

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

**EXTRUSÃO POR FRICÇÃO SOB ALTA RAZÃO DE
EXTRUSÃO DE RESÍDUOS DE USINAGEM DA LIGA
AA6082.**

Guilherme Poy Ignácio

SÃO CARLOS -SP
2025

**EXTRUSÃO POR FRICÇÃO SOB ALTA RAZÃO DE EXTRUSÃO DE
RESÍDUOS DE USINAGEM DA LIGA AA6082.**

Trabalho de conclusão de curso
apresentado ao Departamento de
Engenharia de Materiais da Universidade
Federal de São Carlos, como requisito
para obtenção do título de bacharel em
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Y. Koga

São Carlos-SP
2025



ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

NOME: Guilherme Poy Ignacio

RA: 744389

TÍTULO: Estudo sobre a reciclagem de resíduos de usinagem da liga AA6082 via extrusão por fricção sob altas taxas de extrusão

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga

CO-ORIENTADOR(A): Me. Lars Rath

DATA/HORÁRIO: 14/02/2025, 16h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga	9,0	10,0
Prof. Dr. Guilherme Zepon	9,0	10,0
Média	9,5	9,5

BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga

Documento assinado digitalmente
 GUILHERME YUUKI KOGA
Data: 14/02/2025 18:45:35-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Guilherme Zepon

Documento assinado digitalmente
 GUILHERME ZEPON
Data: 14/02/2025 16:57:56-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família, que sempre me apoiou e acreditou em mim, mesmo quando eu não acreditava. Agradeço também aos amigos, especialmente à República 29 e à Babilônia, pelos ótimos momentos e pelo companheirismo.

RESUMO

Este estudo investiga as variações nas propriedades mecânicas e microestruturais durante a extrusão de fios finos a partir de cavacos da liga AA6082 sob alta razão de extrusão, com ênfase no impacto das condições de processamento. As condições do processo, como velocidade, torque e temperatura, apresentaram variação ao longo da extrusão, resultando em mudanças significativas tanto nas propriedades mecânicas quanto na evolução microestrutural do material.

Os resultados destacam que o uso de altas razões de extrusão (superiores a 1000) foi eficaz na promoção de um refinamento homogêneo da microestrutura ao longo de todo o comprimento do fio extrudado, independentemente das variações nos parâmetros de processamento. Em termos de propriedades mecânicas, as amostras extrudadas apresentaram resistência à tração (UTS) de 265 MPa, alongamento na ruptura de 9,8% e micro dureza de 98 HV0.2, valores comparáveis aos do material na condição T4. A dureza, tração e o alongamento foram fortemente influenciadas pela temperatura característica do processo, sendo a primeira devido a formação de precipitados e as duas últimas a presença de defeitos.

No entanto, o estudo revelou que a temperatura desempenha um papel crucial na degradação das propriedades mecânicas do material. A partir do sétimo metro de extrusão, foi observada uma redução nas propriedades mecânicas, com uma severa degradação após o décimo terceiro metro. Esse comportamento foi atribuído ao aumento da temperatura, que se aproximou da temperatura de fusão do material, comprometendo a estabilidade do processo e a integridade do extrudado. A análise da temperatura, utilizando um termopar posicionado a 1 mm da superfície da matriz, indicou que a temperatura real na interface de contato poderia ter sido ainda maior, intensificando os efeitos térmicos.

A elevação da temperatura também foi exacerbada pela forma do material de alimentação. A utilização de cavacos como matéria-prima resultou em um aumento significativo da temperatura devido à alta área superficial de contato e ao atrito entre as partículas, amplificado pelas altas taxas de rotação do processo. Isso é consistente com estudos anteriores que relatam que a utilização de cavacos aumenta a temperatura do processo, comparado a outros tipos de material de alimentação. A alta razão de extrusão foi considerada um parâmetro crítico, favorecendo a

refinamento homogêneo dos grãos ao longo do raio do fio extrudado, um comportamento distinto do observado para extrudados de maior diâmetro.

Os ensaios de dureza indicaram a formação de precipitados durante a extrusão, em linha com achados prévios, mas sugeriram a necessidade de mais investigações sobre a cinética de precipitação em ligas da série 6xxx sob condições não convencionais de tratamento térmico. Além disso, foi destacado que fenômenos inerentes à extrusão por fricção, como deformação plástica severa (SPD), recristalização dinâmica e geração de calor, influenciam diretamente a microestrutura e as propriedades mecânicas do material.

Com base nos achados, o controle da temperatura foi identificado como um fator crucial para garantir a estabilidade do processo e manter as propriedades mecânicas do material ao longo da extrusão.

Palavras-chave: Extrusão por fricção. Deformação plástica severa. Liga AA6082.

ABSTRACT

This study investigates the variations in mechanical and microstructural properties during the extrusion of fine wires from AA6082 alloy chips under a high extrusion ratio, with an emphasis on the impact of processing conditions. The process conditions, such as speed, torque, and temperature, varied throughout the extrusion, resulting in significant changes in both the mechanical properties and the microstructural evolution of the material.

The results highlight that the use of high extrusion ratios (greater than 1000) was effective in promoting a homogeneous refinement of the microstructure throughout the entire length of the extruded wire, regardless of variations in processing parameters. In terms of mechanical properties, the extruded samples exhibited an Ultimate Tensile Strength (UTS) of 265 MPa, a fracture elongation of 9.8%, and a microhardness of 98 HV0.2, values comparable to the material in the T4 condition. Hardness, tensile strength, and elongation were strongly influenced by the temperature characteristic of the process, with hardness being attributed to the formation of precipitates and the latter two due to the presence of defects.

However, the study revealed that temperature plays a crucial role in the degradation of the mechanical properties of the material. Starting from the seventh meter of extrusion, a reduction in mechanical properties was observed, with a severe degradation after the thirteenth meter. This behavior was attributed to the increase in temperature, which approached the material's melting temperature, compromising the process stability and the integrity of the extrudate. Temperature analysis, using a thermocouple placed 1 mm from the surface of the die, indicated that the actual temperature at the contact interface could have been even higher, exacerbating the thermal effects.

The temperature rise was also exacerbated by the form of the feedstock. The use of chips as raw material resulted in a significant temperature increase due to the high surface area of contact and the friction between particles, intensified by the high rotational speeds of the process. This is consistent with previous studies that report that using chips increases the temperature of the process compared to other types of feedstock. The high extrusion ratio was considered a critical parameter, promoting homogeneous grain refinement throughout the radius of the extruded wire, a behavior distinct from that observed in larger diameter extrudates.

Hardness tests indicated the formation of precipitates during extrusion, in line with previous findings, but suggested the need for further investigations into the precipitation kinetics in 6xxx series alloys under non-conventional heat treatment conditions. Additionally, it was highlighted that phenomena inherent to friction extrusion, such as severe plastic deformation (SPD), dynamic recrystallization, and heat generation, directly influence the microstructure and mechanical properties of the material.

Based on the findings, temperature control was identified as a crucial factor to ensure process stability and maintain the mechanical properties of the material throughout the extrusion process.

