelhecimento (KIRMAN, 1971).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Para o presente estudo foram utilizados tarugos de uma liga AlSiMg produzidos de vazamento DC. Os tarugos fundidos industrialmente passaram pela etapa de descarte (pé e cabeça do tarugo) e em seguida pelo processo de tratamento de homogeneização.

A Figura 7 mostra o fluxograma com as etapas do trabalho.

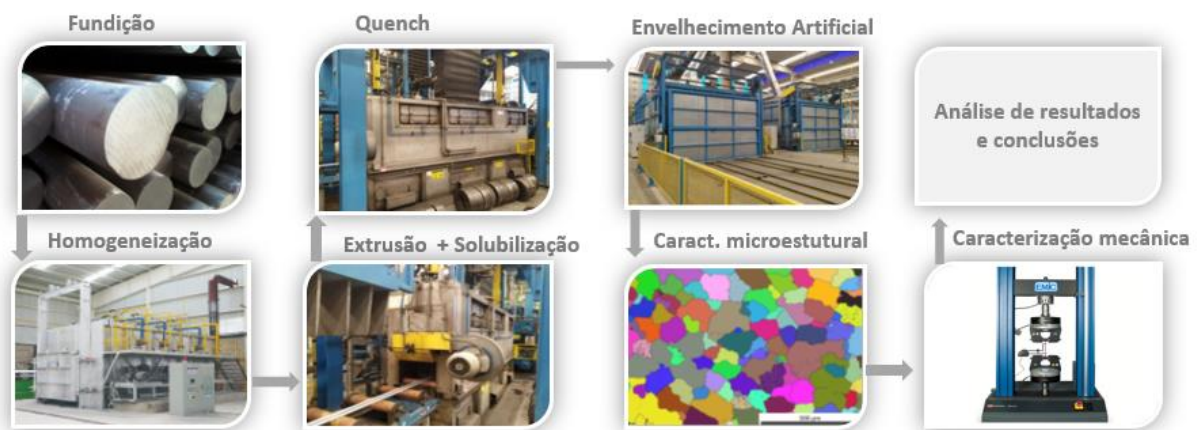


Figura 7 - Fluxograma representativo das etapas do trabalho.

Fonte: Autora

Sabendo do potencial aumento nas propriedades mecânicas das ligas AlSiMg através da adição de cobre, definimos para o estudo, a liga com a composição relatada na Tabela 5 (% em peso). Sendo que, para quantificação dos elementos foi utilizado o espectrômetro de emissão óptica da marca ARL – Applied Research Laboratories, modelo 3460, conforme procedimentos estabelecidos pela empresa parceira.

Tabela 5 - Composição Química da liga AlSiMg(Cu) estudada

Referência	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti		
Mín.	–	0,60	–	0,50	0,60-	0,20-	0,80-	0,10	0,25	0,10
Máx.		1,00			1,10	0,80	1,20			

(THE ALUMINUM ASSOCIATION, 2009).

Os tarugos já homogeneizados, com diâmetros de 7" (177,80 mm) foram pré-aquecidos por 4 horas em torno de 460°C de temperatura e em seguida, foram cortados em *billets* de 500 mm para serem deformados a quente no processo de extrusão.

A ferramenta de extrusão também foi 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.

Após a saída da prensa, os perfis extrudados foram resfriados pelo método spray (jato de água e ar) para solubilização.

Após a solubilização, as esteiras conduziram as barras extrudadas para o processo de esticamento com 0,3% de deformação para melhorar a retilineidade ao longo do comprimento e pelo processamento de corte.

As amostras foram retiradas após a etapa de esticamento para realização dos ensaios e dos tratamentos térmicos de envelhecimento em escala laboratorial.

4.1. Definição dos Tratamentos Térmicos

Os tempos e temperaturas de homogeneização do tarugo foram definidos com base em experiências de processos similares e literatura (XU, D.K.; ROMETSCH; BIRBILIS, 2012). As temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento dos perfis extrudados foram determinados pela experiência com ligas de mesma série.

O tratamento térmico de homogeneização nos tarugos para a liga foi realizado em dois patamares de encharque, a 500 e a 550°C seguido de um resfriamento até a temperatura ambiente. A solubilização dos perfis estabeleceu-se na temperatura emergente de 520°C.

Para definição dos melhores parâmetros do tratamento térmico de envelhecimento artificial, foram realizados alguns testes preliminares em escala laboratorial em um forno mufla da marca Metaltrend. O melhor tratamento térmico de envelhecimento foi realizado aquecendo o perfil extrudado por 3 h até 180°C, mantendo-o a essa temperatura por 8 h para que as reações de precipitação de compostos nas quantidades e tamanhos desejados ocorressem.

Em escala industrial, o envelhecimento artificial foi realizado em forno a gás da marca OMAV e que possui dois termopares de controle de temperatura e um sistema de ventilação para manter a homogeneidade do tratamento.

4.2. Caracterização Microestrutural do Perfil Extrudado

A microestrutura foi caracterizada por técnicas de microscopia ótica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET) e da técnica de difração de raios X (DRX) como complemento para identificação e quantificação dos constituintes existentes. As microestruturas foram registradas nas 3 técnicas de microscopia citadas e, para a realização das análises, as amostras metalográficas foram preparadas conforme procedimento recomendado pela empresa parceira. Nesse procedimento, as amostras foram embutidas em baquelite e as superfícies a examinar foram preparadas por lixamento até o acabamento de 1200# seguido de polimento de 1 μm de pasta de diamante e de 0,4 μm de sílica coloidal em solução lubrificante.

Nas análises por MEV, foram utilizados os recursos de EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) e EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*). As análises de EDS foram realizadas com o objetivo de identificar e quantificar os constituintes existentes na liga AlSiMg(Cu) ao término de cada etapa do processamento industrial. Para isso, foram identificados os elementos químicos em pontos isolados de interesse e realizada a varredura de elementos químicos em áreas representativas da microestrutura. Os constituintes maiores foram examinados ao término de cada uma das 4 etapas do processamento industrial ao passo que os de menor tamanho, apenas nas amostras dos perfis solubilizados e envelhecidos. Para quantificação dos constituintes maiores, a varredura foi realizada em cerca de 2120 campos de amostragem, com uma ampliação de 2000 X. Os constituintes menores, por sua vez, foram examinados em uma quantidade menor de campos, em 20, com ampliação de 15000 X. Em ambos os casos a tensão elétrica de aceleração foi de 10 kV.

As análises por EBSD foram realizadas para obter registro preciso da microestrutura, avaliar a distribuição do tamanho do grão da fase Al (amostras dos tarugos solidificados e homogeneizados), precisar os contornos e subcontornos de grão e diferenciar e quantificar as regiões recristalizadas, recuperadas e encruadas da

liga (perfis solubilizados e envelhecidos). Para a condução das análises de EBSD, a tensão elétrica de aceleração foi de 25 kV. As amostras dos tarugos foram examinadas em uma área correspondente a 1,19 x 0,893 mm enquanto os perfis extrudados foram analisados ao longo de toda a espessura.

As análises por MET foram realizadas para registrar e determinar os elementos químicos presentes nos constituintes pequenos, com tamanho inferior a 100 nm, existentes na liga por meio de análises pontuais de EDS.

Análises por difração de raios-X (DRX) foram realizadas nas amostras do tarugo após solidificação e após homogeneização e, também, nos perfis solubilizados e envelhecidos. O objetivo foi identificar e medir a fração volumétrica dos constituintes, servindo como base para comparativo com os resultados das medições obtidas por varredura de EDS ao MEV.

4.3. Realização dos Ensaios de Tração e Dureza

Ensaios de microdureza Vickers foram realizados nas amostras da liga estudada após solidificação, homogeneização, extrusão/solubilização e envelhecimento, utilizando-se carga de 1 kgf. Os ensaios foram feitos no centro da amostra embutida do tarugo, obtendo a média e o desvio padrão dos resultados de 5 ensaios de microdureza ao término da etapa de processamento da liga.

Ensaios de tração foram realizados em corpos de prova (cps) planos de 100 mm de comprimento retirados dos perfis solubilizados e envelhecidos. Foram obtidos limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e a razão elástica (LE/LR)

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram realizados conforme norma ABNT NBR 7549, empregando-se a velocidade de deformação de 7,5 mm/min no equipamento EMIC, modelo DL 10000, de acordo com norma ASTM E8.

4.4. Determinação das temperaturas de transformação de constituintes

As temperaturas de transformação de constituintes foram medidas pela técnica de calorimetria de varredura diferencial (*DSC – Differential Scanning Calorimetry*). Para isso, amostras retiradas do tarugo bruto de fundição foram inseridas em um recipiente de característica refratária, constituído de alumina, sendo

posteriormente aquecidas até a fusão. Durante o aquecimento, as temperaturas de dissolução de fases foram identificadas de acordo com o calor absorvido para a ocorrência da reação.

Para realização do ensaio de calorimetria, a amostra foi aquecida até 750°C, acima da temperatura de fusão da liga de AlSiMg (648°C), a uma taxa de 10°C/min, a fim de identificar a ocorrência de dissolução de uma grande quantidade de fases. As temperaturas de dissolução e de precipitação de fases, possíveis de detecção no equipamento, foram registradas.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente são discutidos os resultados da análise química, desenvolvimento de parâmetros e do processamento de uma AlSiMg, abordando os principais pontos. Em seguida são discutidas as análises microestruturais e mecânicas das ligas antes e após a realização dos tratamentos térmicos.

5.1. Processamento da liga AlSiMg

O ciclo térmico do material desde a o processo de Fundição até o tratamento térmico de envelhecimento pode ser observado na Figura 8.

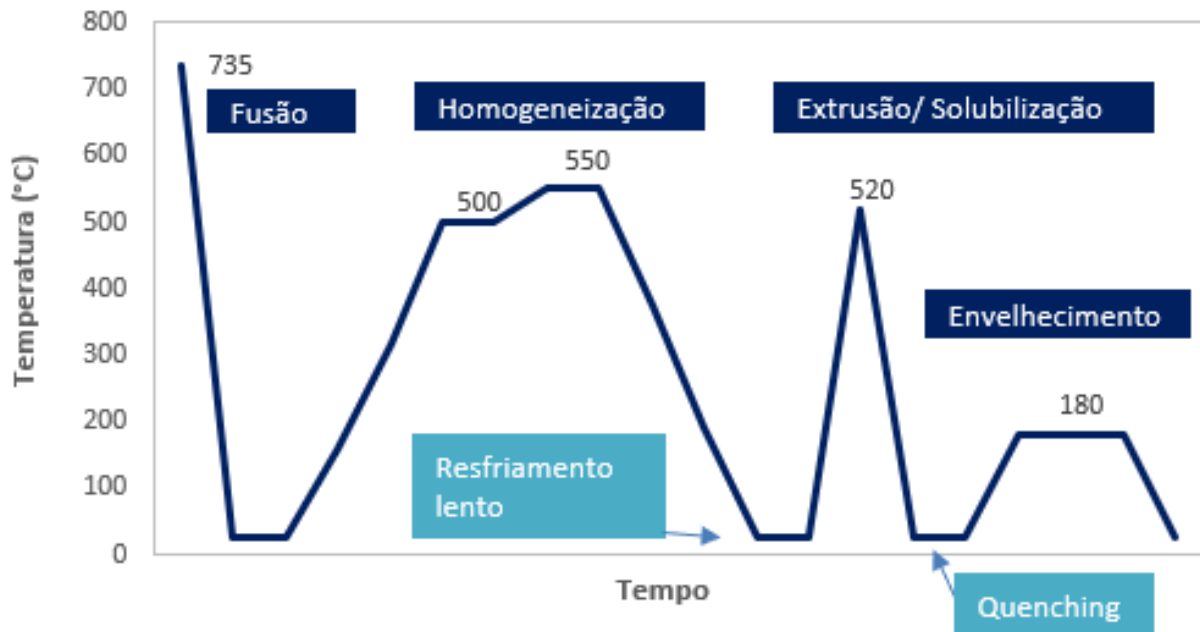


Figura 8 - Perfis térmicos correspondentes às principais etapas de processamento da liga AlSiMg.

5.2. Caracterização Microestrutural do Tarugo

5.2.1. Análise Química

Os resultados de análise química da liga de AlSiMg são mostrados na Tabela 6. Pode-se observar a diferença significativa nos principais elementos de liga da série 6XXX, o Si e o Mg. Porém, também se nota que o elemento contaminante ferro está presente em uma % significativa, o que não é desejável para o alumínio da série 6XXX, devido a formação de intermetálicos que agem como fragilizantes da liga, conforme mencionado anteriormente em literatura (FREITAS et al., 2019; JABŁOŃSKI et al., 2017) (ZHANG et al., 2013) (ABEDI e EMAMY, 2010) (OLIVEIRA, 2020).

Tabela 6 - Especificação de composição química da norma ISO 209 para a liga de AlSiMg e composição química da amostra, em % massa.

Referência	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Norma	0,60	0,50 max	0,60	0,20	0,80	0,10 max	0,25 max	0,10 max
	– 1,00		– 1,10	– 0,80	– 1,20			
Amostra	0,91	0,22	0,80	0,27	0,95	0,08	0,003	0,035

5.2.2. Processamento do Material

A fusão da liga ocorreu em torno de 735°C. Após o ajuste de composição química da liga no forno de preparação, o metal líquido foi solidificado no formato de tarugos cilíndricos de 178 mm (7 polegadas) de diâmetro e 6 metros de comprimento até a temperatura ambiente. Em seguida, os tarugos passaram pelo tratamento térmico de homogeneização em dois patamares de tempo e temperatura (500 e 550°C) seguido de resfriamento até a temperatura ambiente.

Alguns estudos mencionam que como método de prevenção da dissolução instantânea dos precipitados nos contornos de grão (o que ocasiona fragilidade do tarugo), a homogeneização pode ser realizada a uma taxa lenta e em dois patamares de temperatura. 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. Nesse tratamento, é importante ter um bom controle da temperatura para não fique 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, 2012).

Após o tratamento, o tarugo foi resfriado a uma taxa moderada, visando a 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.

Após o processo de homogeneização, o tarugo passou a ter condições satisfatórias para o processo de deformação plástica a quente.

Após homogeneização, as ligas foram reaquecidas a 460°C para conferir conformabilidade suficiente, possibilitando suportar a elevada deformação plástica a

quente subsequente via processo de extrusão, visando a obtenção de perfis de 3,20 mm de espessura. A energia associada à deformação a quente elevou a temperatura do perfil, que emergiu da matriz de extrusão a 520°C. Ao término da extrusão, a temperatura do perfil decresceu até cerca de 500°C para, então, ser resfriado até a temperatura ambiente. Por fim, o perfil foi submetido ao tratamento térmico de envelhecimento, realizando-se um encharque a 180°C por 8 h para obtenção das propriedades finais do produto.

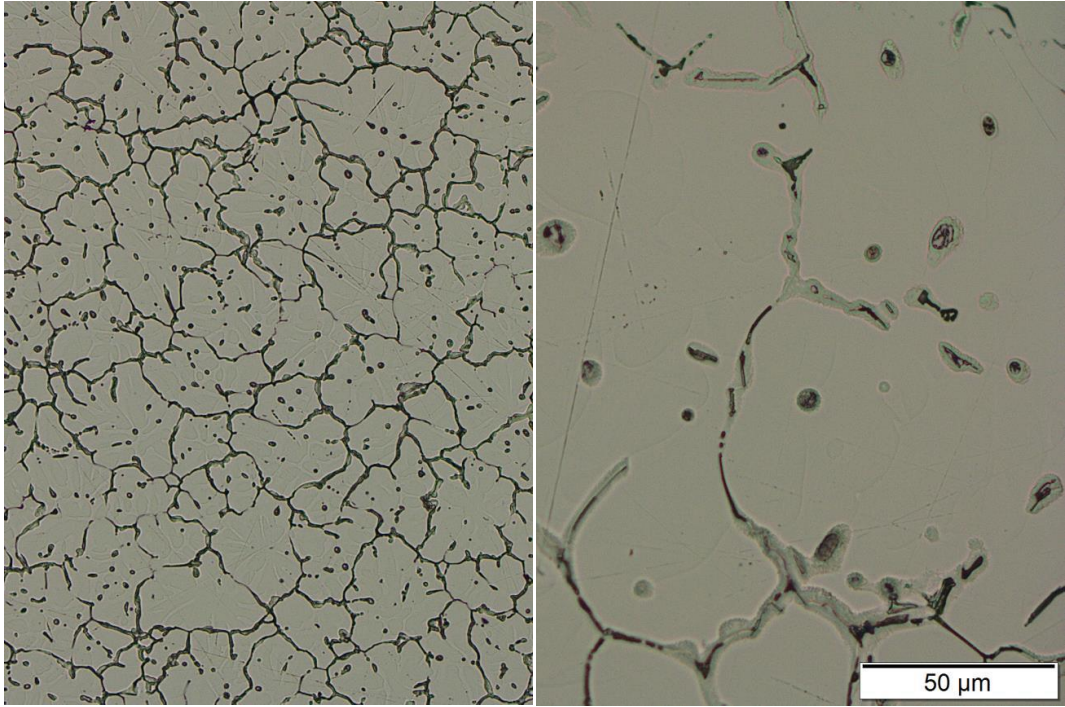
O *billet* (tarugo serrado no comprimento de 500 mm) foi carregado no container e iniciou-se o processo de extrusão. Durante a extrusão, uma parte da energia foi introduzida no material e o restante foi dissipada em forma de calor.

Os tarugos são serrados em billets para reduzir a força de cisalhamento de processos em que se trabalha com ligas mais “carregadas” de elementos de liga.