Keyword: Friction Extrusion. Severe Plastic Deformation. AA6082 alloy.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

- Figura 1 - Esquema ilustrativo da nomenclatura das ligas de alumínio, com os seus principais elementos de liga e sua típica concentração. 6
- Figura 2 - Diagrama resistência mecânica x tempo de tratamento térmico ilustrativo com cada estágio de endurecimento por precipitação. 7
- Figura 3 - Esquema ilustrativo da evolução dos precipitados ou elementos de liga na matriz metálica. 9
- Figura 4 - Clássico diagrama de fases pseudo binário Al-Mg₂Si (Kammer (1999), Warmuzek (2004)). 13
- Figura 5 – Histórico térmico geral das ligas 6xxx. 13
- Figura 6 - Microestrutura obtida por microscopia eletrônica de transmissão (a) 6005 e (b)6082 após a solubilização e envelhecimento, a temperatura de 175°C/6h (expansão dos precipitados da fase β-Mg₂Si) 15
- Figura 7 - Representação esquemática do processo de extrusão por fricção, com o recipiente rotativo e o suporte da matriz. As regiões em vermelho representam o calor proveniente do atrito. 19
- Figura 8 - Microestruturas de um extrudado AA7075-T651 extrudadas a uma força constante de 16kN variando a angulação da matriz de 90°C até 45°C e com velocidade de rotação constante de 300 min⁻¹ 20
- Figura 9 - Microestruturas de um extrudado AA7075-T651 a partir de uma matriz de 90° variando a força de extrusão de 16kN até 20kN e com velocidade de rotação constante de 300 min⁻¹. 20
- Figura 10 - Microestruturas de um extrudado AA7075-t651 a partir de uma matriz de 60° variando a força de extrusão de 16kN até 22kN e com velocidade de rotação constante de 300 min⁻¹. 22
- Figura 11 - Visão geral esquemática das etapas do processo de extrusão por fricção. (a) Cavacos após a usinagem; (b) matriz; (c) Cavacos compactados no recipiente antes da extrusão. (d) componentes da máquina de extrusão e (e) Arames extrudados por fricção. 23
- Figura 12 - Extrusora dedicada FE-100 Bond Technologies. 24

- Figura 13 - Parte interna da máquina da extrusora FE-100, com os componentes indicados. 25
- Figura 14 - Fluxograma das etapas de corte e separação das amostras para os seus respectivos fins. 26
- Figura 15 - (a) Microscópio ótico VHX-6000, Keyence, Alemanha); (b) Politrax Tegramin 30 – Struers; (c) Microscópio Eletrônico de Varredura FEI Quanta 650 Scanning Electron Microscope (MEV). 26
- Figura 16 - Máquina de ensaio universal (ZwickRoell Universal); (b) DuraScan 70 G5 Struers GmbH. 28
- Figura 17 - Curvas dos parâmetros do processo obtidas através da resposta da máquina. Os eixos foram ajustados para melhor representar o comportamento dos parâmetros. A - Etapa de pré-aquecimento, B - Etapa de Ramping, C - Etapa de extrusão. Linha pontilhada verde o início da extrusão segundo os parametros da máquina, o ponto em vermelho é início estimado da extrusão. 30
- Figura 18 – Imagens obtidas por microscopia ótica do Segmento I: (a) Superfície, (b) metalografia até o 5º metro, (c) metalografia (após o 5º metro até o 10º metro). Segmento II: (d) superfície, (e) metalografia. Segmento III: (f) superfície, (g) metalografia. 32
- Figura 19 – Curvas de engenharia (tensão x deformação) obtidas a partir do ensaio de tração de amostras de cada segmento. (a) segmento I; (b) segmento II; (c) segmento III. 33
- Figura 20 – (a) Histograma das propriedades mecânicas; (b) Curvas dos parâmetros de processamento ao longo do comprimento do fio. 35
- Figura 21 – Imagens de MEV da região central e das áreas próximas às bordas das amostras dos três segmento. As linhas I, II e III correspondem aos segmentos, enquanto as colunas “Center” e “Edge” referem-se às regiões do centro e da borda, respectivamente. 37
- Figura 22 – Visão geral e imagens detalhadas de MEV da superfície de fratura das amostras dos três segmento. As linhas I, II e III referem-se aos segmentos correspondentes dos fio extrudado. 38
- Figura 23 – Imagens obtidas no MEV da região da borda da superfície de fratura da amostra do segmento II. A região com superfície similares a gotículas e lisas, sugerem a formação de fase líquida. 39

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	5
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO	5
2.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	7
2.3 REFINO DE GRÃO E RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA	10
2.4 LIGAS 6XXX.	11
2.5 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA	15
2.6 EXTRUSÃO POR FRICÇÃO	18
2.6.1 – Efeitos dos parâmetros do processo	20
3 MATERIAIS E MÉTODOS	22
3.1 MATERIAL BASE	23
3.2 PROCESSAMENTO	24
3.3 ANÁLISE	25
3.3.1 Caracterização Metalográfica	26
3.3.2 Caracterização Mecânica	27
3.3.3 Análise dos resultados	29
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	29
4.1 COMPORTAMENTO DO PROCESSO	29
4.2 MICROESTRUTURA	31
4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS	33
4.4 ANÁLISE DE FRATURA	37
5 CONCLUSÃO	41
REFERÊNCIAS	43

1 INTRODUÇÃO

Inicialmente desenvolvido em 1990 e posteriormente patenteado por Thomas em 1993 (Thomas, 1993). A extrusão por fricção (Friction Extrusion – FE) é um processo baseado na deformação gerada pelo atrito entre a ferramenta e a matéria-prima capaz de produzir materiais avançados em diferentes formatos como fios, varetas e perfis (Uceu, 2022). Essa tecnologia tem se mostrado promissora na produção e processamento em estado sólido, permitindo a consolidação e extrusão de ligas metálicas como cobre (Li et al. 2019), alumínio (Widerøe 2010) e magnésio (Buffa et al. 2016), a partir de diferentes formas de matéria-prima, incluindo cavacos, pós e tarugos.

Dentre as vantagens da FE, destaca-se a sua elevada eficiência energética quando comparada à extrusão convencional, principalmente pela eliminação da necessidade de etapas de pré-aquecimento, como discutido por Baffari et al. (2019). Além disso, esse método promove transformações microestruturais significativas, favorecendo a consolidação eficiente, o refino dos grãos e a homogeneização do material, fatores que contribuem para a melhoria das propriedades mecânicas do extrudado. Por essas razões, a FE tem sido amplamente estudada como uma alternativa sustentável para o reaproveitamento de materiais metálicos, alinhando-se a práticas ambientalmente responsáveis.

Halak et al. 2022 investigaram a extrusão por fricção da liga AA7075 sob diferentes condições de força e ângulo da matriz. Os resultados indicaram que forças elevadas associadas a ângulos menores favorecem uma recristalização completa, resultando em grãos ultrafinos, enquanto menores forças e ângulos mais abertos levam a estruturas parcialmente refinadas. Além disso, os fios recristalizados apresentaram maior alongamento na ruptura, demonstrando a importância da geometria da matriz e das condições térmicas no controle das propriedades finais dos extrudados.

Seguindo essa linha, Li et al. 2016 analisaram o fluxo de material durante a extrusão por fricção de fios de AA6061, utilizando marcadores de AA2195. O estudo

revelou que o fluxo segue padrões espirais complexos, com variações de tamanho de grão ao longo do fio. Observou-se ainda que o aumento da temperatura reduz a tensão de escoamento, facilitando a mobilidade do material e favorecendo a extrusão em altas taxas. Os autores sugerem o uso de ferramentas avançadas para mapear a distribuição de textura e o refinamento microestrutural ao longo do fio extrudado.

Ansari et al. (2016) destacaram a rotação da matriz como o principal fator determinante no refinamento dos grãos durante a extrusão de fios de magnésio a partir de cavacos. Além disso, a taxa de alimentação e o diâmetro do orifício da matriz tiveram impacto significativo na qualidade dos extrudados. A otimização desses parâmetros possibilitou a obtenção de fios com microestruturas refinadas, superfícies livres de defeitos e propriedades mecânicas superiores.

Tang e Reynolds (2010) estudaram a produção de fios a partir de cavacos de alumínio das ligas AA2050 e AA2195, evidenciando a correlação entre a razão de extrusão e a pressão aplicada. Foi constatado que o controle rigoroso da temperatura é essencial para evitar defeitos associados a temperaturas excessivamente altas ou baixas.

Rath et al. (2022), por sua vez, compararam a extrusão de cavacos e tarugos da liga AlCu₁₀, observando que a eficiência da consolidação dos cavacos aumentava com a razão de extrusão. No entanto, o aumento da temperatura durante o processamento reduziu gradualmente o volume de grãos refinados no extrudado, sugerindo que ajustes na força de extrusão e na rotação da matriz podem otimizar a eficiência do refinamento microestrutural.

Buffa et al. (2024) apresentaram resultados indicando que extrudados de cavacos de AA6082 produzidos por FE atingiram valores de resistência à tração (Ultimate Tensile Strength - UTS) comparáveis ao material na condição T4. Além disso, verificou-se que o aumento do fluxo térmico, diretamente relacionado à força e rotação da matriz, resulta em maior dureza. Carvalho et al. (2024) investigaram a viabilidade do uso de varetas extrudadas por FE a partir de cavacos de AA6082 para aplicações em soldagem e manufatura aditiva, demonstrando que os extrudados são adequados para esses fins e que fatores externos influenciam significativamente a qualidade do material depositado.

Dessa maneira, o processo de Extrusão por Fricção (FE – Friction Extrusion) tem se destacado como uma potencial alternativo para a produção de materiais com excelentes propriedades mecânicas de forma eficiente, com menor consumo energético e maior sustentabilidade ambiental. Esse fato se deve à ausência da necessidade de aquecimento prévio e ao fato de ser um processo de etapa única, reduzindo significativamente os custos energéticos envolvidos na reciclagem de ligas metálicas, especialmente de alumínio. No entanto, os estudos realizados até o momento ainda são insuficientes para consolidar a compreensão dos aspectos que relacionam o processamento do arame com suas propriedades finais, além de haver uma escassez de dados na literatura sobre arames de grande comprimento produzidos de forma contínua.

Diante dos desafios mencionados, o presente trabalho busca contribuir para esse debate, apresentando resultados obtidos a partir da produção de um arame de 18,7 m, processado a partir de cavacos da liga AA6082, utilizando altas razões de extrusão em um único passo. A contribuição se dá por meio da comparação dos resultados obtidos a partir da caracterização mecânica e metalográfica com os parâmetros de resposta de uma extrusora dedicada à extrusão por fricção. Dessa forma, pretende-se auxiliar na discussão presente na literatura sobre o tema, buscando estabelecer uma relação direta entre os parâmetros do processo e as propriedades do produto final, além de fornecer subsídios para trabalhos futuros.

É importante ressaltar que este estudo integra um projeto desenvolvido pelo Grupo de Extrusão e Consolidação por Fricção do Departamento de Design de Materiais do instituto de pesquisa Helmholtz-Zentrum Hereon. Assim, dentro dos parâmetros legais, o autor utilizou resultados e infraestrutura disponibilizados pela equipe para obtenção e análise dos dados. Da mesma forma, o presente trabalho serviu como base para outros quatro processos que visam a aplicação de parâmetros otimizados, fundamentados nos resultados obtidos para o processo abordado neste estudo.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

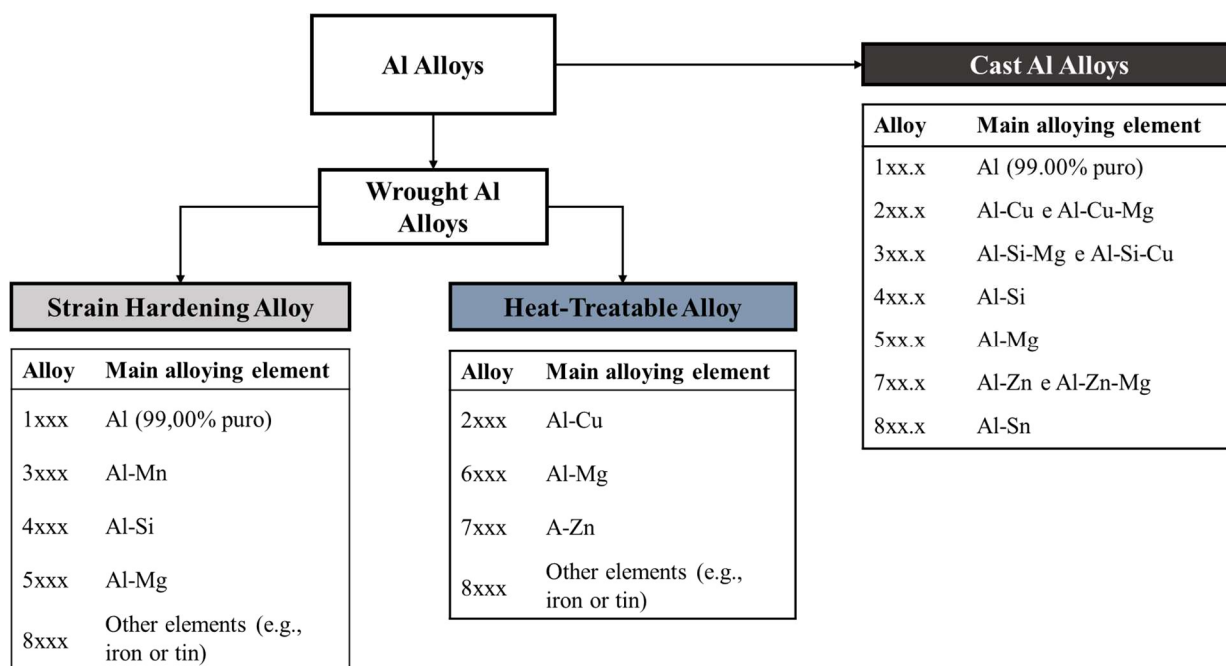
O elemento alumínio é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, tendo 8,23% (% em peso), atrás somente do oxigênio, com 46,1%, e do silício, com 28,2%. Foi a partir do final do século XIX, com o desenvolvimento do processo Hall-Héroult, que as ligas de alumínio passaram a apresentar relevância em aplicações de engenharia. Esse processo consiste na redução eletrolítica da alumina, presente no minério chamado bauxita. Em 2022, o alumínio foi o segundo metal mais extraído do mundo (VENDITTI, 2023)

O alumínio é um metal não ferroso, com uma massa específica de $2,75 \text{ g/cm}^3$ em seu estado puro e uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Suas propriedades físico-químicas incluem baixa massa específica, resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica, além de uma elevada reciclabilidade. Somando-se a essas propriedades, o alumínio também apresenta uma elevada ductilidade e tenacidade em baixas temperaturas, o que, aliado às características anteriores, tornou esse metal alvo de interesse no aprimoramento de suas propriedades para uso comercial. No entanto, para atingir propriedades mecânicas satisfatórias para aplicação prática, o alumínio puro deve ser combinado com outros elementos, como Mn, Cu, Mg, Si, Fe, Ni e Li, possibilitando a formação de diferentes ligas com propriedades variadas, ideais para um grande espectro de aplicações (NEWKIRK, 2003).