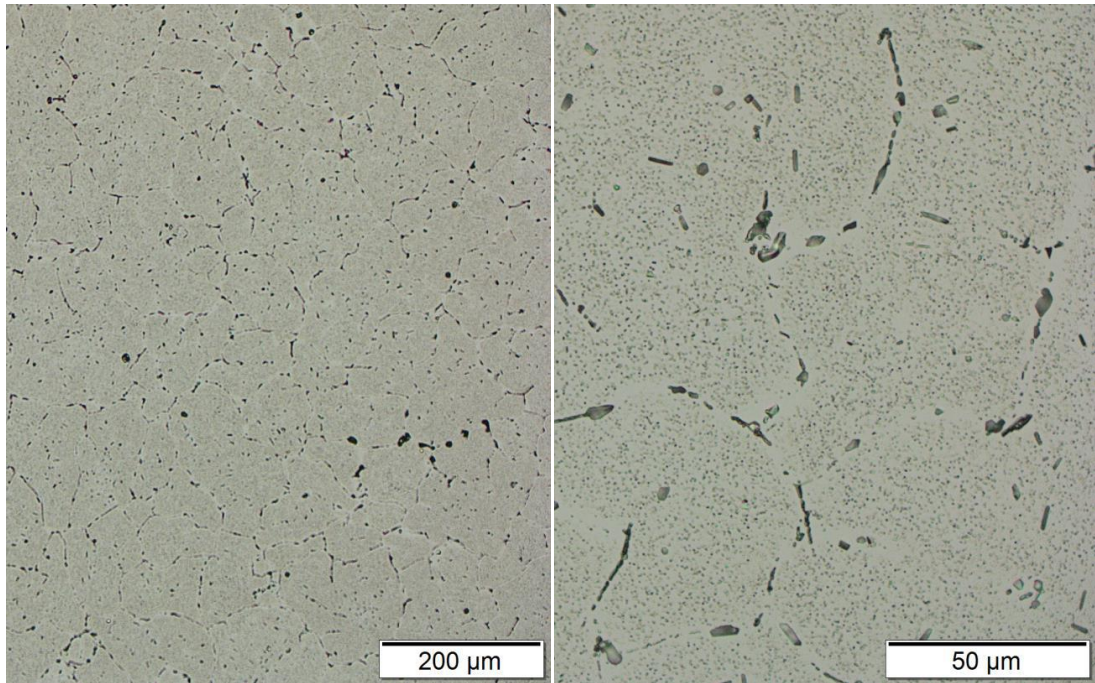
Como a força de atrito entre o *billet* e a parede do container depende da área de contato entre ambos, uma diminuição do comprimento do *billet* proporciona uma redução considerável na força de atrito e por isso uma parcela maior da força de extrusão pode ser aproveitada para vencer o cisalhamento (HATTORI, 2021).

5.2.3. Aspectos Gerais da Microestrutura

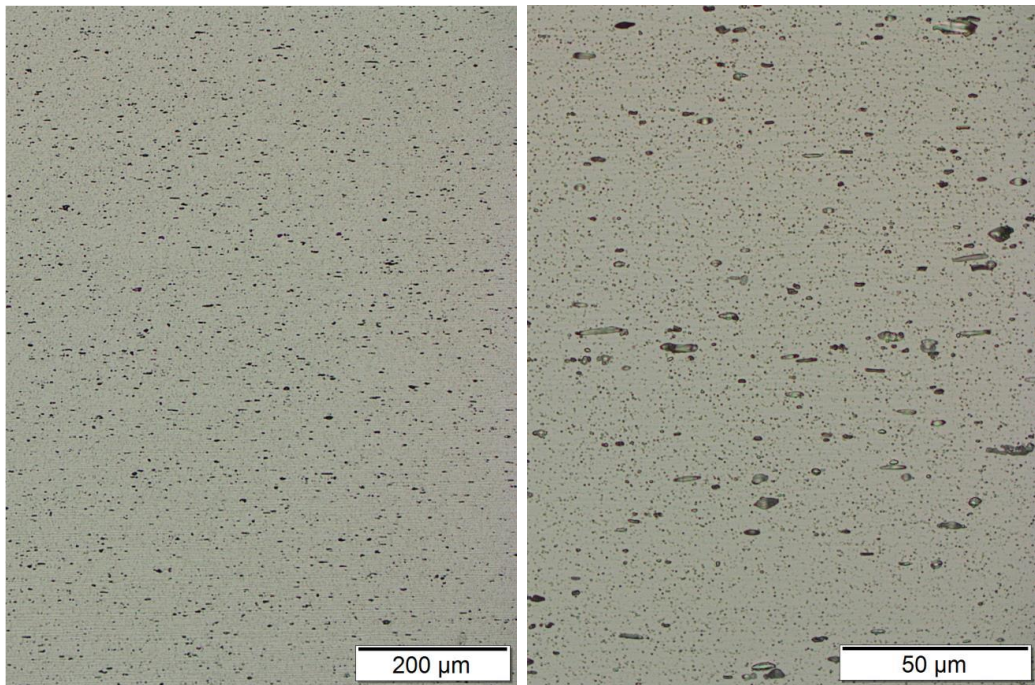
As microestruturas da liga AlSiMg ao término das etapas de solidificação, homogeneização, extrusão / solubilização e envelhecimento podem ser observadas nas Figuras 9 e 10. Como a fase Al exibe baixa capacidade de reter solutos e pela característica do processo de fundição possui crescimento colunar dos grãos a partir das paredes dos moldes, houve grande tendência à rejeição dos solutos para frente de solidificação e conseqüentemente, as fases existentes na liga AlSiMg foram precipitadas quase que completamente nos contornos de grão da fase Al, Figuras 9 (a) e 10 (a).



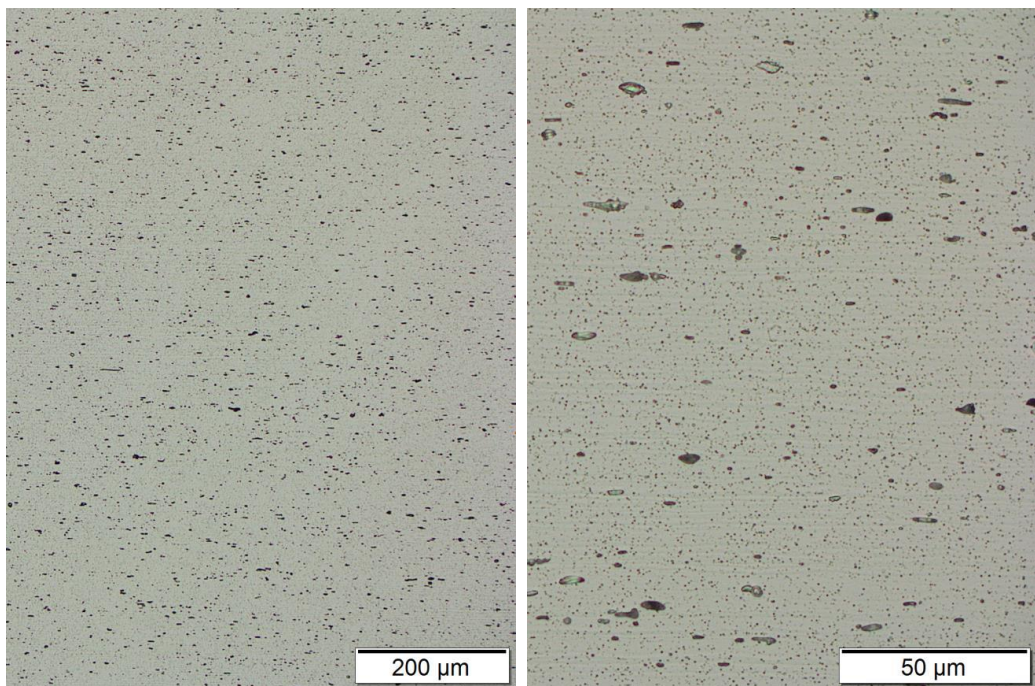
(a) Tarugo ao término da solidificação



(b) Tarugo ao término da homogeneização

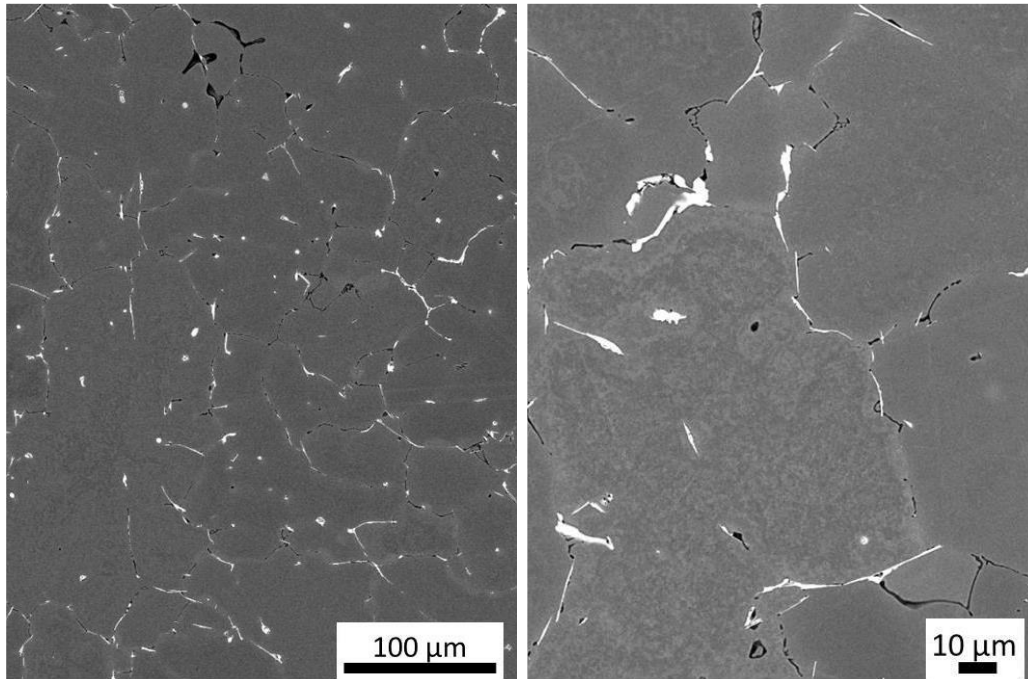


(c) Perfil ao término da extrusão / solubilização

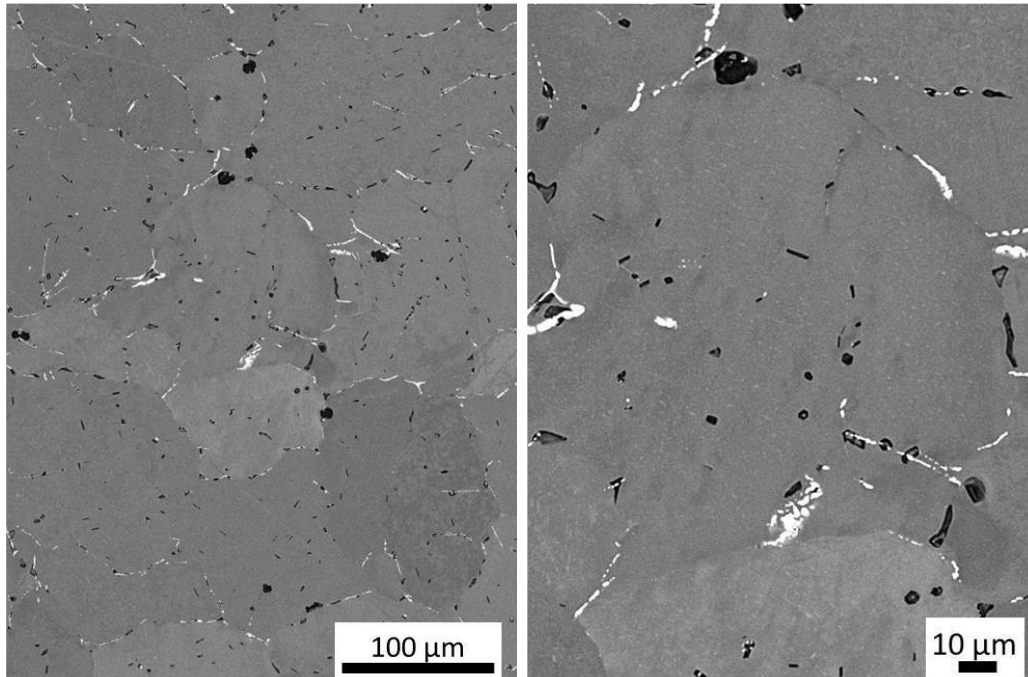


(d) Perfil ao término do envelhecimento

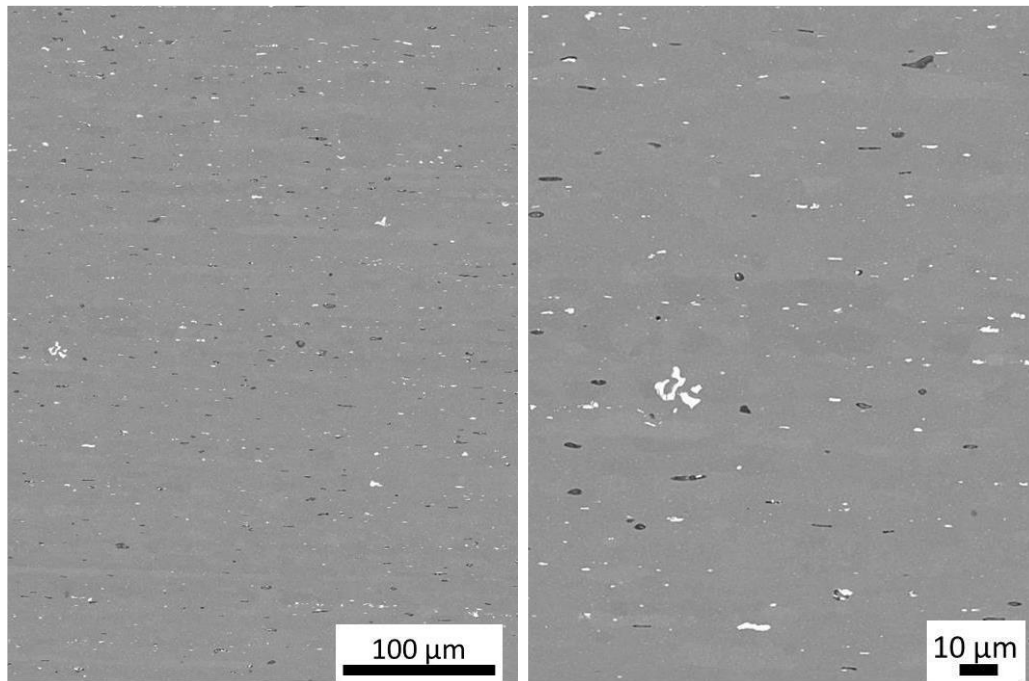
Figura 9 a, b, c, d - Microestrutura da liga AlSiMg ao término das etapas de solidificação, homogeneização, extrusão / solubilização e envelhecimento.



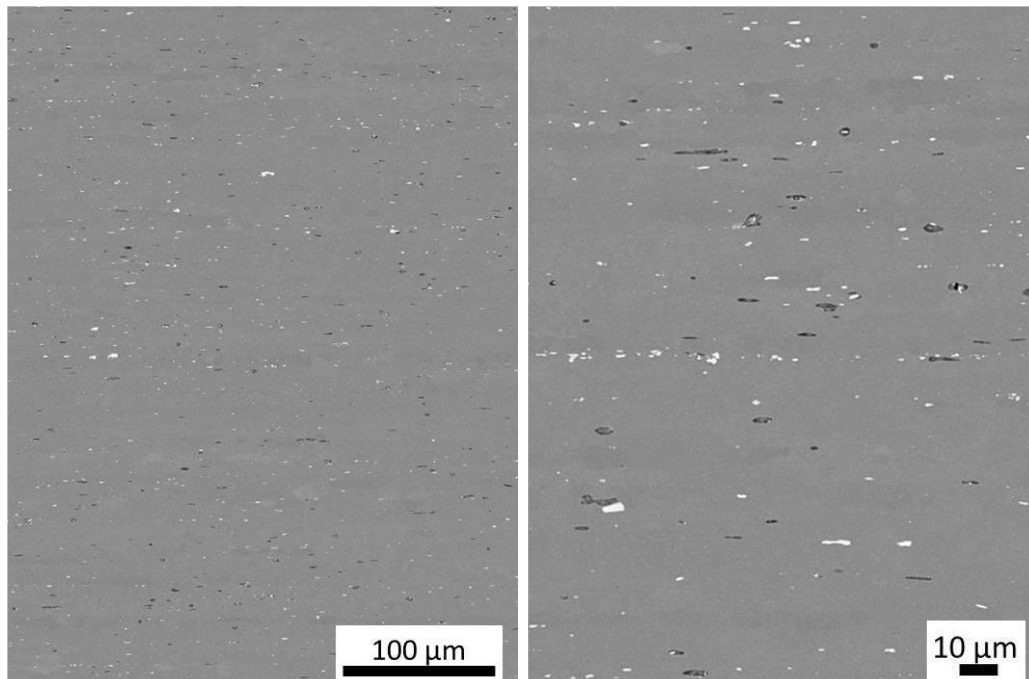
(a) Tarugo ao término da solidificação



(b) Tarugo ao término da homogeneização



(c) Perfil ao término da extrusão / solubilização



(d) Perfil ao término envelhecimento

Figura 10 a, b, c, d - Imagens de elétrons retroespalhados da microestrutura da liga AlSiMg ao término das etapas de solidificação, homogeneização, solubilização e envelhecimento.

A fração volumétrica de 2ª fase ficou em 2,22% de acordo com os resultados mostrados na Figura 11.