As ligas de alumínio são separadas em dois grupos: ligas trabalháveis mecanicamente e ligas de fundição. As ligas de fundição são aquelas que são fundidas e produzidas diretamente no seu formato final de aplicação, enquanto as ligas forjadas (trabalháveis mecanicamente) são aquelas que, após serem produzidas em lingotes ou tarugos, podem posteriormente ser submetidas a algum tipo de trabalho mecânico, como laminação, trefilação, estampagem, forjamento, extrusão, entre outros (NEWKIRK, 2003).

Ainda dentro do grupo das ligas de alumínio forjadas, é possível subdividi-las em endurecíveis via trabalho a frio ou precipitação. A figura 1 apresenta um esquema com a nomenclaturas das ligas de alumínio (NEWKIRK, 2003).

Figura 1 - Esquema ilustrativo da nomenclatura das ligas de alumínio, com os seus principais elementos de liga e sua típica concentração.



Fonte: Feito pelo próprio autor com composições e nomenclatura obtidas em NEWKIRK (2003).

- 1xxx – Alumínio puro, não ligado, utilizado principalmente nas indústrias elétrica e química.
- 2xxx – Cobre como o principal elemento de liga, podendo conter também outros elementos, como magnésio. Empregada principalmente na indústria aeronáutica.
- 3xxx – Uso geral em aplicações arquitetônicas.
- 4xxx – Usadas como fio de solda e chapas para brasagem.
- 5xxx – Setor naval (cascos de barcos), pontes e outros produtos expostos a ambiente marítimo.
- 6xxx – Principalmente empregado em extrudados para aplicações arquitetônicas.
- 7xxx – Empregadas como componentes estruturais de aeronaves e outras aplicações que demandam alta resistência. Podem conter elementos de liga como Cu, Mn, Cr e Zr em sua composição.

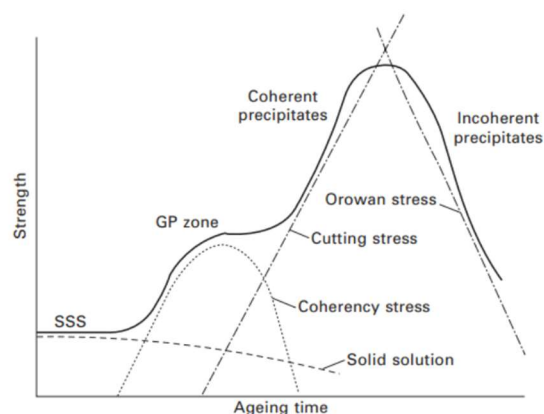
- 8xxx – Normalmente contêm ferro e lítio, podendo incluir outros elementos como estanho.

Muitas ligas, tanto fundidas quanto forjadas, são tratáveis termicamente através de processos baseados na solubilização de fases, como solubilização, têmpera e envelhecimento. Nas ligas não tratáveis termicamente, o aumento da resistência depende do encruamento por meio de deformação mecânica. Algumas ligas de fundição são usadas apenas na condição fundida ou em condições modificadas termicamente, sem relação com efeitos de solubilização ou precipitação (NEWKIRK, 2003).

2.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

O endurecimento por precipitação é um processo amplamente utilizado para aumentar a resistência mecânica das ligas de alumínio. Esse método envolve três etapas principais: tratamento de solubilização, resfriamento rápido e envelhecimento, a figura 2 ilustra a relação de cada etapa com a resistência e o tempo de envelhecimento.

Figura 2 - Diagrama resistência mecânica x tempo de tratamento térmico ilustrativo com cada estágio de endurecimento por precipitação.



Fonte: MOURITZ, 2012

Inicialmente, o material é aquecido a temperaturas próximas, mas ainda abaixo da linha solidus, a fim de dissolver os constituintes e intermetálicos na matriz metálica,

promovendo a formação de uma solução sólida homogênea. Em seguida, o material é submetido a um resfriamento rápido por têmpera, impedindo a precipitação imediata das fases secundárias e mantendo os elementos de liga dissolvidos em uma matriz metaestável, caracterizando a solução sólida supersaturada (Supersaturated Solid Solution - SSSS) (NEWKIRK, 2003; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018).

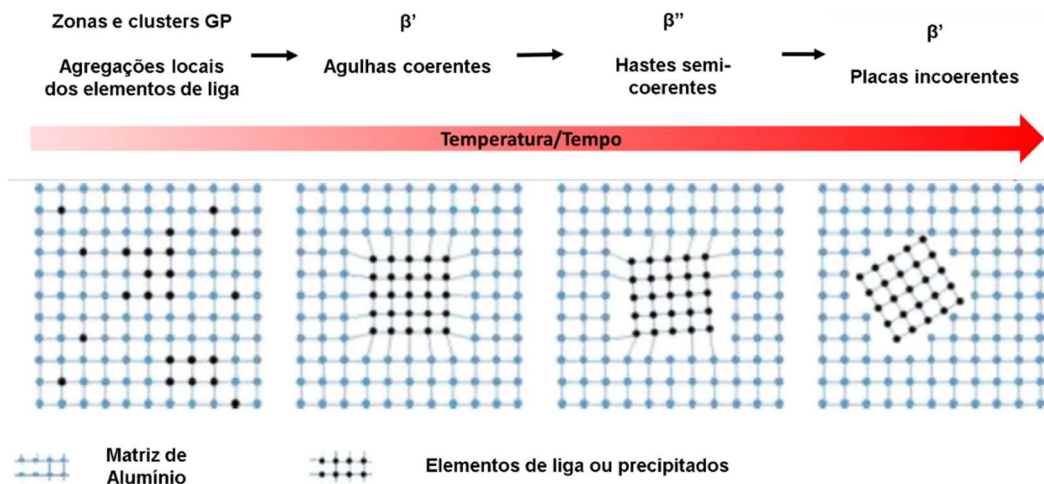
A composição química da solução sólida supersaturada desempenha um papel crucial no tratamento térmico. A solubilidade dos elementos de liga é dependente da temperatura, e a presença de impurezas pode afetar a quantidade de átomos efetivamente dissolvidos. Em ligas do sistema Al-Si, por exemplo, cuja composição típica varia entre 5 e 18% de Si, a solubilidade máxima do silício na matriz de alumínio a temperatura eutética é de aproximadamente 1,65%. Esse limite impõe restrições à quantidade de silício disponível para o processo de endurecimento por precipitação. Além disso, certos aditivos podem reagir e formar compostos insolúveis, reduzindo a disponibilidade dos elementos essenciais para o envelhecimento e, conseqüentemente, influenciando as propriedades mecânicas finais da liga (NEWKIRK, 2003).

O envelhecimento, etapa subsequente do processo, promove a decomposição da solução sólida supersaturada, resultando na formação de precipitados metaestáveis. Inicialmente, surgem zonas Guinier-Preston (GP), que são pequenas regiões enriquecidas em soluto e totalmente coerentes com a matriz. Com o avanço da precipitação, os precipitados crescem e atingem um estágio no qual a concentração dos elementos de liga em determinadas regiões se torna suficientemente alta para a formação de partículas com composição distinta da matriz. Durante esse estágio intermediário, os precipitados ainda mantêm um alinhamento cristalográfico parcial com a matriz, tornando-se semicoerentes. Esse desajuste gera tensões na rede cristalina ao redor dos precipitados, dificultando a movimentação de discordâncias e, assim, contribuindo para o aumento da dureza do material (NEWKIRK, 2003; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018).