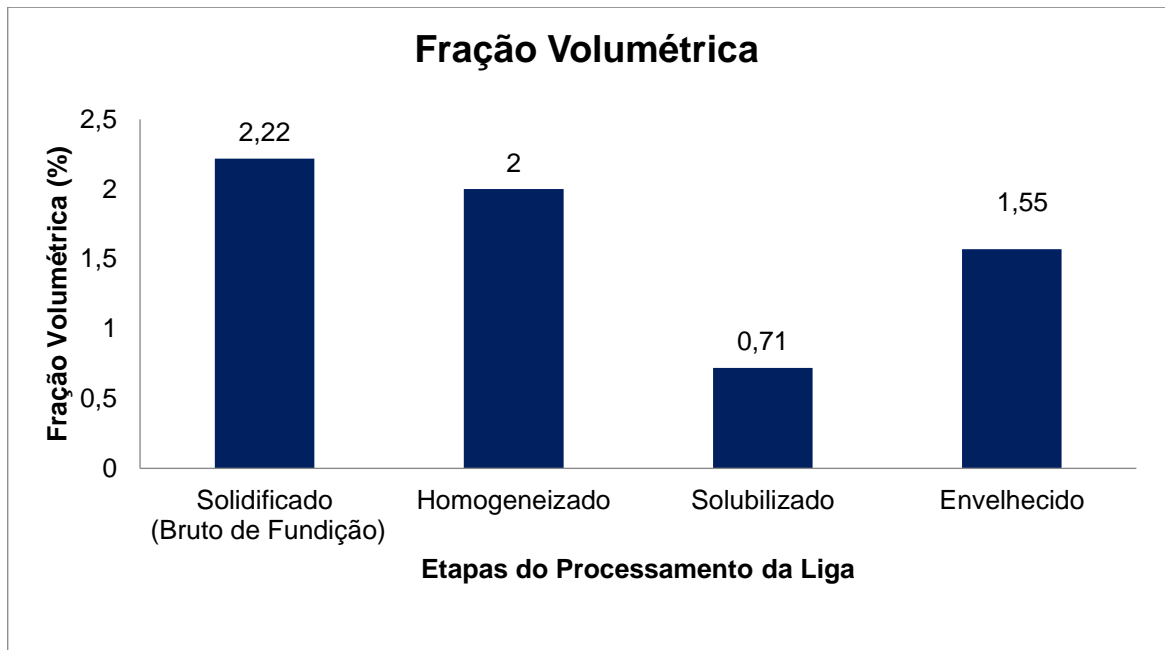


Figura 11 - Fração volumétrica total das fases precipitadas na liga AlSiMg ao longo das etapas de processamento do tarugo e dos perfis extrudados

Após o processo de homogeneização do tarugo, as fases concentradas nos contornos de grãos foram dissolvidas e os elementos químicos resultantes dessa dissolução foram solubilizados na fase Al. Com isso, a fração volumétrica de 2ª fase apresentou apenas uma pequena redução, para 2,0%, Figura 11. Na etapa de homogeneização houve solubilização de grande quantidade de elementos químicos para a matriz Al, e por isso, teve uma maior quantidade de fases precipitada na matriz durante o resfriamento e, conseqüentemente, os precipitados apresentaram-se com menor tamanho e distribuíram-se mais homogeneamente no tarugo, Figuras 9 (b) e 10(b).

Conforme já mencionado, após o processo de homogeneização, o tarugo foi reaquescido antes de iniciar a extrusão e é aquecido pelas forças de atrito da própria etapa e durante esse processo, além do aumento da conformabilidade, ocorreu o processo de redissolução dos precipitados e solubilização dos elementos na matriz Al. E após o resfriamento, etapa de *quench*, os solutos foram, em grande parte, retidos na fase Al impedindo que compostos químicos fossem formados. Devido a isso, houve

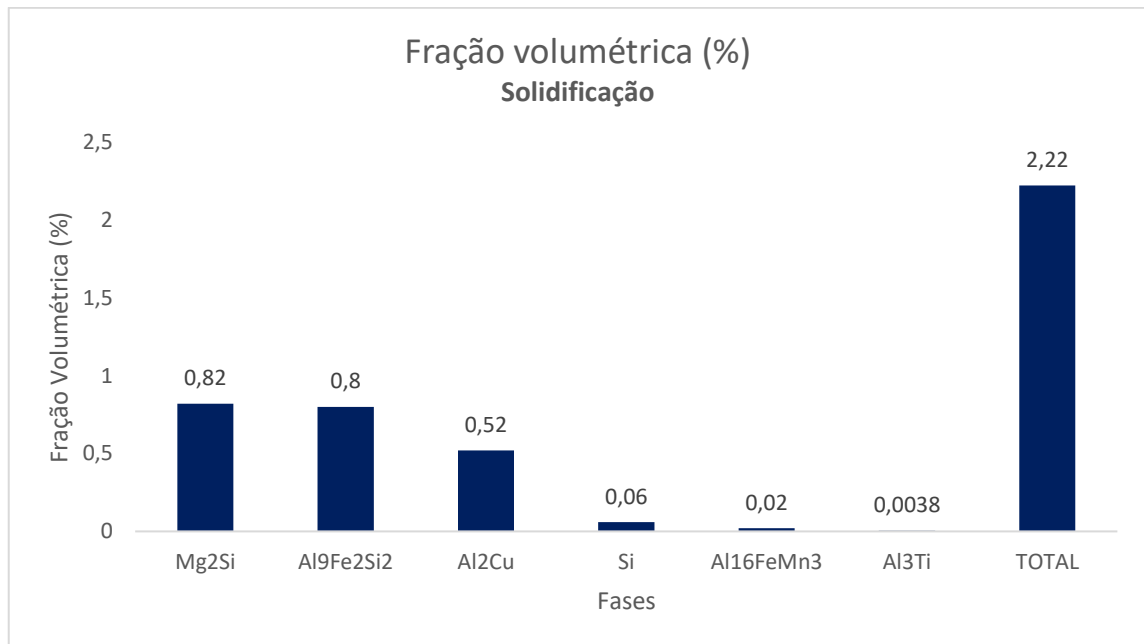
decréscimo considerável da fração volumétrica de 2ª fase em relação à verificada no tarugo homogeneizado, apresentando um valor medido de 0,71%, Figura 11. Observando a microestrutura das Figuras 9(c) e 10(c), pode-se notar que as fases se apresentaram mais refinadas e dispersas na matriz Al, além de terem sido precipitadas em menor quantidade.

O perfil solubilizado foi submetido, em seguida, ao tratamento térmico de envelhecimento. Embora as imagens apresentadas nas Figuras 9(d) e 10(d) não demonstrem alterações significativas na microestrutura, os resultados de mapeamento de EDS indicaram que houve marcante precipitação de fases, praticamente dobrando a fração volumétrica em relação ao perfil solubilizado, para 1,55%, Figura 11. Esse aumento da quantidade de fases no envelhecimento ocorreu principalmente pela precipitação da fase Mg_2Si , o que será apresentado a seguir.

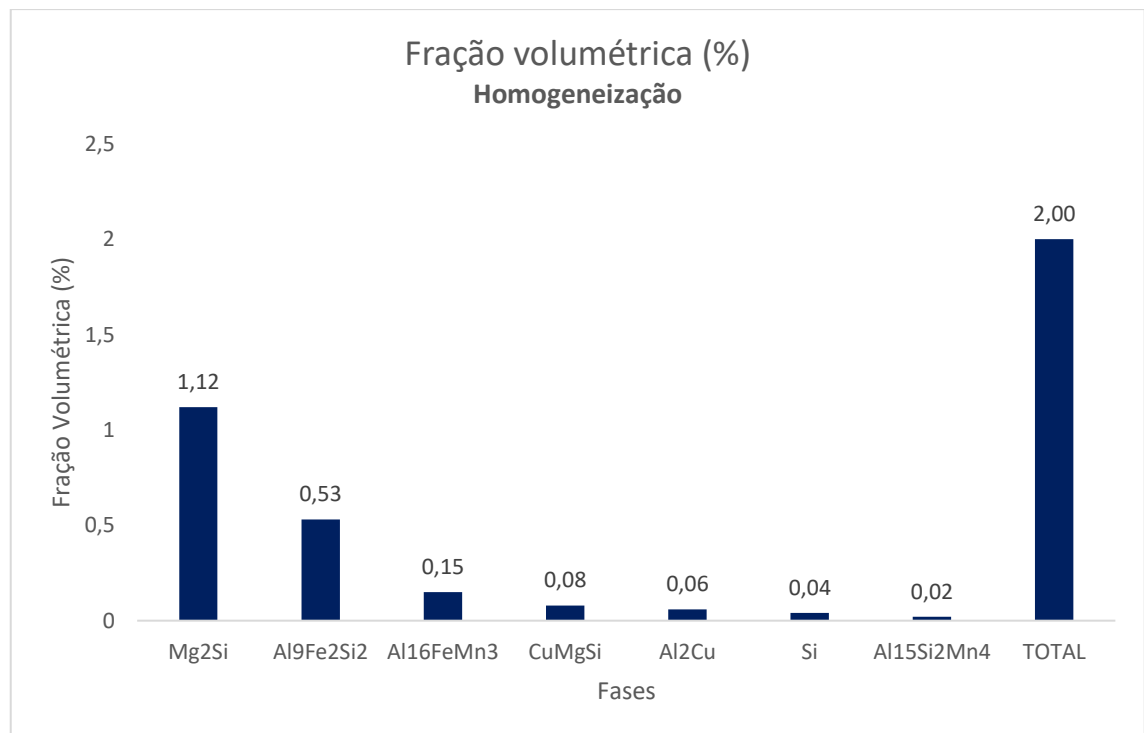
5.2.4. Fração volumétrica e distribuição das fases precipitadas

As frações volumétricas foram analisadas por meio do mapeamento de EDS e os resultados obtidos podem ser vistos na Figura 12.

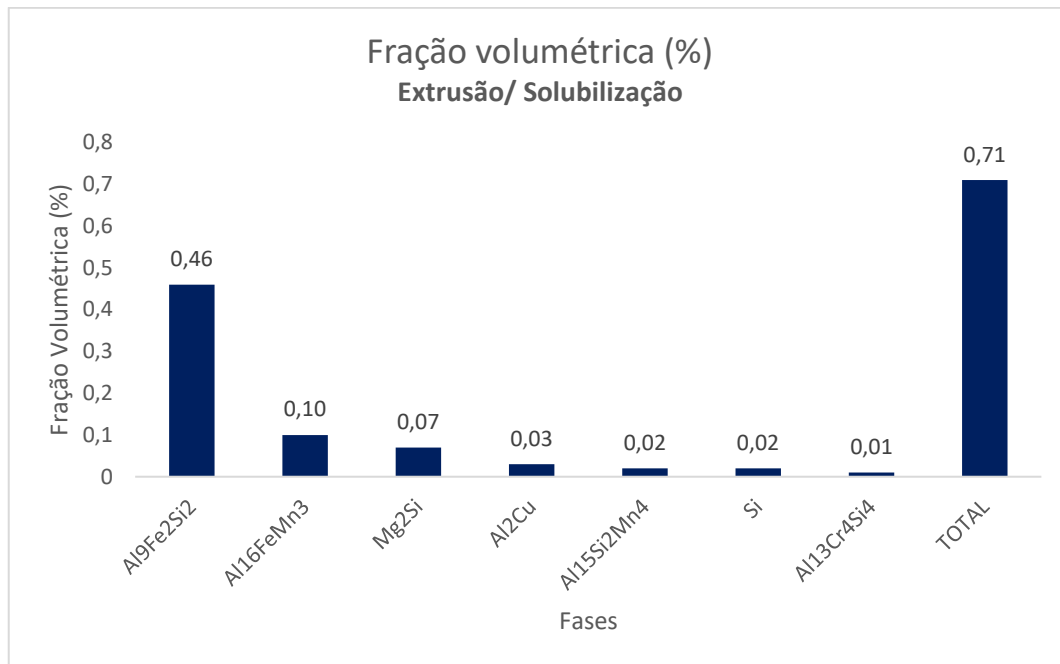
As fases predominantes na liga AlSiMg foram Mg_2Si , o que já era esperado e as constituídas de Fe, contemplando Al_9Fe_2Si e $Al_{16}FeMn_3$. Ao término da solidificação do tarugo, o mapeamento de EDS indicou que as fases precipitadas foram praticamente Mg_2Si , $Al_9Fe_2Si_2$ e Al_2Cu , conforme Figura 12(a). As fases Si, $Al_{16}FeMn_3$ e Al_3Ti precipitaram em quantidades pequenas em relação às citadas. Fases como $Al_{140}Mg_{89}$, Al_6Mn , $Al_{13}Cr_4Si_4$, foram precipitadas em quantidades praticamente desprezíveis.



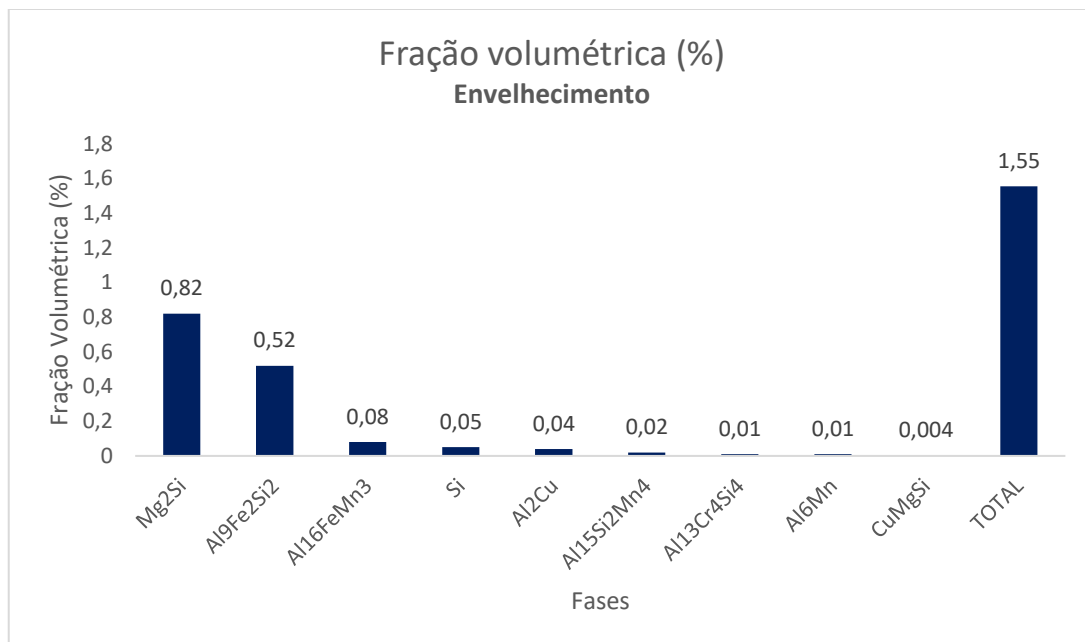
(a) Tarugo após solidificação



(b) Tarugo após homogeneização



(c) Perfil após extrusão / solubilização



(d) Perfil após envelhecimento

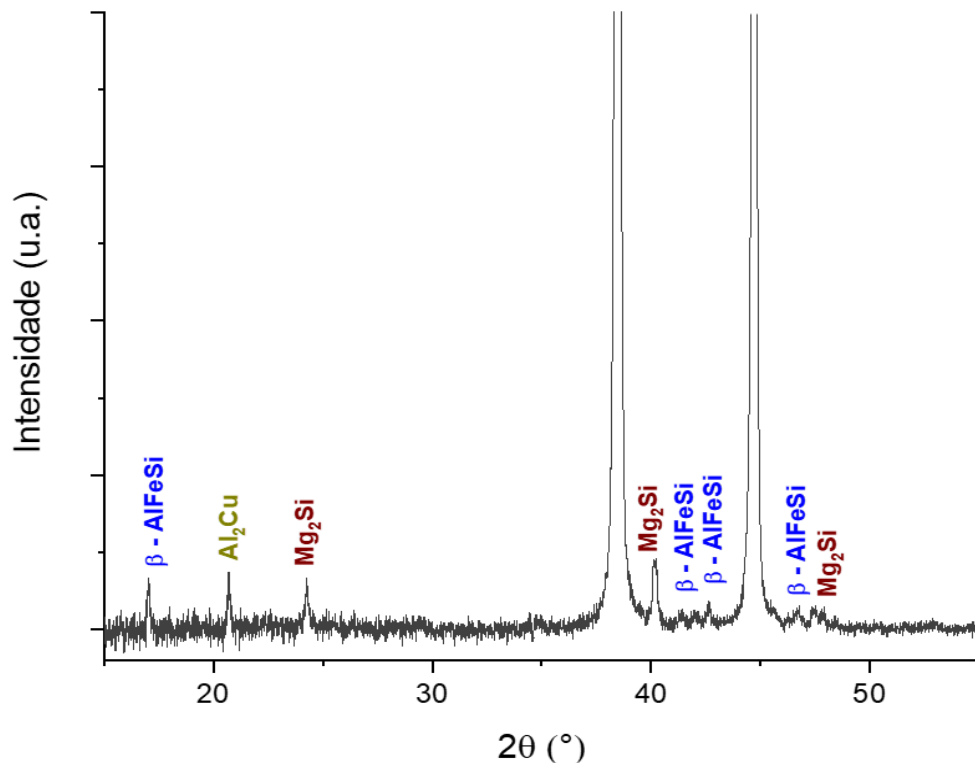
Figura 12 a, b, c, d – Fração volumétrica das fases precipitadas na liga AlSiMg ao longo das etapas de processamento do tarugo e dos perfis, estimadas em mapeamento de EDS.

Após a homogeneização, verificou-se um aumento da fase Mg_2Si , passando de 0,82 na Figura 12(a) para 1,12 na Figura 12(b). As fases Al_2Cu e $Al_9Fe_2Si_2$ dissolveram-se parcialmente enquanto houve aumento da fração volumétrica da fase $Al_{16}FeMn_3$. A homogeneização provocou a precipitação da fase $AlCuMgSi$, fornecendo condições cinéticas para que essa reação ocorresse. O Si metálico, por sua vez, praticamente não teve sua fração volumétrica modificada.

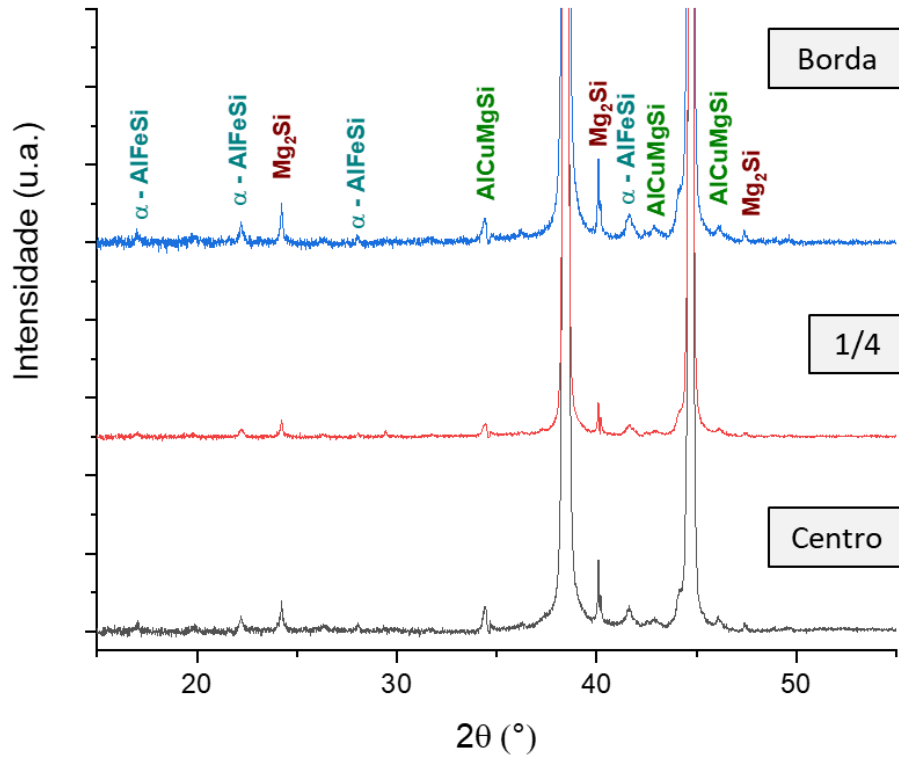
Após a etapa de resfriamento (*quenching*) do perfil extrudado e solubilizado, a precipitação das fases foi retardada e, como consequência, apenas as fases mais estáveis e com cinética favorecida da liga $AlSiMg$ foram encontradas, Figura 12(c).

Na última etapa de processamento da liga $AlSiMg$, o envelhecimento potencializou a precipitação de Mg_2Si de acordo com a Figura 12(d). As demais fases tiveram suas quantidades pouco alteradas em relação ao perfil solubilizado de acordo com os resultados do mapeamento de EDS.

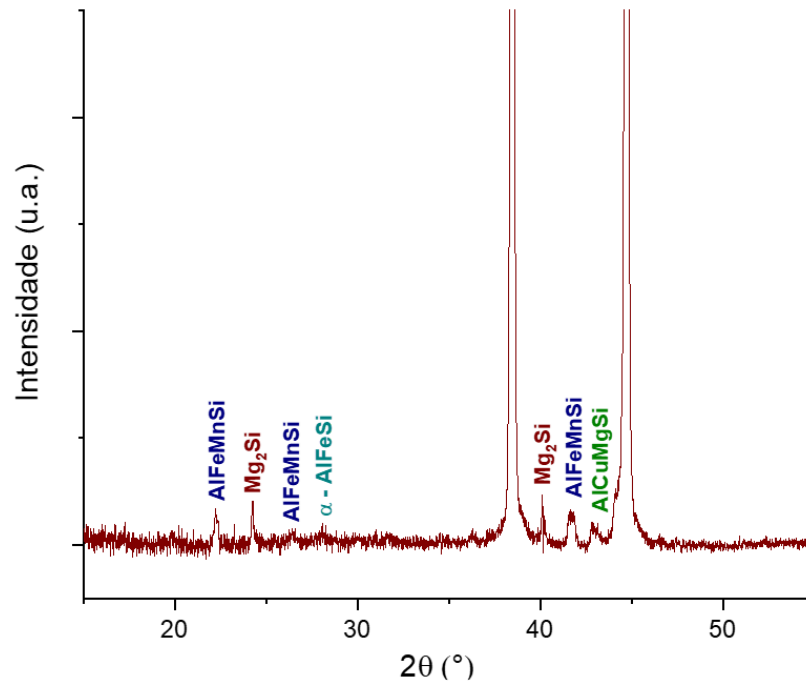
Os resultados em DRX foram muito próximos aos encontrados por EDS e podem ser observados a seguir.



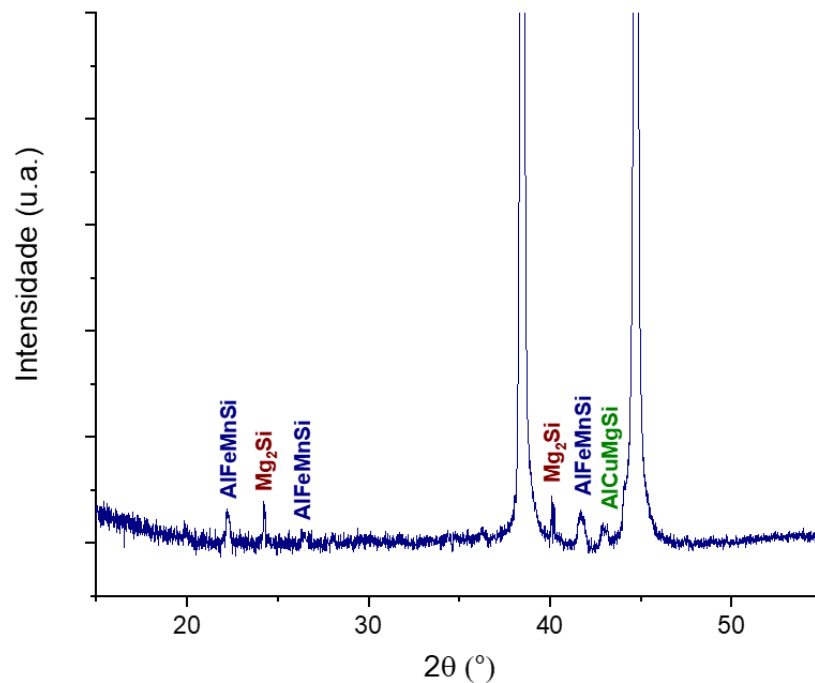
(a) Tarugo após solidificação



(b) Tarugo após homogeneização



(c) Perfil após extrusão / solubilização



(d) Perfil após envelhecimento

Figura 13 - Difratomogramas da liga AlSiMg ao término de cada etapa do processamento industrial

Importante observar que existe uma diferença entre as fases α -AlFeSi ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$) e β -AlFeSi (Al_5FeSi) apresentadas nos resultados de DRX. A fase β é reconhecida por apresentar estrutura cristalina monoclinica ou ortorrômbica e morfologia no formato de agulhas ou placas. A fase α , por sua vez, apresenta estrutura cristalina hexagonal e uma morfologia mais globular (SHOUXUN, 2013). Ambas as fases, no entanto, são duras e incoerentes com a matriz Al e o fato de não acompanharem a deformação plástica dessa matriz faz com que trincas sejam nucleadas na interface interfásica reduzindo a ductilidade e, eventualmente, o limite de resistência da liga. Embora contribuam para o endurecimento, suas presenças são consideradas, de modo geral, indesejadas por prejudicar a capacidade de deformação plástica das ligas de alumínio, característica requerida para possíveis aplicações em componentes da carroceria de automóveis que necessitem de extensa deformação plástica. Por apresentar-se com a morfologia de agulhas, a fase β exibe maior

potencial em prejudicar as propriedades mecânica da liga em relação à fase α , de morfologia mais globular.

Ao examinar o difratograma do tarugo solidificado, foi evidente a constatação da fase β -AlFeSi, Figura 13(a). Considerando que, durante a solidificação, houve grande quantidade de elementos químicos segregados na frente de solidificação da fase Al e que a velocidade de resfriamento do tarugo solidificado foi relativamente lenta, é razoável considerar que a fase β seja uma condição mais estável do composto AlFeSi em relação à fase α . As imagens de elétrons retroespalhados da microestrutura apresentadas na Figura 10 mostram constituintes de contraste claro na liga AlSiMg. Análises pontuais de EDS indicaram a existência de Fe, Mn e Si nesses constituintes, Figura 14, a exemplo do verificado na microestrutura do tarugo solidificado.

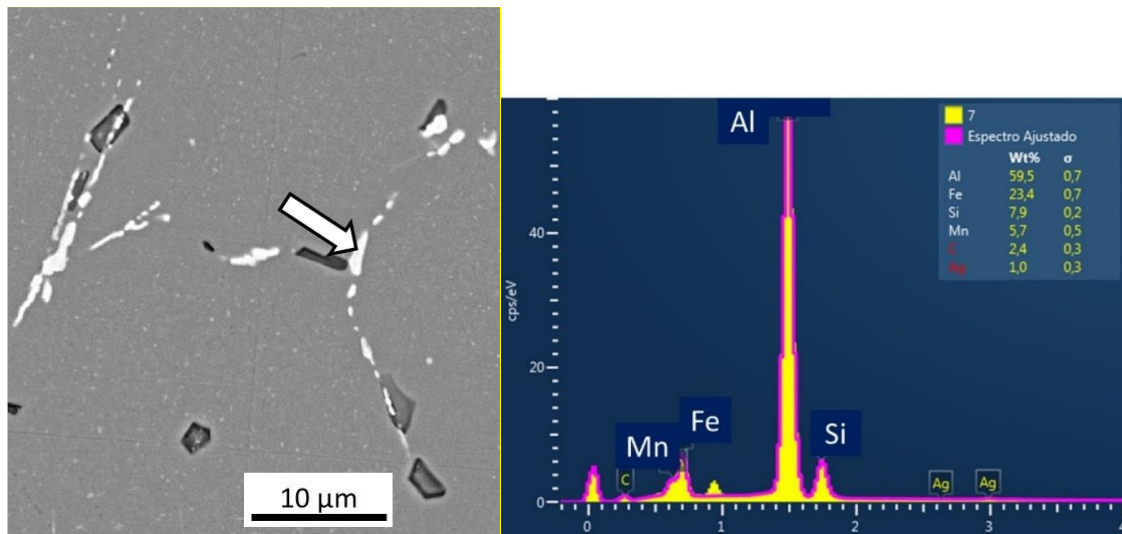


Figura 14 - Espectro de EDS representativo dos constituintes de contraste claro, a exemplo do indicado na imagem.

Ao comparar com o difratograma do tarugo após homogeneização, as mesmas fases foram constatadas. Comparando com o tarugo solidificado, a fase β -AlFeSi não foi mais constatada e, em seu lugar, ocorreu precipitação da fase α -AlFeSi.

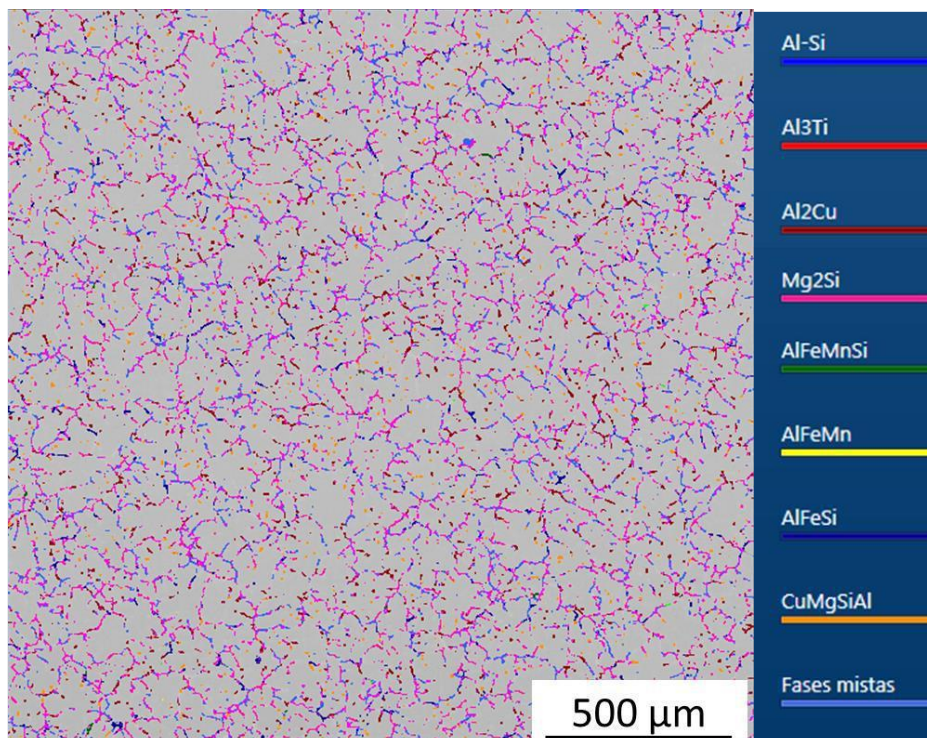
Conforme observou-se, a homogeneização provocou a precipitação da fase AlCuMgSi, não constatada no tarugo solidificado. A hipótese é que, com o aquecimento do tarugo, houve dissolução completa de Al₂Cu e de quase totalidade do Mg₂Si. Com a grande quantidade de Mg, Cu e Si disponível na fase Al, o resfriamento

do tarugo pode ter provocado atraso da precipitação das fases Al_2Cu e Mg_2Si , favorecendo a precipitação da fase AlCuMgSi , no resfriamento.

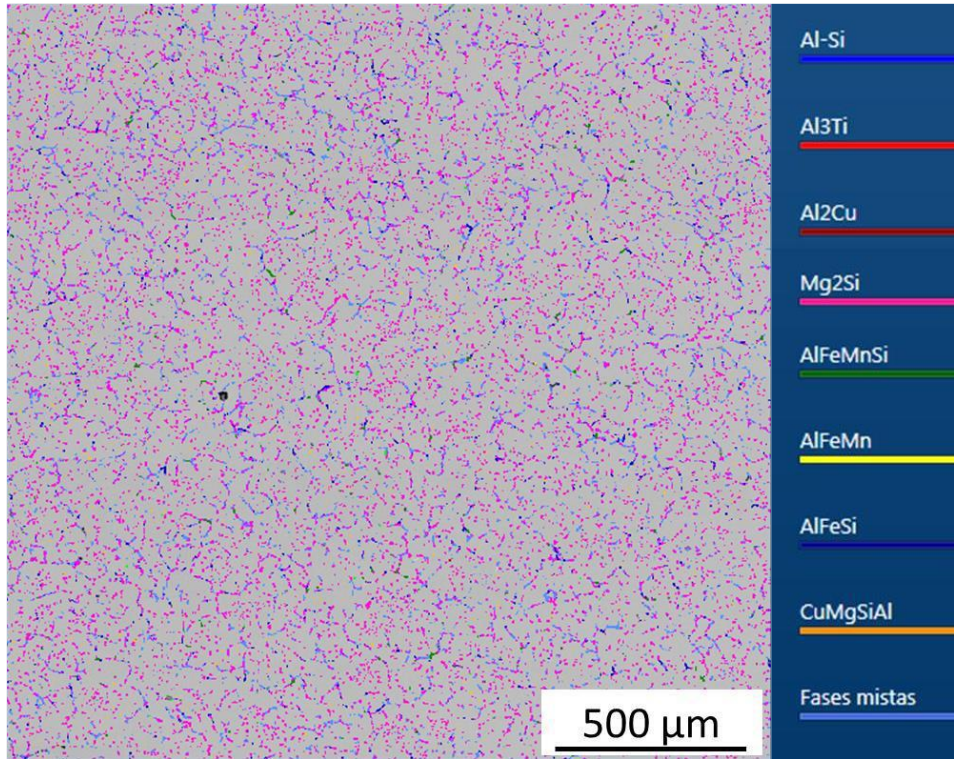
Com base nos difratogramas apresentados, respectivamente, nas Figuras 13(c) e (d), que foram bastante parecidos, podemos observar que o *quenching* possivelmente suprimiu a formação das fases Al_2Cu a Al_3Ti . E que houve progressiva transição da fase $\alpha\text{-AlFeSi}$ para a fase AlFeMnSi , menos prejudicial às propriedades mecânicas da liga, segundo SHOUXUN, 2013

Logo, as fases de contraste claro na microestrutura dos perfis solubilizados e envelhecidos correspondem, em maioria, à fase AlFeMnSi , Figuras 10(c) e (d).

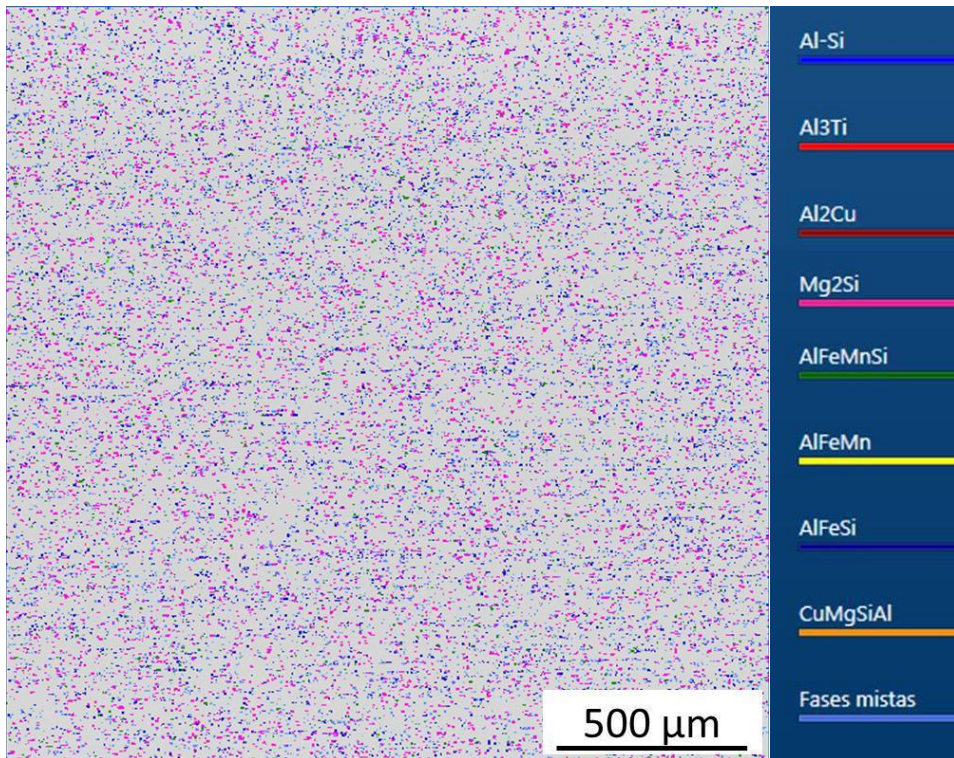
Em relação à fase Si, os resultados dos mapeamentos de EDS constataram a presença dessa fase na liga AlSiMg em todas as etapas de processamento industrial. Nesse caso, talvez seja importante considerar o ajuste da composição química da liga de modo que esse Si em excesso seja incorporado às fases que contém Si em sua constituição, como Mg_2Si , potencializando as propriedades mecânicas do produto. Na Figura 15, podem-se observar as microestruturas da liga AlSiMg com a identificação das fases em escala de cor, obtidas via mapeamento de EDS, objetivando facilitar a visualização da distribuição das fases ao término de cada etapa de processamento.