À medida que o processo continua, os precipitados semicoerentes crescem e atingem sua fase de equilíbrio, tornando-se incoerentes em relação à matriz. Nessa etapa, suas interfaces se tornam bem definidas, e a perda da coerência aumenta a resistência à movimentação das discordâncias. Devido à presença dessas barreiras rígidas, as discordâncias são forçadas a contornar os precipitados, formando laços

ao seu redor, mecanismo conhecido como efeito Orowan. Esse fenômeno, aliado às tensões residuais causadas pela incompatibilidade estrutural entre os precipitados e a matriz, contribui significativamente para o endurecimento do material (NEWKIRK, 2003; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018).

Figura 3 - Esquema ilustrativo da evolução dos precipitados ou elementos de liga na matriz metálica.



Fonte: Adaptado de Fang, 2010.

No entanto, com a prolongação do envelhecimento, os precipitados continuam a crescer, aumentando o espaçamento entre si. Esse crescimento excessivo reduz sua eficácia como obstáculo à movimentação das discordâncias, tornando o efeito Orowan menos expressivo e resultando na diminuição da resistência mecânica do material. Esse fenômeno é denominado superenvelhecimento. O envelhecimento pode ocorrer de forma natural, em temperaturas próximas à ambiente, ou de maneira artificial, em temperaturas mais elevadas, o que reduz o tempo necessário para atingir o pico de dureza (NEWKIRK, 2003; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018).

A cinética do processo de precipitação depende fortemente da temperatura e do tempo de envelhecimento. Em temperaturas mais baixas, há a formação preferencial de precipitados finos e densamente distribuídos, o que geralmente resulta em uma maior resistência mecânica. Já em temperaturas mais elevadas, a precipitação ocorre de maneira acelerada, favorecendo o crescimento dos precipitados. Além disso, em sistemas multifásicos, a sequência de precipitação pode ser complexa, sendo governada pela difusividade dos elementos e pela estabilidade relativa das fases metaestáveis e de equilíbrio (NEWKIRK, 2003; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018).

2.3 REFINO DE GRÃO E RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

O refino de grão, quando aplicado a um metal, promove um aumento na resistência mecânica em temperatura ambiente e superplasticidade em altas temperaturas. O aumento da resistência mecânica em materiais com essa microestrutura ultra-refinada pode ser demonstrado pela relação de Hall-Petch (KAIBYSHEV; MALOPHEYEV, 2014; HUANG; LOGÉ, 2016):

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

Onde σ_y é a tensão de escoamento do material, σ_0 é uma constante de tensão do material via outros mecanismos, k_y é uma constante de endurecimento do material e d é o diâmetro médio dos grãos (KAIBYSHEV; MALOPHEYEV, 2014; HUANG; LOGÉ, 2016). No entanto, em ligas de alumínio, o efeito do endurecimento via Hall-Petch é menos expressivo do que em aços, exigindo um refinamento de grão ainda mais intenso para alcançar um ganho significativo em resistência mecânica. Processamentos termomecânicos convencionais resultam em grãos com tamanhos da ordem de 6 a 15 μm , valores insuficientes para as propriedades desejadas. Para obter tamanhos de grão submicrométricos ($<1 \mu\text{m}$), a DRX (Dynamic Recrystallization) deve ocorrer, pois sua ação permite a formação de uma microestrutura equiaxial e refinada. A combinação de SPD (Severe Plastic Deformation) com calor gera uma elevada densidade de defeitos e escorregamentos, armazenando grande quantidade de energia, que atua como força motriz para a recristalização. Esse fenômeno ocorre porque a microestrutura deformada é termodinamicamente instável, e a energia armazenada é liberada para rearranjar e eliminar a alta densidade de defeitos, conduzindo o material a uma configuração estrutural mais estável. A recristalização dinâmica pode ser classificada em três mecanismos principais:

- Discontinuous Dynamic Recrystallization (DDRX) – Ocorre predominantemente em materiais com baixa energia de falha de empilhamento (SFE – Stacking Fault Energy) e é caracterizada pela nucleação de novos grãos livres de deformação, que crescem ao consumir regiões com alta densidade de discordâncias.

- Continuous Dynamic Recrystallization (CDRX) – Está mais presente em materiais com alta SFE, nos quais ocorre uma recuperação dinâmica eficiente, resultando na formação de subgrãos que, ao longo da deformação, evoluem de contornos de grãos de baixo ângulo (LAGBs – Low-Angle Grain Boundaries) para contornos de grãos de alto ângulo (HAGBs – High-Angle Grain Boundaries) devido ao acúmulo de discordâncias (Suhuddin, 2023)
- Geometric Dynamic Recrystallization (GDRX) – Ocorre sob condições de deformação extrema, levando à fragmentação dos grãos originais e à formação de novos grãos ultrafinos e equiaxiais. A GDRX é frequentemente observada em materiais processados por técnicas de SPD (Severe Plastic Deformation), onde a fragmentação de grãos e a migração dos contornos de grão promovem uma microestrutura refinada.

Além desses mecanismos, a recristalização dinâmica pode sofrer variações de acordo com as condições termodinâmicas do processamento, como no caso da recristalização pós-dinâmica (Post-Dynamic Recrystallization – PDRX), que ocorre quando a deformação é interrompida após atingir o ponto crítico da DRX, e a temperatura é suficiente para o crescimento dos grãos recém-nucleados antes do completo resfriamento. Assim, as transições entre DDRX, CDRX e GDRX podem ser influenciadas por fatores como taxa de deformação, temperatura e tamanho inicial do grão, tornando o estudo da DRX essencial para o controle da microestrutura e das propriedades mecânicas do material (KAIBYSHEV; MALOPHEYEV, 2014; HUANG; LOGÉ, 2016).

2.4 LIGAS 6XXX.

As ligas da série 6XXX apresentam duas características importantes que justificam a sua preferência em certos empregos, como a capacidade de endurecimento por precipitação e a facilidade de serem extrudadas. Devido a alta ductilidade dessas ligas, o seu uso é frequentemente aplicado em operações onde ocorrem elevados graus de deformação, como a extrusão. Devido à isso, as ligas da série 6XXX representam a maior parte do volume de ligas de alumínio extrudadas (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018).

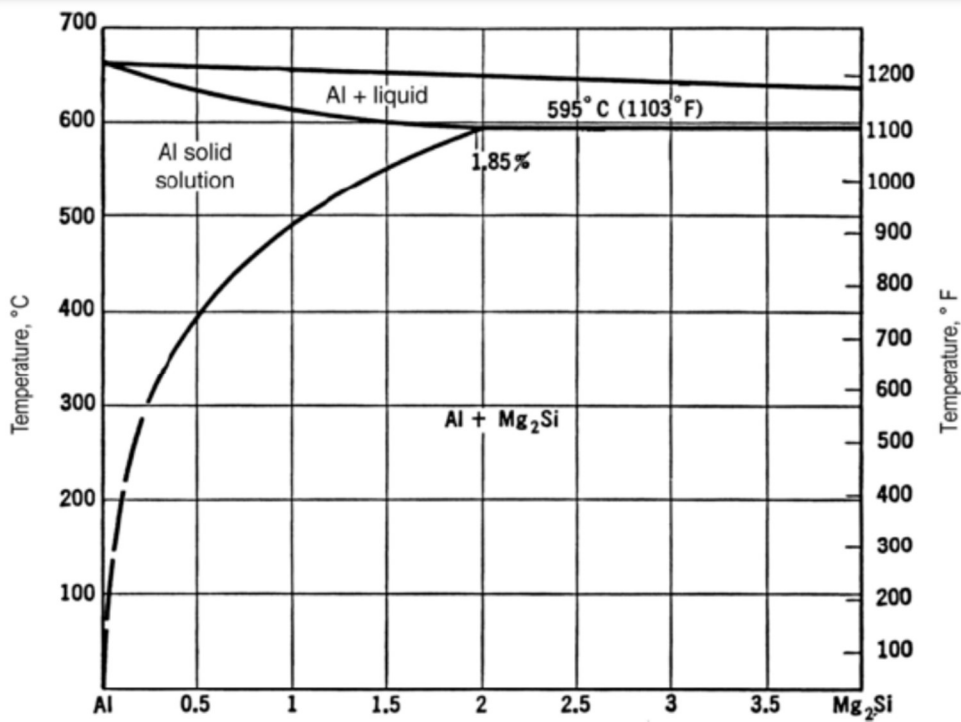
As ligas da série 6XXX têm como principais elementos de liga o magnésio e o silício, que são adicionados para gerar um aumento de resistência através da formação de precipitados, formando assim um sistema pseudo-binário Al-Mg₂Si (Mg:Si = 1,73) (NEWKIRK, 2003). Em ligas com um grande excesso de Si, o teor de Mg₂Si pode ser determinado por (NEWKIRK, 2003):

$$\%Mg_2Si = 1,73 \times \%Mg \quad (2)$$

O sistema pseudo-binário (Fig. 4) tem o seu eutético a 595°C e uma solubilidade sólida máxima de 1,85% em peso de Mg₂Si (NEWKIRK, 2003).

As ligas da série 6XXX (Al-Mg-Si) são amplamente empregadas na indústria em processos de extrusão, devido à sua alta conformabilidade. Elas são divididas em três subgrupos, onde o primeiro e o segundo grupo apresentam quantidades balanceadas de Mg e Si, com a soma desses dois elementos variando entre 0,8% e 1,2% para o primeiro grupo e acima de 1,4% para o segundo. As ligas 6063 são um exemplo do primeiro grupo, sendo facilmente extrudáveis e resfriadas diretamente ao ar, eliminando a necessidade de uma operação separada de tratamento de solução. As ligas do terceiro grupo contêm Si além do necessário para formar Mg₂Si, e a presença desse Si aumenta a resposta da liga ao endurecimento promovido durante o envelhecimento, atuando no refinamento do Mg₂Si e precipitando como Si. O aumento do Si pode também reduzir a ductilidade e causar uma fragilidade intergranular, devido à tendência desse elemento de segregar nos contornos de grão. No entanto, alguns trabalhos observaram que a presença de Cr e Mn contrabalança esse efeito do Si, promovendo o refinamento do grão e inibindo a recristalização durante o tratamento de solução (NEWKIRK, 2003).

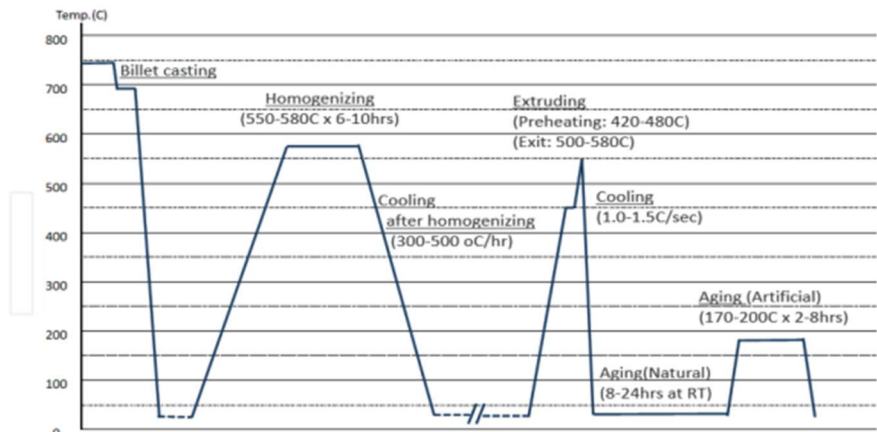
Figura 4 - Clássico diagrama de fases pseudo binário Al-Mg₂Si (Kammer (1999), Warmuzek (2004)).



Fonte: AMADO, 2015

À medida que a temperatura aumenta, a solubilidade de Mg₂Si (β) na matriz de alumínio (α) também se eleva. Por meio do tratamento térmico de solubilização seguido de um envelhecimento artificial controlado, é possível precipitar a fase β a partir de uma solução sólida supersaturada. Esse processo resulta na formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos, o que contribui para um aumento significativo na dureza do material (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018.)

Figura 5 – Histórico térmico geral das ligas 6xxx.



Fonte: OZDOGRU (2023).

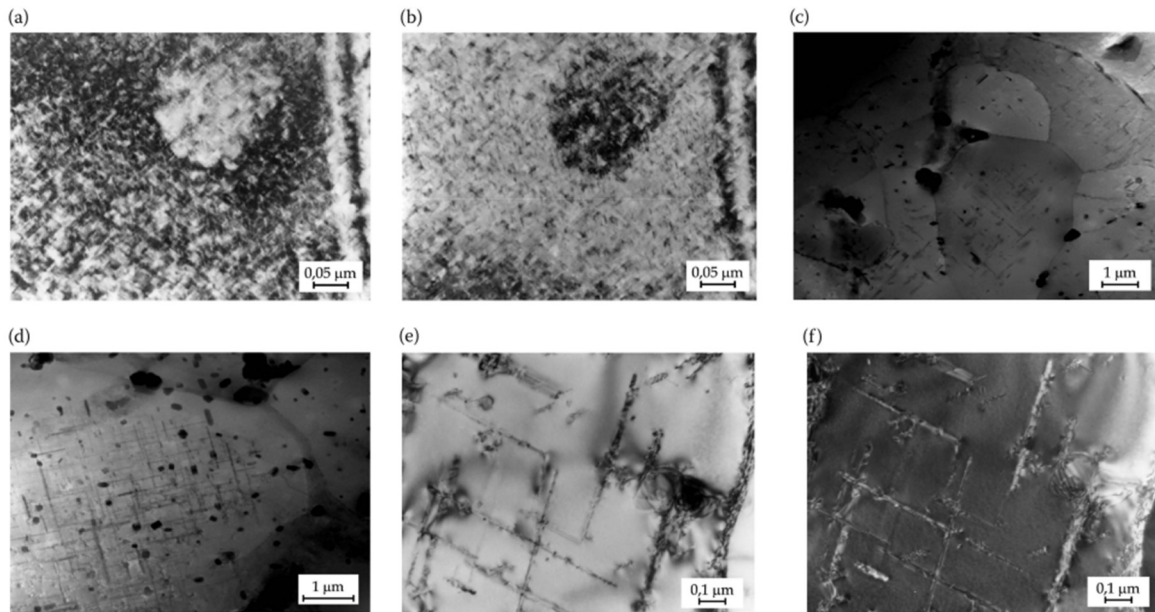
O processo completo de precipitação das ligas Al-Mg₂Si passa por um processo de envelhecimento complexo, geralmente realizado a cerca de 170°C, sendo alvo de estudos devido à complexidade da sequência de precipitação. Atualmente, os estudos indicam que a precipitação ocorre na seguinte ordem:

SSSS → aglomerados independentes de Mg e Si, co-aglomerados de Si e Mg → zonas GP → fase rica em Si → β'' → β' → β (Mg₂Si).