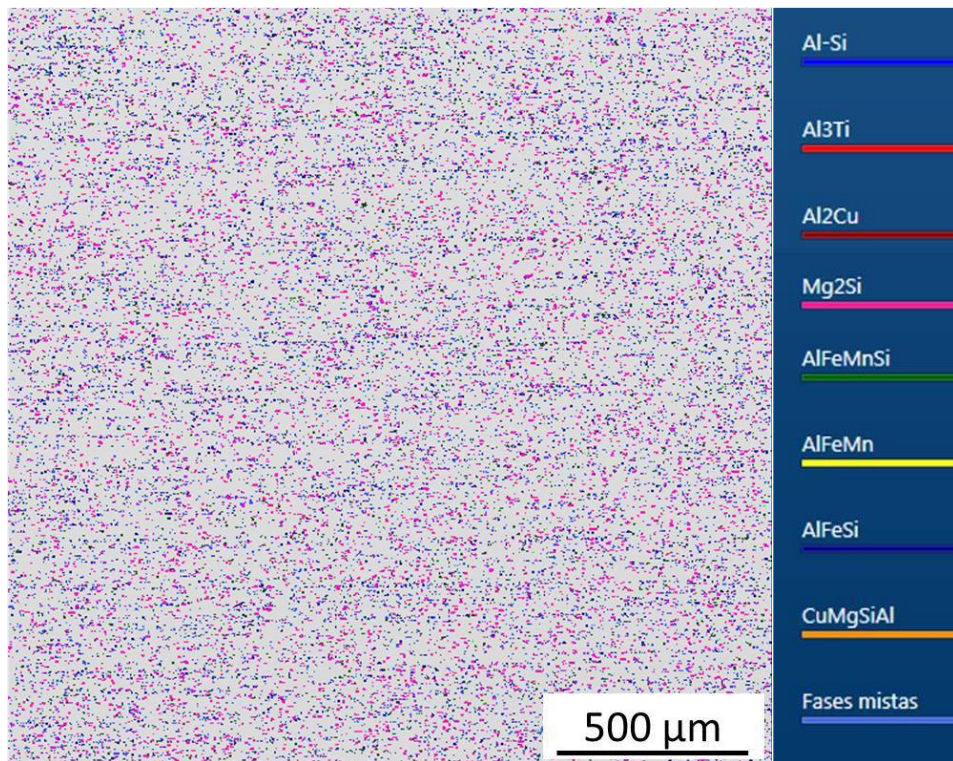
(a) Estrutura bruta de fusão



(b) Após homogeneização



(c) Após extrusão / solubilização



(d) Após envelhecimento

Figura 15 a, b, c, d – Imagens de varredura de EDS da microestrutura da liga AlSiMg. Obs: A fase Si está identificada como Al-Si.

5.2.5. Morfologia e tamanho do grão da fase alumínio

Nas Figuras 16 e 17, pode-se observar as microestruturas dos tarugos solidificados e homogeneizados obtidas via difração de elétrons retroespalhados. Em ambos os casos, as microestruturas apresentaram-se homogêneas com grãos com razão de aspecto em torno de 1 e livres de encruamento. A distribuição do diâmetro dos grãos está mostrada nos gráficos na Figura 18.

De uma maneira geral, pode-se considerar que a homogeneização não modificou o diâmetro médio do grão Al, que se apresentou em torno de 91 μm .

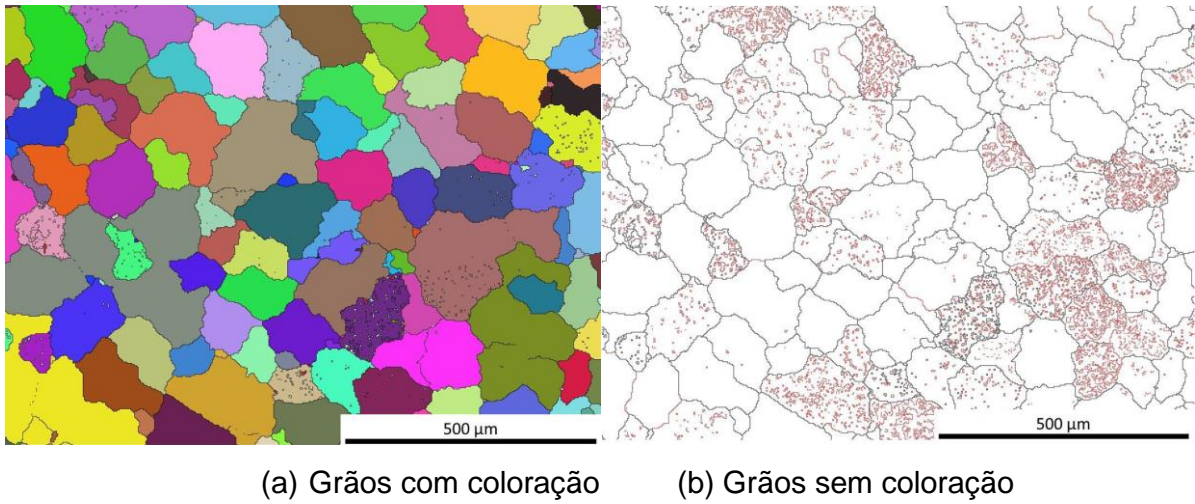


Figura 16 - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do tarugo solidificado

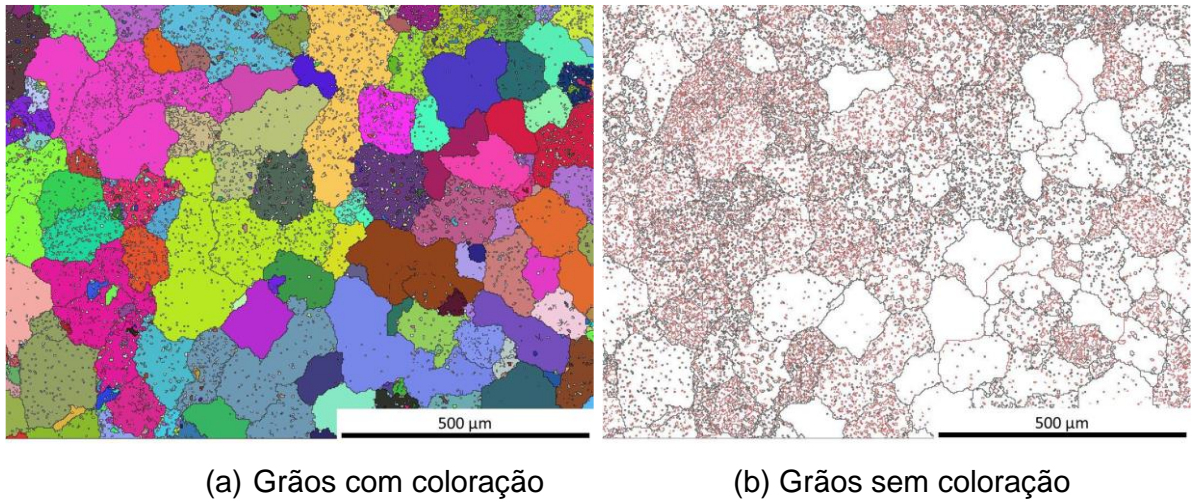
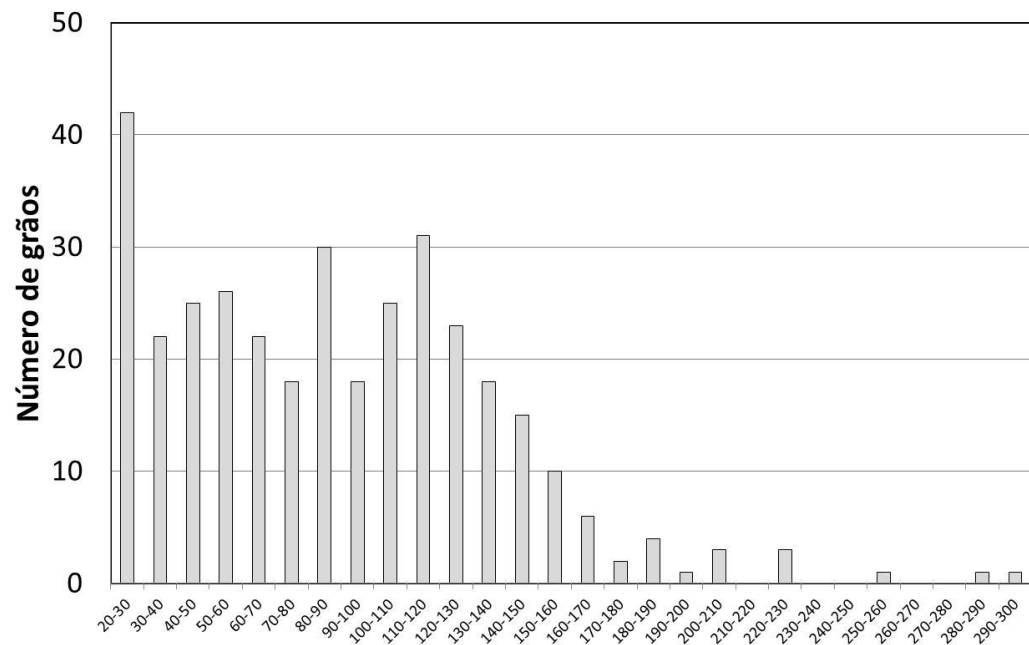
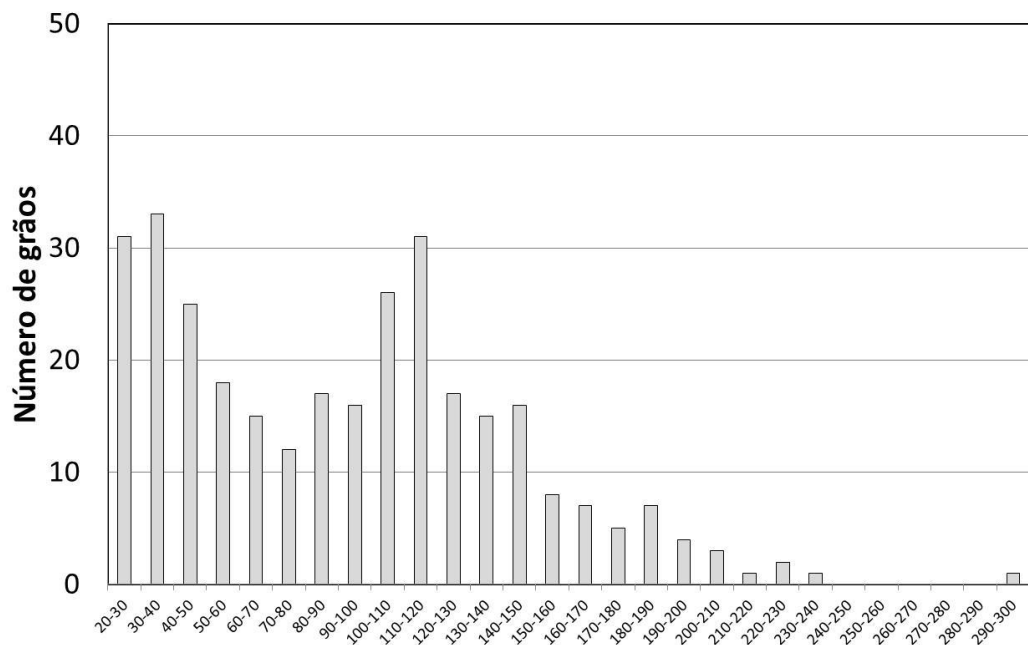


Figura 17 - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do tarugo homogeneizado



(a) Estrutura bruta de fusão. Média = $89,3 \pm 48,7 \mu\text{m}$.

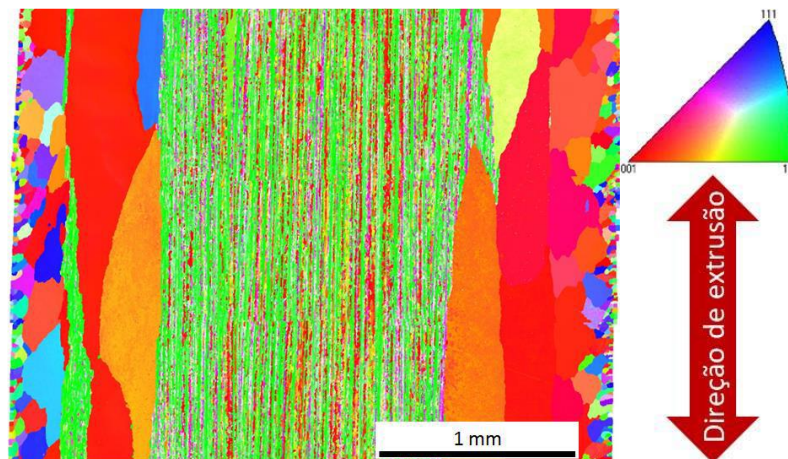


(b) Homogeneizada. Média = $92,7 \pm 51,5 \mu\text{m}$.

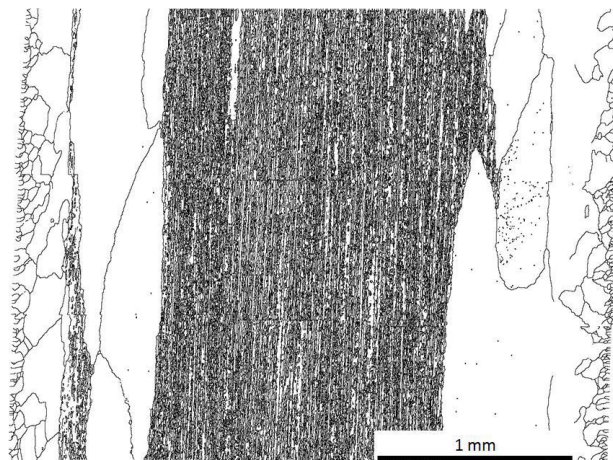
Figura 18 - Distribuição do diâmetro do grão da fase Al na liga AlSiMg.

Embora o aspecto dos grãos tenha exibido um mesmo padrão de formação entre os perfis solubilizados e envelhecidos, ele foi bastante distinto do formado nos

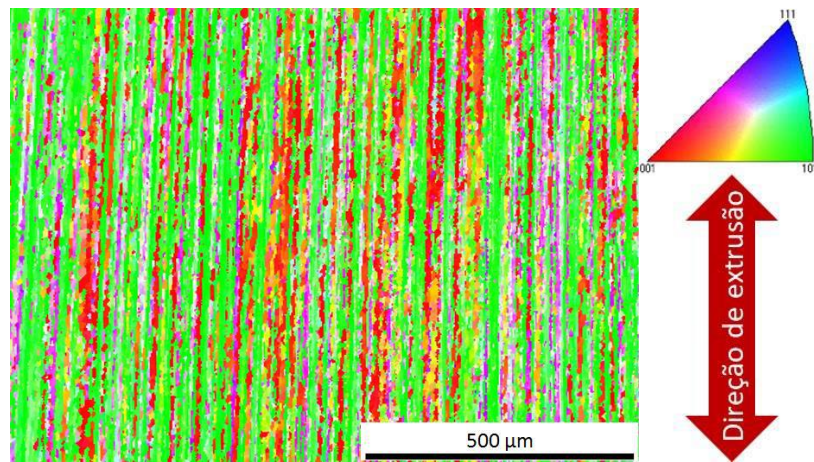
tarugos. Após ser homogeneizado, o tarugo foi reaquecido a 460°C para que a extrusão pudesse ser realizada e, ao imergir da matriz, a 520°C, o perfil foi rapidamente resfriado até a temperatura ambiente. Durante a extrusão, ocorreu severa deformação plástica por modo de cisalhamento próximo à superfície do tarugo, onde foi ativado um grande número de sistemas de deslizamento, e esse modo foi reduzido em direção ao centro da espessura do perfil. A microestrutura do perfil resultante desse processo de extrusão foi bastante heterogênea, com uma mescla de regiões recristalizadas, recuperadas e encruadas, Figuras 19 e 20, o que é característico do próprio processo.



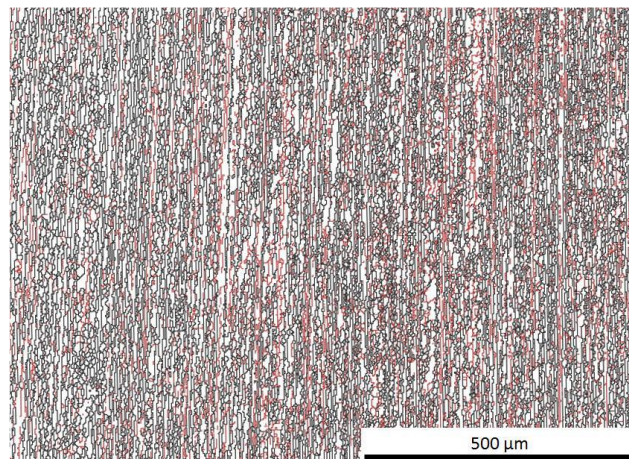
(a) Aspecto geral ao longo da espessura do perfil, com indicação da orientação cristalográfica



(b) Aspecto geral ao longo da espessura do perfil.

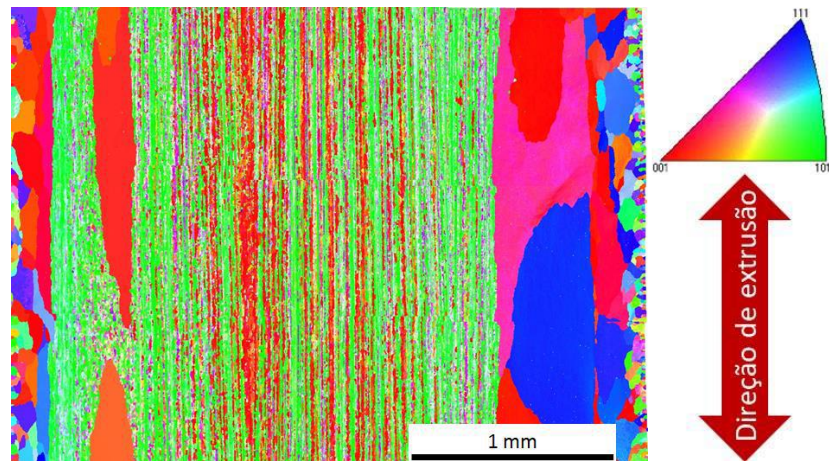


(c) Detalhe no centro da espessura do perfil, com indicação de orientação cristalográfica

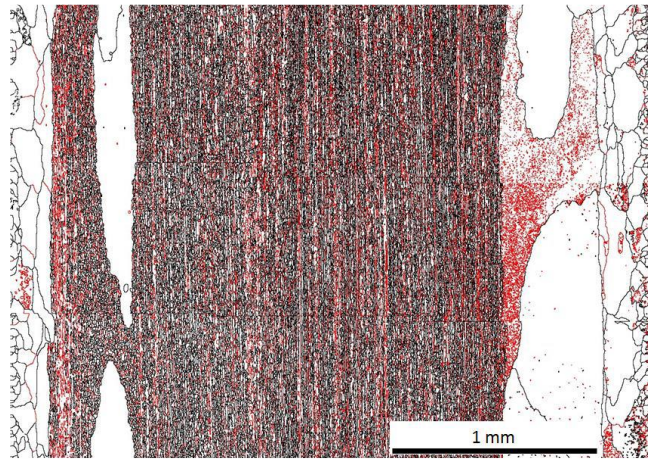


(d) Detalhe no centro da espessura do perfil.