Os precipitados do tipo β' possuem um formato de haste, observados em ligas de Al-Mg-Si. A primeira etapa envolve múltiplas reações de aglomeração distintas, onde os aglomerados de Si se formam rapidamente após o resfriamento, afetando a sequência posterior de precipitação. O excesso de Si não reduz a solubilidade do Mg₂Si, mas influencia a cinética do processo, acelerando a taxa de precipitação e aumentando a densidade das zonas Guinier-Preston (GP), que possuem estrutura de placas finas, com espessura de 2,5 nm e comprimento de cerca de 30 nm.

As zonas GP são completamente coerentes com a matriz e consistem em aglomerados ordenados de Mg e Si, podendo apresentar uma orientação preferencial em determinadas direções cristalográficas. Essas zonas são estáveis até 260°C e, com a ampliação do tempo de envelhecimento, acabam se agrupando para formar precipitados na forma de agulhas. Já a fase β'' surge a partir da evolução das zonas GP e mantém uma estrutura coerente com a matriz. Alguns estudos (NEWKIRK et al., 2003) indicam que não há dissolução intermediária dos precipitados durante a transição das zonas GP para β''. A fase β' surge posteriormente, em forma de haste, enquanto a fase de equilíbrio β-Mg₂Si aparece em forma de placas não coerentes, contribuindo pouco para o fortalecimento mecânico das ligas Al-Mg-Si.

Figura 6 - Microestrutura obtida por microscopia eletrônica de transmissão (a) 6005 e (b)6082 após a solubilização e envelhecimento, a temperatura de 175°C/6h (expansão dos precipitados da fase β -Mg₂Si)



Fonte: MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018.

As zonas GP e os precipitados β'' são facilmente cortados por discordâncias, gerando concentração de deformação localizada e formação de bandas intensas de deslizamento. Em ligas sob subenvelhecimento, há uma significativa presença de dispersões que atuam na homogeneização da distribuição do deslizamento, reduzindo a fratura intergranular. Já os precipitados β' são resistentes ao corte por discordâncias e aumentam a resistência das ligas por meio do mecanismo de looping de Orowan.

2.5 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

Materiais metálicos, quando submetidos a uma tensão, inevitavelmente sofrem deformação plástica. Devido às limitações estruturais da maioria dos metais, a aplicação de deformações plásticas severas geralmente resulta em colapso do material. No entanto, se durante a deformação houver uma prevalência de recuperação dinâmica e recristalização dinâmica, o material apresenta uma maior

capacidade de se deformar plasticamente. Isso ocorre devido aos mecanismos de restauração, em que a densidade de defeitos cristalinos se rearranja ou se aniquila. Esses mecanismos contribuem para o rearranjo das discordâncias em defeitos de superfície (limites de grão), diminuindo seu espaçamento e gerando um refinamento na microestrutura (AZUSHIMA, 2008).

Estruturas cristalinas que apresentam a ativação de muitos sistemas de deslizamento, como metais com estrutura CFC (cúbica de face centrada) e CCC (cúbica de corpo centrado), possuem a capacidade de sofrer grandes deformações plásticas. Por outro lado, metais com poucos ou limitados sistemas de deslizamento, como os de estrutura hexagonal compacta (HCP), apresentam uma redução na ductilidade. Dessa forma, metais CFC e CCC podem ser deformados significativamente em temperaturas ambientes, enquanto os HCP precisam ser submetidos a deformação em altas temperaturas, onde há a ativação de um número maior de sistemas de deslizamento (AZUSHIMA, 2008).

Atualmente, a literatura aponta que o refinamento de grãos durante a deformação plástica severa ocorre principalmente por dois processos: recristalização dinâmica contínua (cDRX – Continuous Dynamic Recrystallization) e recristalização dinâmica geométrica (gDRX - Geometric Dynamic Recrystallization). Na cDRX, a deformação promove a subdivisão dos grãos em subgrãos menores, que gradualmente evoluem para contornos de alto ângulo à medida que a deformação se acumula. No gDRX, a intensa deformação cria padrões de limites de grãos em formato de zig-zag, que se fragmentam em grãos menores quando essas regiões se encontram, promovendo o refinamento microestrutural (AZUSHIMA, 2008).

Segundo a relação de Hall-Petch, uma das maneiras de aumentar a resistência mecânica do material é reduzir seu tamanho de grão. No entanto, os métodos convencionais, como tratamentos termomecânicos que promovem recristalização dinâmica, geralmente resultam em grãos com dimensões entre 1 e 10 μm . Essa redução pode não ser suficiente para um aumento substancial da resistência mecânica, o que motiva a aplicação da SPD para a obtenção de microestruturas ultrafinas ou nanocristalinas (AZUSHIMA, 2008).

A deformação plástica severa é uma técnica recente para o refino de grão, que parte de uma microestrutura inicial de grãos grosseiros ($>100 \mu\text{m}$) para uma

microestrutura com tamanho médio de grãos inferior a 1 μm . Essa redução é resultado de uma deformação plástica repetida sem mudança do material para o estado líquido, ou seja, o material permanece no mesmo estado físico do início ao fim do processo. A deformação acumulada é significativa, pois o processo é repetido em múltiplos ciclos (AZUSHIMA, 2008).

Materiais submetidos à SPD exibem propriedades únicas, que não estão presentes em materiais com grãos grosseiros deformados levemente. Dentre as principais técnicas de SPD, destacam-se o ECAP (Equal Channel Angular Pressing – Prensagem Angular de Canal Igual), a FSW/P (Friction Stir Welding and Process – Soldagem e Processamento por Fricção) e a FE (Friction Extrusion – Extrusão por Fricção) (AZUSHIMA, 2008).

Em temperaturas homólogas baixas, a SPD resulta no refinamento microestrutural dos metais através do movimento e interação de discordâncias. Inicialmente, forma-se uma subestrutura celular com alta concentração de discordâncias nos limites e baixa densidade no interior. Com o aumento da deformação, as células se transformam em subgrãos e, eventualmente, em contornos de alto ângulo. Estudos indicam que a SPD gera uma fragmentação da microestrutura, criando contornos de grãos que estão fora do estado de equilíbrio e que, após o aquecimento, atingem o estado estabilizado de contornos de alto ângulo (AZUSHIMA, 2008).

Iwahashi et al. (1998) apresenta em seu trabalho uma explicação sobre a formação de grãos ultrafinos em alumínio puro através da intersecção de bandas de deformação durante o ECAP. No trabalho, é mostrada a formação de grãos alongados com alta densidade de discordâncias após o primeiro processamento. Durante o segundo passe, bandas de deformação geradas se cruzam com os grãos alongados previamente formados, fragmentando-os em subgrãos menores.

Na mesma linha, Kawasaki et al (2009) apresenta em seu trabalho, onde alumínio puro foi submetido a vários passes de ECAP, que o aumento do número de passes gera uma progressiva redução no tamanho dos grãos e os torna mais equiaxiais. Nos primeiros passes, a microestrutura é dominada por grãos com contornos de baixo ângulo. Entretanto, com o aumento do número de passes, ocorre uma progressiva transição para uma estrutura mais equiaxial, acompanhada por um

aumento da fração de contornos de alto ângulo. Em ambos os trabalhos, foi observado um refinamento mais significativo nas fases iniciais da deformação, seguido por uma estabilização, onde os grãos atingem um tamanho ideal.