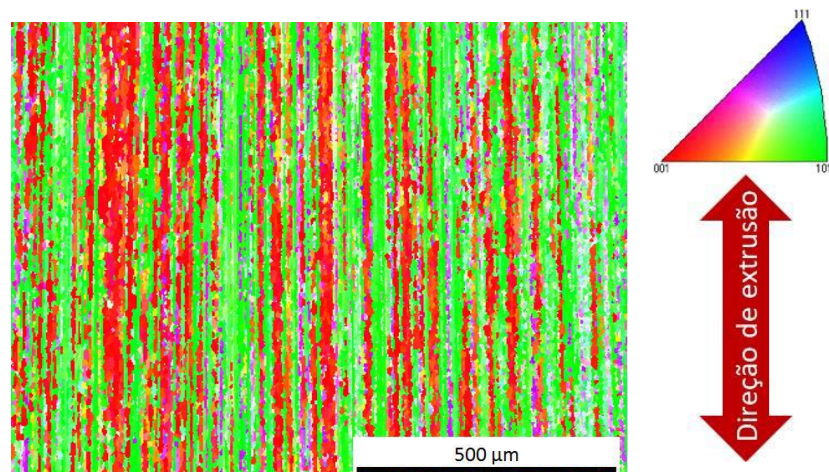
Figura 19 a, b, c e d - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do perfil solubilizado.



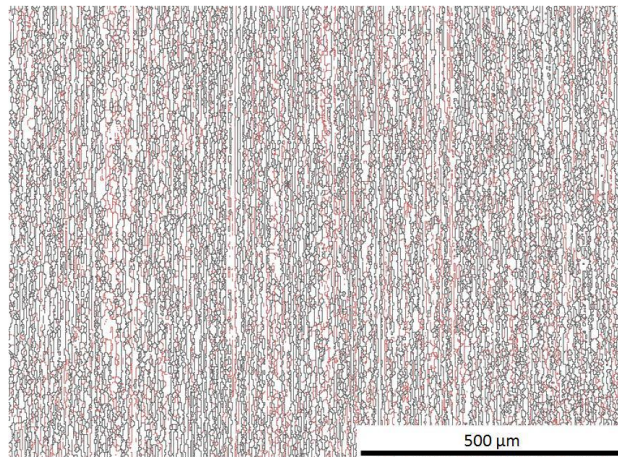
(a) Aspecto geral ao longo da espessura do perfil, com orientação cristalográfica



(b) Aspecto geral ao longo da espessura do perfil.



(c) Detalhe no centro da espessura do perfil, com indicação de orientação cristalográfica



(d) Detalhe no centro da espessura do perfil.

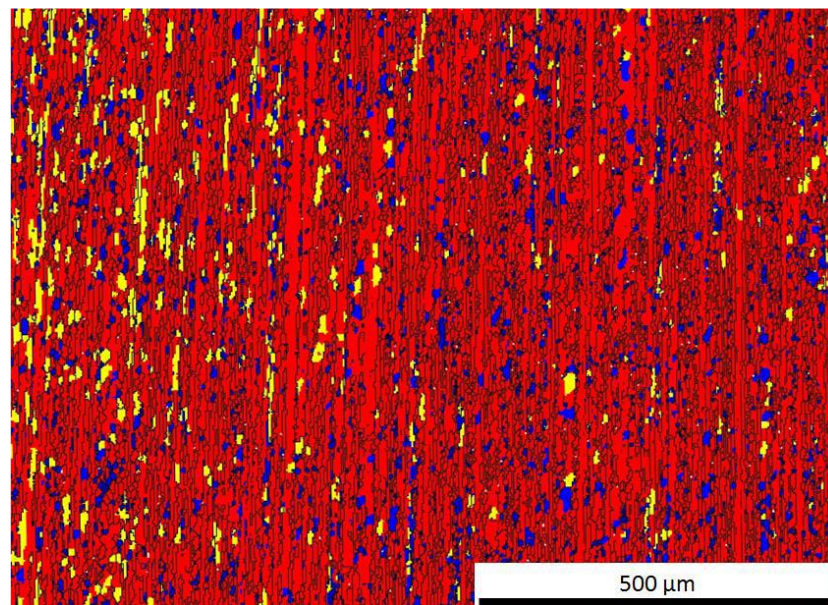
Figura 20 a, b, c e d - Imagens de elétrons retroespalhados difratados do perfil envelhecido

Ao analisar a microestrutura do perfil extrudado/ solubilizado, pode-se identificar 4 regiões bem distintas, Figuras 19(a) e 20(a). Na região subsuperficial, até uma profundidade em torno de 50 μm a partir da superfície, os grãos apresentaram-se recristalizados e bastante refinados. Abaixo dessa região, até a profundidade de aproximadamente 100 μm , os grãos também estão recristalizados, porém um pouco maiores que imediatamente abaixo da superfície. Entre 100 μm até aproximadamente 800 μm de profundidade, há uma terceira região com grãos maiores, recristalizados e de elevada razão de aspecto e, na última região, no interior dos perfis, há uma mescla de grãos encruados, recuperados e recristalizados.

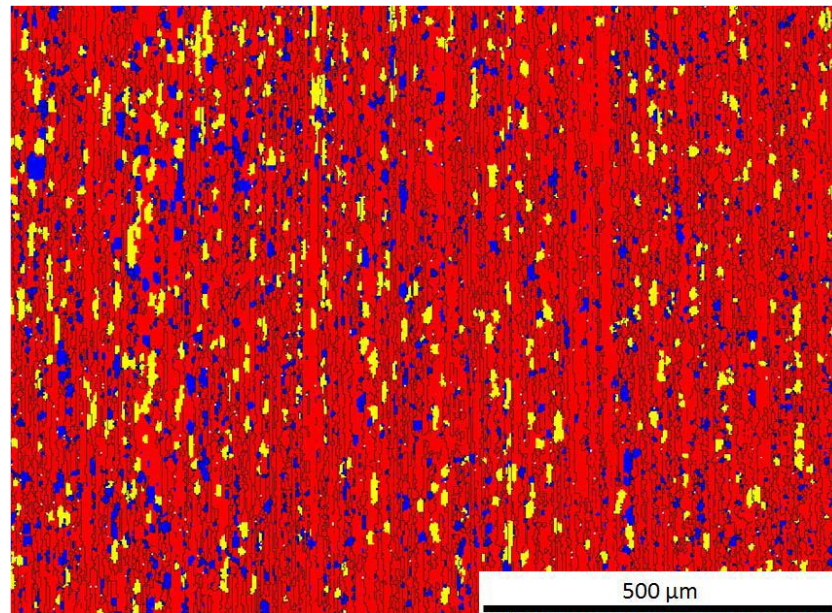
Supõe-se que o crescimento dos grãos na superfície foi limitado devido a superfície ser o local de primeiro resfriamento na etapa do *quenching*.

As Figuras 19(c) e (d) e 20(c) e (d), demonstram o aspecto da microestrutura no centro da espessura dos perfis. Nessa região, as imagens de difração de elétrons retroespalhados indicaram um grande número de grãos alongados na direção de extrusão do tarugo. Os resultados da quantificação de grãos recristalizados indicaram que cerca de 85% da microestrutura nessa região ainda é constituída de grãos encruados e apenas uma pequena fração de grãos, em torno de 9%, consistiu em grãos recristalizados.

Os resultados dessa quantificação estão mostrados nas Figuras 21 e 22. Na Figura 21, os grãos encruados estão identificados em vermelho. Em azul, estão identificados os grãos recristalizados e em amarelo, os recuperados. O curto intervalo de tempo que o perfil foi submetido ao ser conduzido ao *quenching* pode justificar o fato de a recristalização não ter se completado em todo o perfil solubilizado. Além disso, pode-se considerar que o reaquecimento do perfil solubilizado a 180°C por 8 h não provocou alterações na morfologia dos grãos da fase Al, mantendo inalteradas as frações de grãos encruados, recuperados e recristalizados.



(a) Perfil extrudado / solubilizado



(b) Perfil envelhecido

Figura 21 - Imagens de elétrons retroespalhados difratados no centro da espessura dos perfis, com indicação das regiões encruadas (vermelho), recuperadas (amarelo) e recristalizadas (azul).

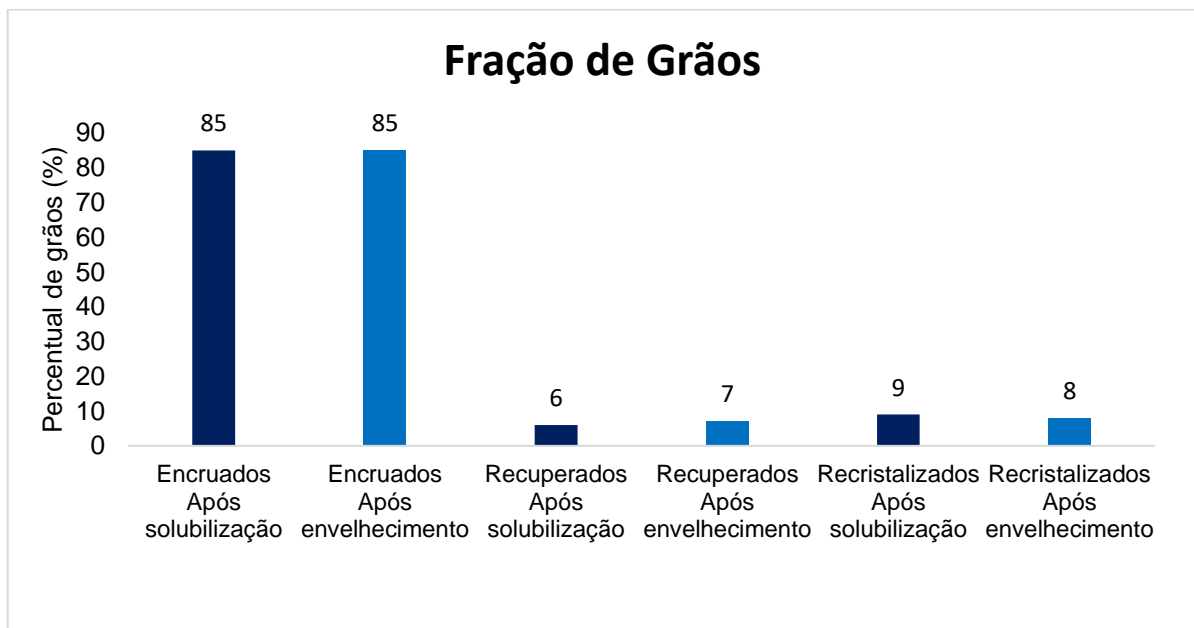
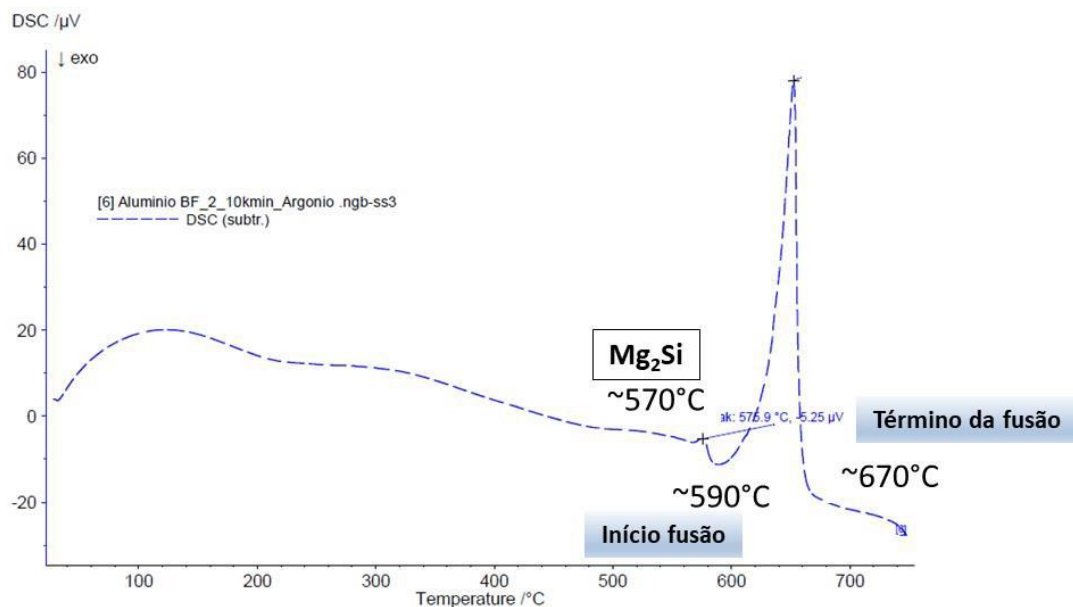


Figura 22 - Fração de grãos encruados, recuperados e recristalizados nos perfis solubilizados e envelhecidos.

5.3. Calorimetria

A curva de energia diferencial obtida pela técnica de DSC foi realizada para determinar as temperaturas de dissolução no aquecimento e de precipitação de fases durante o resfriamento. Os resultados obtidos estão mostrados na Figura 23. Ao aquecer a 10°C/min até a completa fusão da liga, obteve-se três pontos de interesse na curva energia x temperatura. O primeiro deles em torno de 570°C, o segundo a 590°C e o último a 670°C. Supõe-se que essas temperaturas correspondam respectivamente às temperaturas de dissolução do Mg₂Si (*solvus*) e as de início (*solidus*) e fim (*liquidus*) da fusão do alumínio. Não foi possível detectar a dissolução de outros compostos na taxa de aquecimento de 10°C/min.



Aquecimento por 10°C/min até a completa fusão

Figura 23 - Curva de energia diferencial da liga AlSiMg

5.4. Ensaios de Tração e Microdureza

As propriedades mecânicas dos perfis solubilizados e envelhecidos da liga AlSiMg podem ser observadas na Tabela 7 e graficamente nas Figuras 24 e 25. De maneira geral, pode-se considerar que os resultados das propriedades mecânicas apresentaram baixa dispersão. Ao serem extrudados e submetidos ao *quenching*, o perfil exibiu limite de escoamento em torno de 188 MPa e limite de resistência em 335 MPa. Com essa resistência mecânica, a razão elástica permaneceu em cerca de 0,56

indicando que o perfil solubilizado exibe boa capacidade de endurecimento por deformação.

Tabela 7 - Propriedades mecânicas em tração do perfil solubilizado e do perfil envelhecido da liga AlSiMg.

Corpo de prova	Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	LE/LR
CP1	Solubilizado	184	335	0,55
CP2	Solubilizado	194	337	0,58
CP3	Solubilizado	187	332	0,56
Média		188 ± 4	335 ± 3	0,56
CP1	Envelhecido	353	391	0,90
CP2	Envelhecido	351	389	0,90
CP3	Envelhecido	353	390	0,91
Média		352 ± 1	390 ± 1	0,90

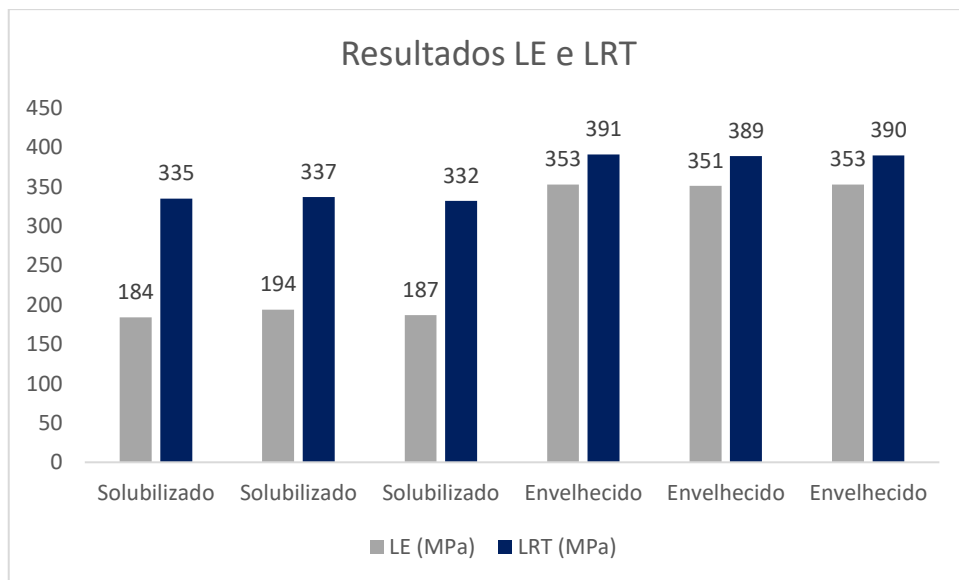
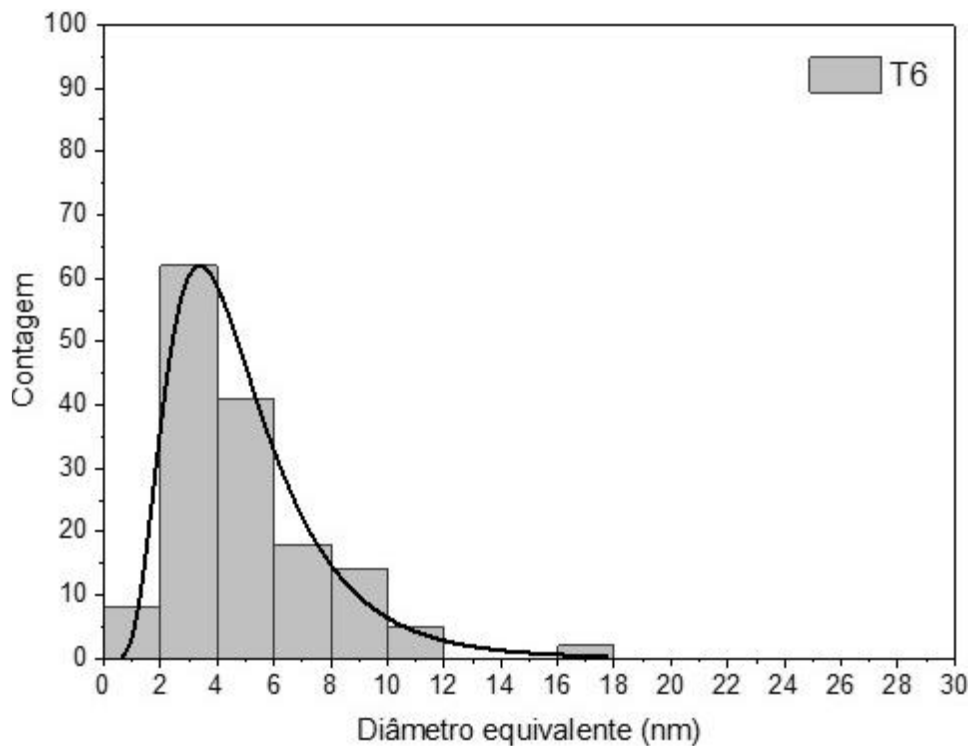


Figura 24 - Limites de escoamento e de resistência a tração do perfil solubilizado e envelhecido da liga AlSiMg para os corpos de prova ensaiados.

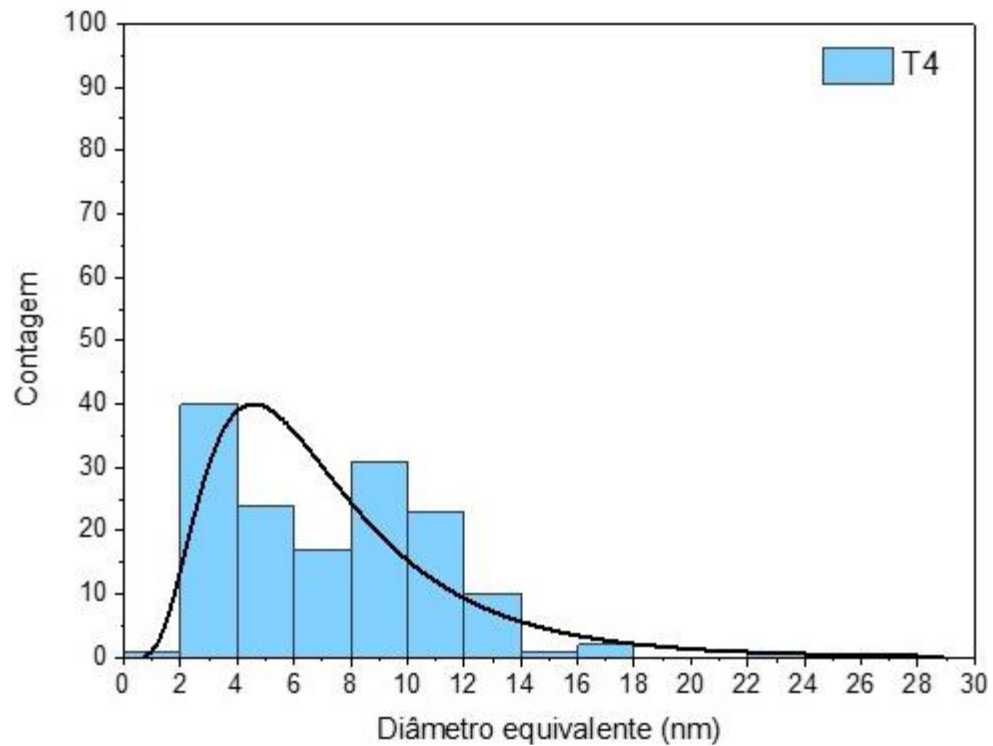
Após envelhecimento, a resistência mecânica do perfil foi elevada. Tanto o limite de escoamento quanto o de resistência foram aumentados, sendo que esse aumento foi mais marcante em LE, que exibiu valor em torno de 352 MPa, enquanto o

limite de resistência, 390 MPa. A razão elástica ficou em torno de 0,90, indicando menor capacidade de endurecimento por deformação comparativamente ao perfil solubilizado.

Examinando a distribuição do tamanho das fases com tamanho inferior a 30 nm, dentre uma amostragem de 150 partículas identificadas ao microscópio eletrônico de transmissão, constatou-se que o perfil envelhecido apresentou uma quantidade maior de fases com tamanho inferior a 6 nm, Figura 25 (a), cuja precipitação foi resultado do estímulo térmico provocado pelo tratamento térmico. No perfil solubilizado, fases com tamanho inferior a 6 nm foram precipitadas em menor quantidade, Figura 25(b).



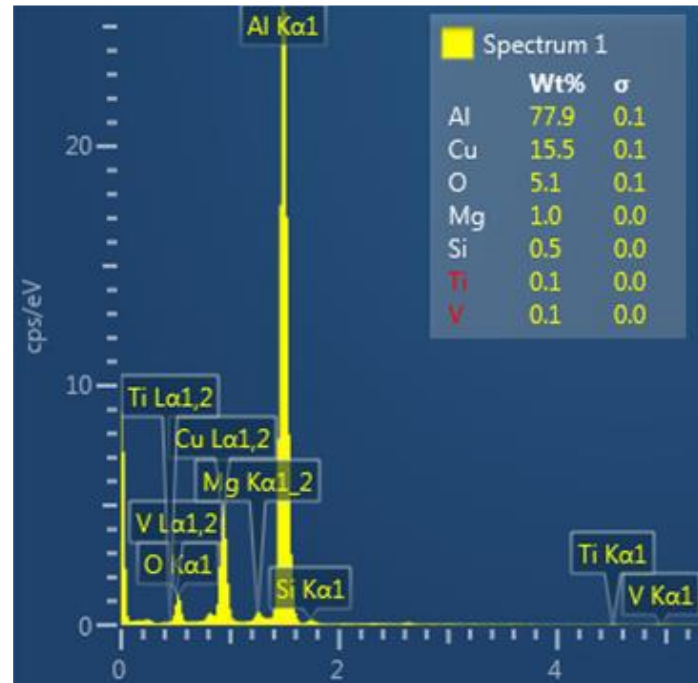
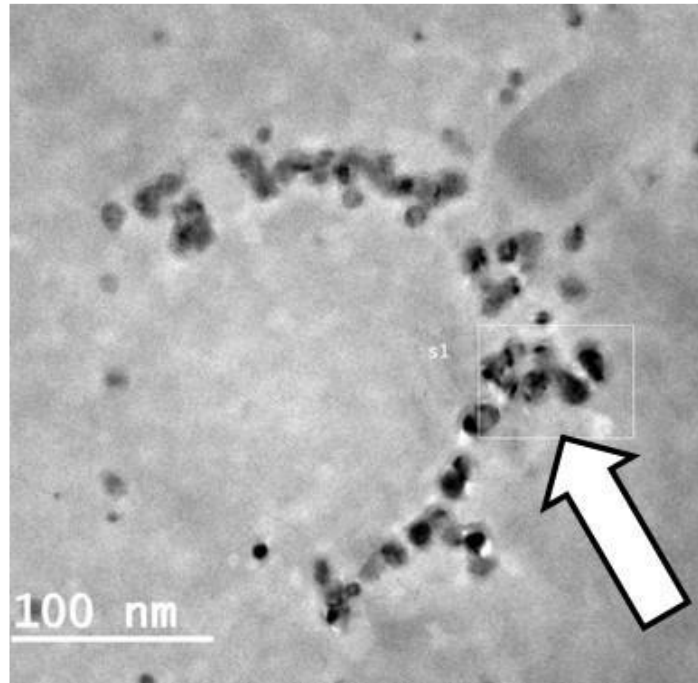
(a) Perfil após envelhecimento



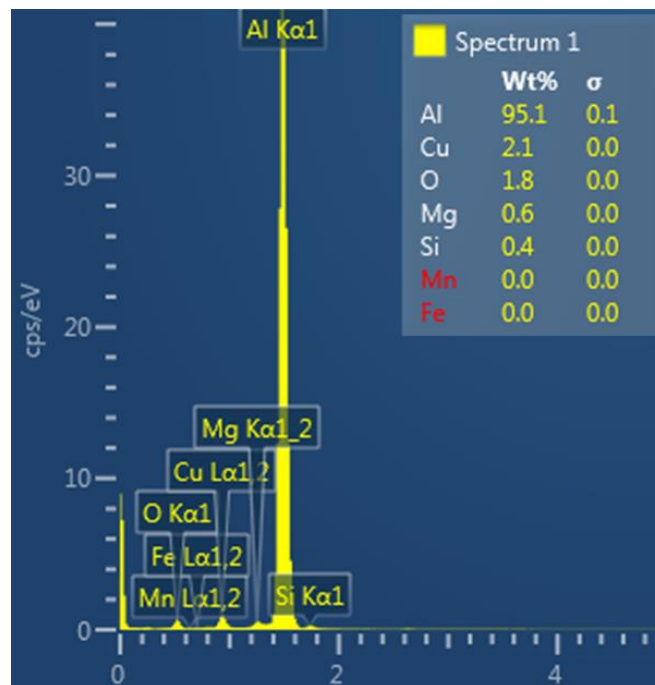
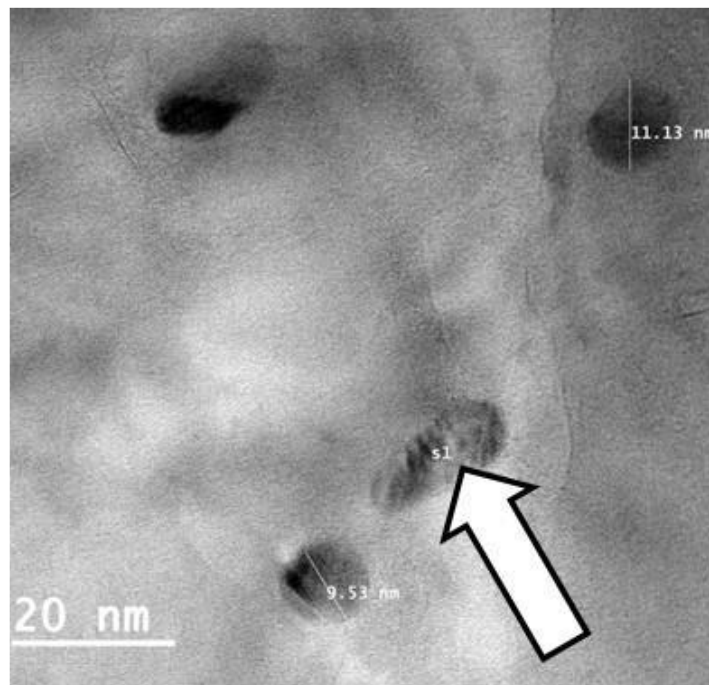
(b) Perfil após extrusão / solubilização

Figura 25 - Distribuição do tamanho das partículas menores que 30 nm nos perfis.

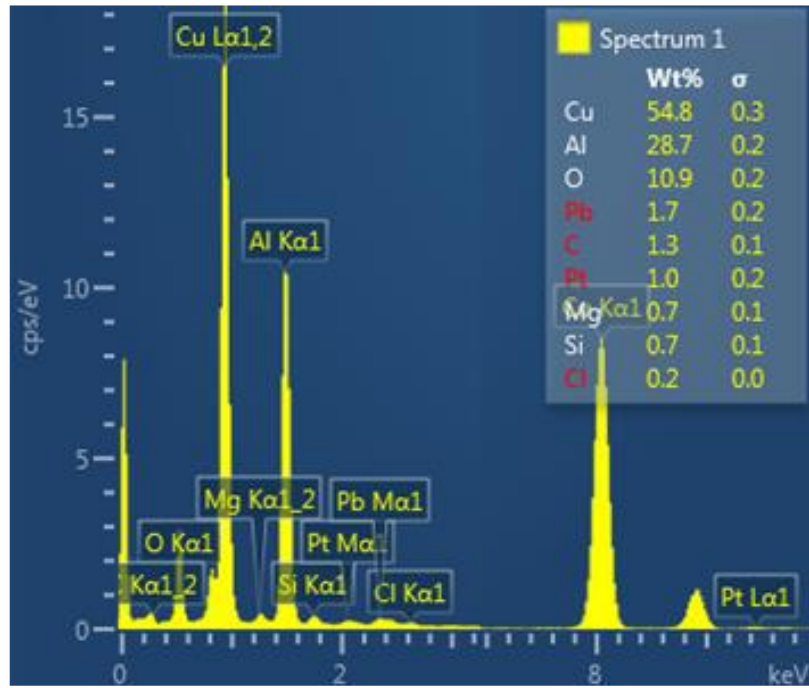
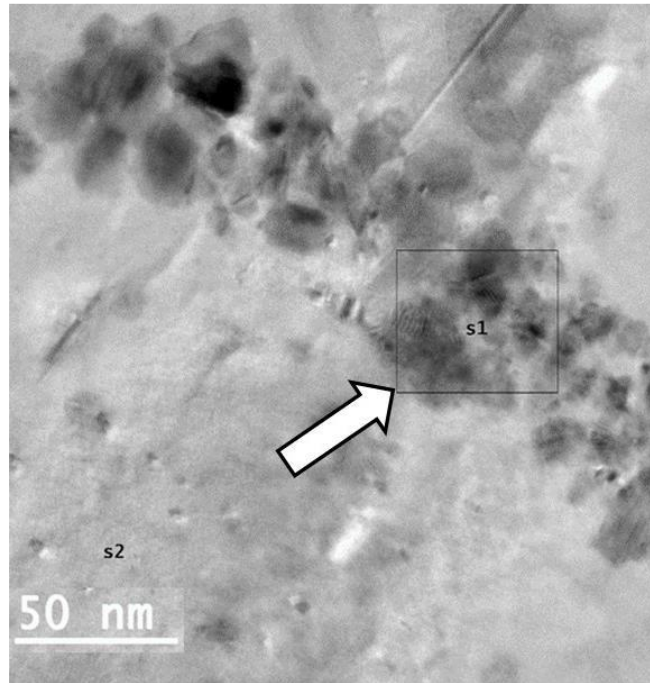
Análises de EDS realizadas nas fases pequenas indicaram a existência de Al, Cu, Mg e Si, induzindo a ocorrência de precipitação de compostos como Al_2Cu , Mg_2Si e Q no perfil solubilizado, Figura 26. Após envelhecimento, esses mesmos elementos foram identificados em aglomerados de pequenas fases, supostamente precipitadas ao longo de contornos de baixo ângulo e discordâncias, Figura 27. Essa precipitação, como esperado, ocorreu em maior escala no processo de envelhecimento, e pode ser comprovado através dos resultados das análises de medição da fração volumétrica de constituintes, que indicaram um aumento da fração volumétrica de Mg_2Si e de Al_2Cu , Figuras 12(c) e (d).



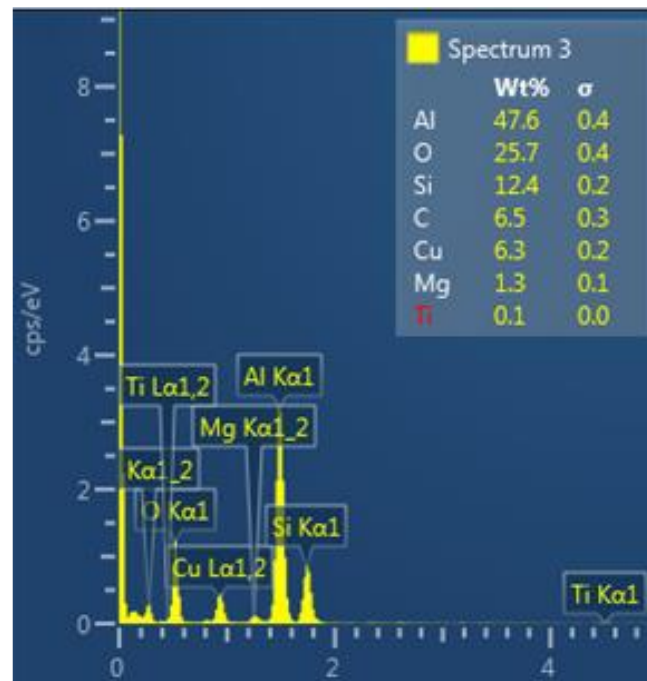
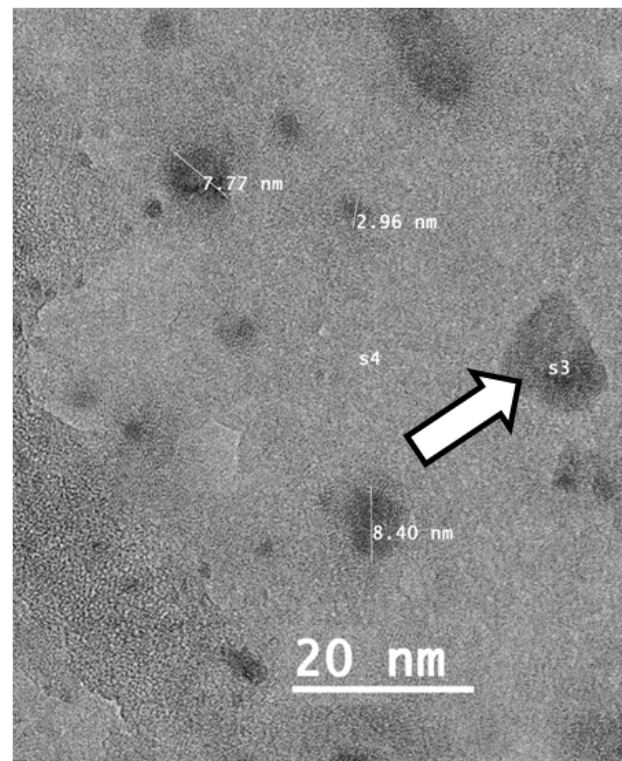
(a) Aglomerado de fases identificado na imagem



(b) Constituinte identificado na imagem
 Figura 26 - Imagens ao MET das fases de menor tamanho e com conteúdo em Al, Cu, Mg e Si no perfil solubilizado com respectivos espectros de EDS, indicando, supostamente, serem Q, Mg_2Si e Al_2Cu .



(a) Aglomerado de fases indicado na imagem



(b) Constituinte indicado na imagem

Figura 27 - Imagens ao MET das fases de menor tamanho e com conteúdo em Al, Cu, Mg e Si no perfil envelhecido com respectivos espectros de EDS, indicando, supostamente, serem Q, Mg_2Si e Al_2Cu .

Considerando que a dureza indica a resistência à deformação plástica permanente e que é função direta do limite de resistência da liga, ao ser envelhecido, o perfil da liga AlSiMg exibiu incremento no valor em relação à condição solubilizada, Figura 24, de 89 para 118 HV, cuja tendência foi análoga para o limite de resistência. Comparando-se os tarugos, a homogeneização reduziu a dureza da liga AlSiMg em relação à condição bruta de fundição, de 69 para 60 HV, o que se justifica pela menor precipitação de fases e pela maior introdução de solutos na matriz Al.

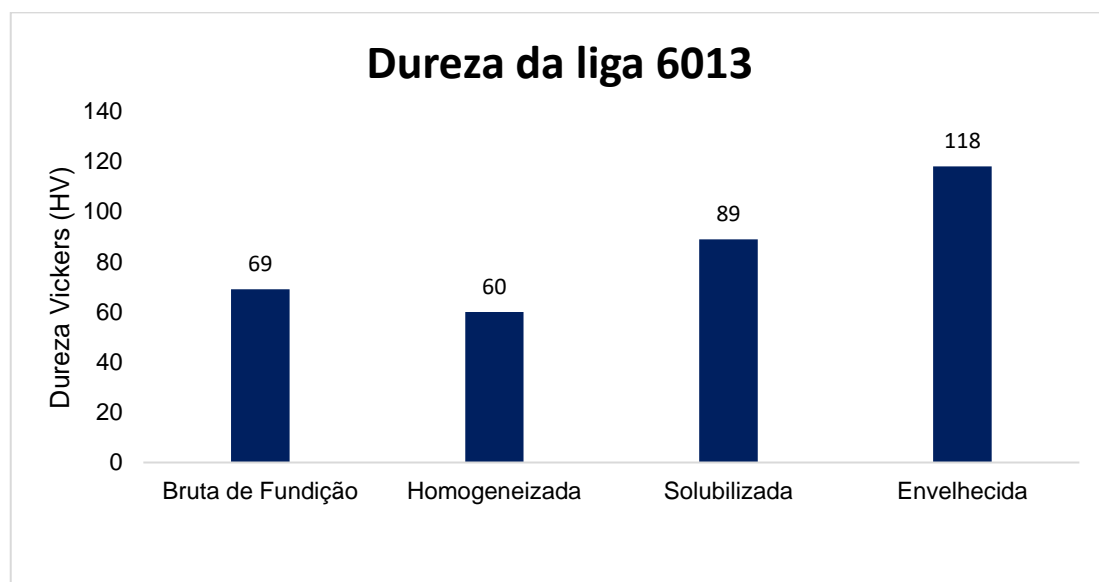


Figura 24 - Dureza da liga AlSiMg em amostras de tarugo solidificado, tarugo homogeneizado, perfil extrudado / solubilizado e perfil envelhecido.

Ao ser extrudado, o *quenching* favoreceu com que grande quantidade de soluto fosse retida na matriz Al, inibindo a precipitação de fases. No entanto, a deformação plástica introduziu descontinuidades cristalinas e o perfil apresentou-se parcialmente recristalizado ao final da extrusão, Figura 19.

Ao examinar a superfície de fratura dos corpos de tração retirados do perfil envelhecido, constatou-se grande quantidade de fases que contém Fe associadas às cavidades de cisalhamento, Figura 25. Logo, pode-se deduzir que a redução dessas fases com conteúdo em Fe, juntamente com ajuste na composição química e nas condições de processamento, pode contribuir para melhorar ainda mais as propriedades mecânicas da liga AlSiMg.

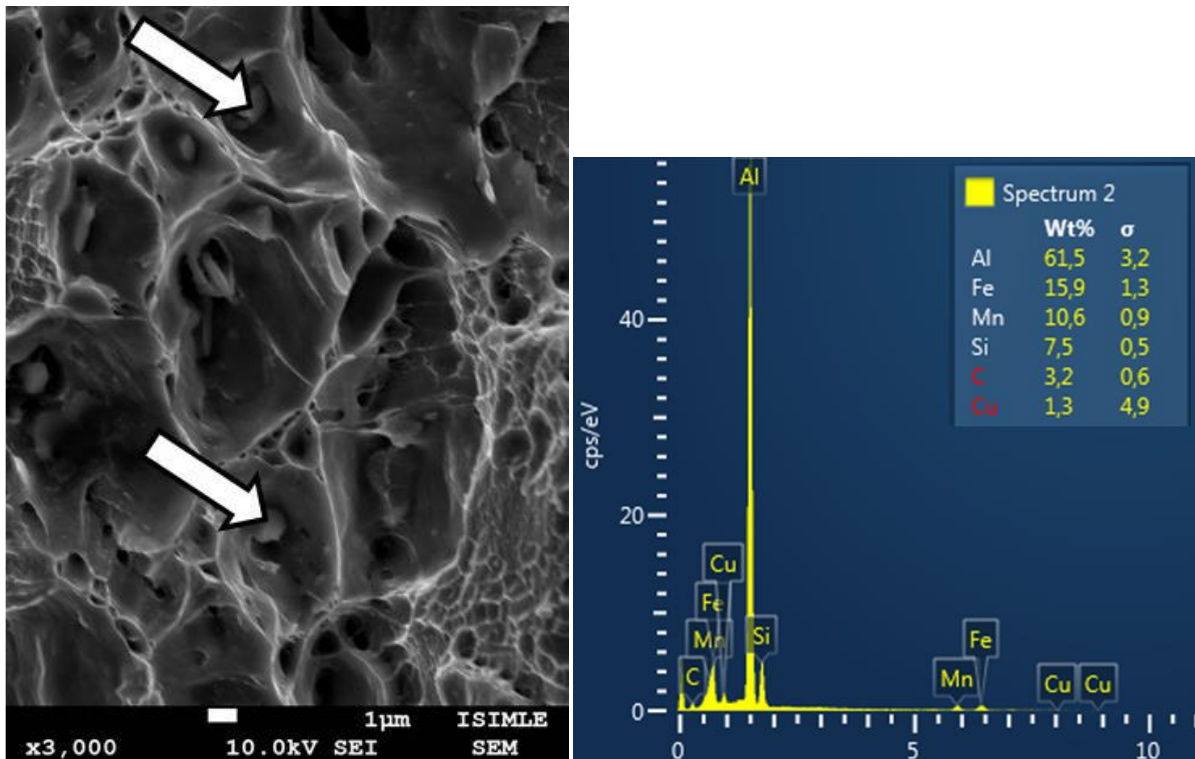


Figura 25 - Presença dos elementos Al, Fe, Mn e Si nos precipitados identificados nas cavidades de cisalhamento existentes na superfície de fratura dos corpos de prova de tração do perfil envelhecido.

6. CONCLUSÕES

Microestrutura da liga AlSiMg

Como previsto, ao longo das etapas de produção, a microestrutura da liga AlSiMg apresentou transformação da distribuição das fases existentes e morfologia dos grãos da fase Al.

Sendo que ao término da solidificação, processo de fundição, ainda exibe uma microestrutura bruta de fundição (BF) onde sua característica são fases predominantemente concentradas em contornos de grão. A fração volumétrica total de 2ª fase foi de 2,2%, consistindo basicamente em Mg_2Si , $\beta-AlFeSi$, Al_2Cu e Si.

Após o tratamento térmico de homogeneização, a morfologia da fase Al não foi alterada em relação a da estrutura bruta de fundição. No entanto, a distribuição e a fração volumétrica das fases existentes, foram modificadas. As fases identificadas

foram α -AlFeSi, Q, Mg₂Si, Al₂Cu e Si e se distribuíram mais homoganeamente no tarugo, reduzindo suas concentrações nos contornos de grão. E a fração volumétrica total de 2ª fase apresentou pequena redução para 2,0%.

Após o processo de extrusão que consiste na deformação a quente do material e subsequente solubilização, a microestrutura do perfil extrudado apresentou diferenças significativas a do tarugo homogeneizado. A morfologia da fase alumínio apresentou distribuição heterogênea ao longo da espessura do perfil, com grãos recristalizados próximos à superfície e grande quantidade de grãos encruados no interior do perfil. As fases precipitadas foram AlFeMnSi, Mg₂Si, Q, Al₂Cu e Si e apresentaram uma dispersão fina e homoganeamente distribuída no perfil. Nesta etapa, a fração volumétrica total da 2ª fase foi bastante reduzida, para 0,71%.

Na etapa de tratamento térmico de envelhecimento não houve mudanças na morfologia da fase Al. Mas um significativo aumento do tamanho e da fração volumétrica das fases existentes, para 1,55%. As mesmas fases presentes no perfil após solubilização foram encontradas no perfil envelhecido. Sendo marcante o incremento da fase Mg₂Si, principal endurecedor desejado para essa liga.

Os resultados das análises de DSC foram capazes de identificar as temperaturas *solvus* apenas dos compostos precipitados em maior quantidade, que foram o Mg₂Si e as fases β -AlFeSi e α -AlFeSi. No aquecimento, foi estimada a dissolução da fase β -AlFeSi a 457,8°C e o início da fusão da liga a 586,9°C. No resfriamento, o término da solidificação ocorreu a 575°C, a precipitação de Mg₂Si a 550,5°C e de α ou β AlFeSi a 430,4°C.

Propriedades mecânicas da liga AlSiMg

Em relação ao processamento do material bruto de fundição e homogeneizado, a dureza não variou significativamente, apresentando-se em cerca de 65 HV. Porém, como esperado, após o processo de solubilização, a dureza aumentou para 89 HV e após tratamento térmico, para 118 HV.

O perfil solubilizado apresentou limite de escoamento em 188 MPa e limite de resistência a tração em 335 MPa e a razão elástica foi de 0,56.

Como previsto, o tratamento térmico de envelhecimento alterou significativamente as propriedades mecânicas do perfil extrudado, a resistência mecânica, o qual é o objetivo dessa etapa do processamento. O limite de escoamento foi de 352 MPa e o limite de resistência, de 390 MPa, configurando a liga como uma liga de alta resistência (EAA).

Estudos futuros

Considerando que o material demonstra um potencial para melhorar ainda mais as propriedades mecânicas, pode-se dar continuidade nas pesquisas visando otimizar a composição química da liga AlSiMg, ajustando a proporção adequada das fases possíveis de precipitação na liga e definindo as condições de processamento das etapas de produção do perfil para que uma microestrutura adequada seja obtida.

Recomenda-se explorar mecanismos de processos, tais como descontaminação de fornos ou possíveis metodologias alternativas para redução do contaminante Ferro. E o estudo da adição proporcional dos elementos Mg e Si e parâmetros de processo, buscando potencializar a formação de Mg_2Si , e reduzir a formação de fases de Fe. Além disso, explorar a formação da fase Al_2Cu , que teve a fração volumétrica praticamente desprezível no presente estudo.

Pode-se explorar ainda, as análises de DSC e testar novas metodologias de resfriamento *quench*, buscando potencializar a solubilização.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALA, M. R. W. S.; GARCIA DE BLAS, J. C.; BARBOSA, C.; ACSELRAD, O. Thermoelectrical Power Analysis of Precipitation in 6013 aluminum alloy. *Materials Characterization*, 2008.

ABEDI, K.; EMAMY, M. The effect of Fe, Mn and Sr on the Microstructure and Tensile properties of A356–10% SiC Composite. *Materials Science and Engineering*, 2010.

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.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). Relatório de sustentabilidade da indústria do alumínio. São Paulo, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). Fundamento e Aplicações do Alumínio. 2 Ed. São Paulo, 2012.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO (ABAL). Extrusão - Guia Técnico do Alumínio. 5 Ed. São Paulo, 2014.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. *ASM Metals Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. v.2. Ohio: ASM International, 1990.

AN, X. H.; WU, S. D.; ZHANG, Z. F. Evolution of Microstructural Homogeneity in Copper Processed by High-pressure Torsion. *Scripta Mater*, 2010.

BRAUN, R. Investigation on Microstructure and Corrosion Behaviour of 6xxx Series Aluminum Alloys. *Mater. Sci. Forum*. 2006.

CALLISTER, W. D. Jr. Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CAVALCANTE, F. F. Comportamento Mecânico e Tenacidade à Fratura de Ligas de Alumínio 2024 e 7075 Submetidas a Diferentes Tempos de Envelhecimento. Natal, 2016.

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

Coletânea de normas técnicas: Alumínio e suas ligas. ABAL. São Paulo, 2008.

Contrato Nº 48000.003155/2007-17: Desenvolvimento de Estudos para Elaboração do Plano Duodecenal (2010 - 2030) de Geologia, Mineração e Transformação Mineral

<[http://antigo.mme.gov.br/documents/36108/448620/P11_RT22_Perfil da Mineraxo de Bauxita.pdf/399bb52a-90df-5b2a-e634-b06ecb1e3008?version=1.0](http://antigo.mme.gov.br/documents/36108/448620/P11_RT22_Perfil_da_Mineraçao_de_Bauxita.pdf/399bb52a-90df-5b2a-e634-b06ecb1e3008?version=1.0)> acessado em 07 de abril de 2022

HALL, D.; MUDAWAR, I. Optimization of Quench History of Aluminum Parts for Superior Mechanical Properties. International Journal Heat Mass Transfer, 1996. Vol. 39.

SJOLANDER, E.; SEIFEDDINE, S. The Heat Treatment of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys. Journal of Materials Processing Technology, vol. 210, 2010.

ESMARILI, S.; WANG. X.; LLOYD, D. J. On the precipitation-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 [J]. Metall Mater Trans A, 2003, 34(13): 751-763.

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, 2008. <https://doi.org/10.1590/s0370-44672008000200009>.

FRANSSON, C. Accelerated Aging of Aluminum Alloys. 2009.

FREITAS, B. MARTINS. J. et al. Effect of Iron on The Microstructure and Mechanical Properties of The Spray-Formed and Rotary-Swaged 319 Aluminum Alloy. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019.

GHOSH, K. S.; GAO, N. Determination of kinetic parameters from calorimetric study of solid state reactions in 7150 Al-Zn-Mg alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(6):1199–1209.

HANDBOOK OF ALUMINUM. Alloy Production and Materials Manufacturing. Vol. 2. George E. Totten; Scott Mackenzie, 2003

HATTORI, C. S. Obtenção, Caracterização Microestrutural e Comportamento Mecânico de Ligas de Alumínio da Série 7xxx Extrudadas Para Aplicações Automotivas. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, São Paulo, 2021.

IVANOFF, T. A. Retrogression-Reaging and Hot Forming of AA7075. Texas, 2014.

JABŁOŃSKI, M. et al. Influence of Fe and Si Addition on The Properties and Structure Conductivity Aluminium. Archives of Metallurgy and Materials, v. 62, 2017.

KNIGHT, S. P. 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>.

KIRMAN, I. The Relation Between Microstructure and Toughness in 7075 Aluminum Alloy. Metallurgical Transactions, Springer, v. 2, 1971.

LIN, Y. et al. Precipitation Hardening of 2024-T3 Aluminum Alloy During Creep Aging. Materials Science and Engineering: A, Elsevier, v. 565, 2013.

LIU, H.; ZHAO, G.; LIU, C.; ZUO, L. Effects of Different Tempers on Precipitation Hardening of 6000 Series Aluminium Alloys. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007.

JOHANNABER, M.; ESPIG, R.; WOHLECKER, H.; et.al. Determination of Weight Elasticity of Fuel Economy For Conventional ICE Vehicles, Hybrid Vehicles and Fuel Cell Vehicles," SAE technical paper, 2007.

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). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009.

MORETO, J. A. Estudo da Corrosão e Corrosão-Fadiga em Ligas de Al – Liga De Alta Resistência Para Aplicação Aeronáutica. São Carlos. (Tese Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2012.

ABDALA, M.R.W.S. Thermoelectrical Power Analysis of Precipitation in 6013 Aluminum Alloy. Elsevier, 2007.

Norma NBR 7549:2001 – Alumínio e suas ligas - Ensaio de Tração dos Produtos Dúcteis e Fundidos.

NOWOTNIK, G.; MRÓWKA; SIENIAWSKI, J. Influence of Heat Treatment on The Microstructure and Mechanical Properties of 6005 and 6082 Aluminium Alloys. Journal of Materials Processing Technology, v. 162-163, 2005.

OLIVEIRA, M. X. Correlação entre Ultrassom e Dureza em Liga de Alumínio-Silício A356 Fundida e Tratada Termicamente. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v. 15, 2020.

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. (Dissertação de Mestrado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

PEIXOTO, E. M. A. Alumínio. Química Nova na Escola. São Paulo, 2001.

PINLUNG, S. B. 7xxx Aluminum Sheets for Automotive Applications. Electronic Theses and Dissertations, 2015.

RAMONA, P.; GUNTHER, R.; JOSEF, B. Article Property Criteria for Automotive Al-Mg-Si Sheet Alloys. Materials 2014. <https://doi:10.3390/ma7075047>

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, 2014. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63306-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63306-9).

SAIGAL, A.; LEISK, G. Heat Treatment Optimization of Alumina/Aluminum Metal Matrix Composites Using The Taguchi Approach. Scripta Metalurgica Et Materialia, v. 26, 1992.

SANTOS, R. G. Transformações De Fases Em Materiais Metálicos. Campinas: Editora Unicamp, 2006.

SIQUEIRA, R. H. M. Caracterização Mecânica E Microestrutural De Juntas De Alumínio 6013 T4 Soldados A Laser. Guaratinguetá, 2012.

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>>.

HADLEY, S. W.; MILLER, S. J. W. Aluminum R&D For Automotive Uses And The Department Of Energy's Role," Office Of Advanced Automotive Technologies – US Department Of Energy, vol. 1, 2000.

SHOUXU, J; YANG, W.; GAO, F.; WATSON, D.; FAN, Z. Effect Of Iron On The Microstructure And Mechanical Property Of Al–Mg–Si–Mn And Al–Mg–Si Diecast Alloys. Materials Science & Engineering A. Brunel University, UK, 2013.

VANOFF, Thomas Alexander. Retrogression-Reaging and Hot Forming of AA7075.

ZANGRANDI, A. Alumínio e suas ligas: fundamentos metalúrgicos e tecnológicos. Lorena: Instituto Santa Teresa, p. 16–17, 2008.

ZHANG, Z. et al. Effects Of The Mn/Fe Ratio And Cooling Rate On The Modification Of Fe Intermetallic Compounds In Cast A356 Based Alloy With Different Fe Contents. Materials Transactions, V. 54, 2013.

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, 2012 <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.073>>.