Taxas de deformação mais altas e temperaturas mais baixas aumentam a tensão no sistema, resultando em um tamanho de grão menor. Dessa forma, trabalhos têm sido desenvolvidos na utilização da SPD em temperaturas criogênicas, resultando em um refino além dos valores obtidos em temperaturas ambientes e taxas de deformação convencionais (NEWKIRK et al, 2003)

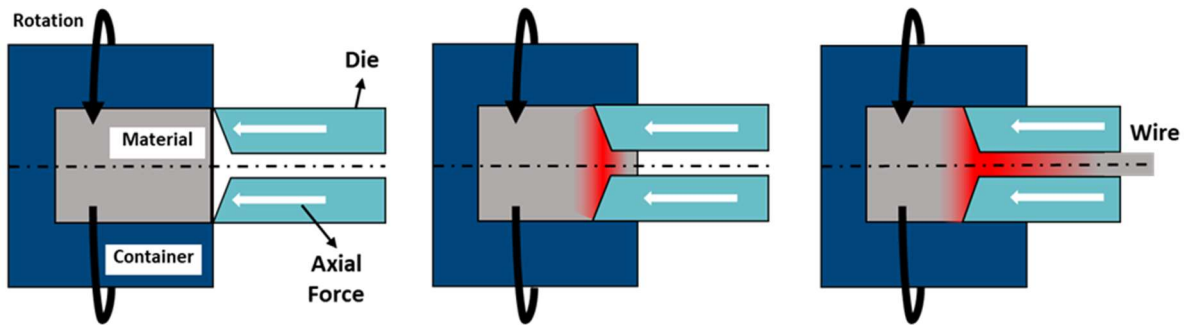
Trabalhos realizados com aço ferrítico multiaxialmente prensado (Sakai et al, 2008) e a liga AA7075 (Sitdikov, 2005) propõem que a fragmentação dos grãos na SPD é gerada pela formação de microbandas de cisalhamento no material. Durante as primeiras prensagens, microbandas são formadas dentro dos grãos. Em seguida, durante as deformações subsequentes (em diferentes direções), microbandas interseccionadas são formadas, gerando a formação de novos grãos com contornos de alto ângulo nessas interseções.

2.6 EXTRUSÃO POR FRICÇÃO

A extrusão por fricção (FE) é um processo de estado sólido que permite a consolidação e extrusão de materiais em diversos formatos, como fios, barras e perfis vazados. O princípio da FE é semelhante da FSW/P, com a utilização de uma ferramenta não consumível que promove uma deformação plástica severa (SPD), gerando assim calor através do atrito e das altas taxas de cisalhamento, viabilizando a consolidação e extrusão do material.

Estudos anteriores demonstram que com o uso da FE é possível extrudar materiais a partir das mais variadas naturezas como materiais sólidos, cavacos e pós (Li. Et al., 2016). A Fig. 7 ilustra o processo, que consiste no uso de uma matriz não consumível que avança com uma força axial em direção a um container em rotação. O calor gerado pelo atrito, aliado à intensa deformação plástica, proporciona as condições necessárias para a consolidação e extrusão de materiais com estruturas refinadas, morfologia de grãos aprimorada e com ganho de propriedade mecânicas, como maior resistência a tração e ductilidade (Suhuddin, 2023).

Figura 7 - Representação esquemática do processo de extrusão por fricção, com o recipiente rotativo e o suporte da matriz. As regiões em vermelho representam o calor proveniente do atrito.



Fonte: Próprio autor

O processo de extrusão consiste na rotação de um recipiente contendo a matéria-prima a ser processada, enquanto um suporte com uma matriz avança em sua direção, comprimindo o material de alimentação. Quando a superfície da matriz entra em contato com o material, ocorre uma deformação plástica induzida, e o atrito gerado nesse contato produz calor, amolecendo o material. Assim, o material já plastificado é forçado a passar pelo orifício da matriz, adquirindo o formato correspondente ao dessa abertura. A extrusão por fricção se destaca por sua versatilidade, permitindo o processamento de materiais em diferentes formatos a partir de diversas matérias-primas, como tarugos, cavacos e pós (Suhuddin, 2023).

Esse método é reconhecido por sua alta eficiência energética, uma vez que não exige aquecimento externo e opera com uma força de extrusão relativamente baixa, resultando na obtenção de extrudados de elevada qualidade (Suhuddin, 2023). Além disso, a extrusão por fricção tem grande potencial para a produção de materiais avançados com propriedades aprimoradas, como ligas leves que apresentam excelente desempenho mecânico (Kalsar, et al., 2022) e alta condutividade elétrica (Li et al., 2021)

Outra característica relevante desse processo é sua capacidade de transformar cavacos e limalhas metálicas em novos produtos, permitindo a reciclagem de resíduos gerados em processos de usinagem. Essa particularidade torna a extrusão por fricção uma alternativa sustentável e ecologicamente viável, contribuindo

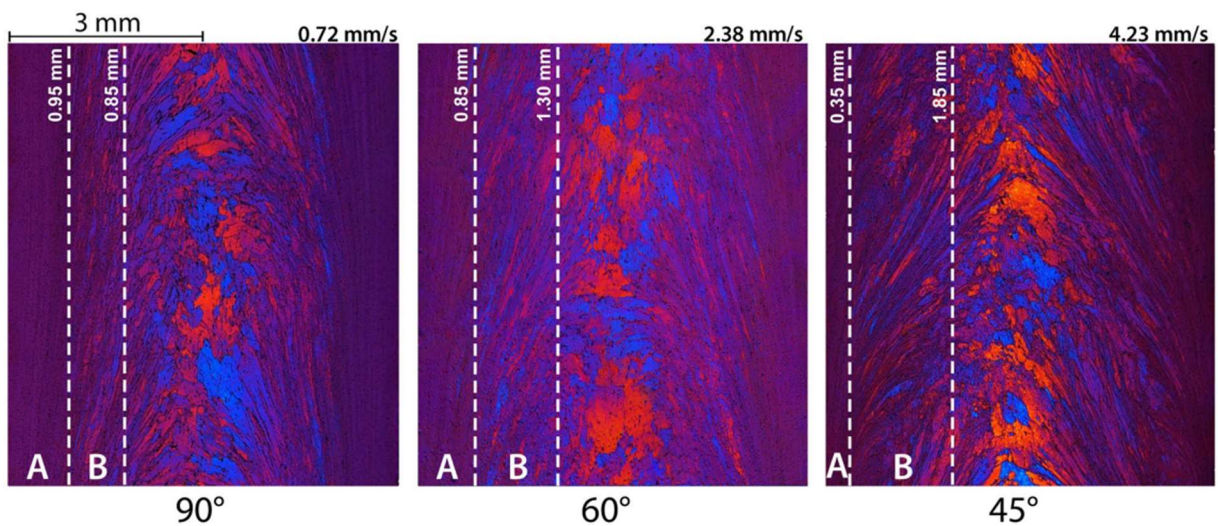
para a redução do desperdício de materiais e para a otimização dos recursos na indústria (Suhuddin, 2023).

2.6.1 – Efeitos dos parâmetros do processo

Para induzir corretamente o efeito de recristalização dinâmica por meio da combinação entre atrito e calor, promovendo o refino da microestrutura e o endurecimento da liga, é essencial ajustar adequadamente os parâmetros do processo. No caso do processo de extrusão por fricção, os fatores mais determinantes são a força de extrusão, a rotação da ferramenta e o ângulo da matriz.

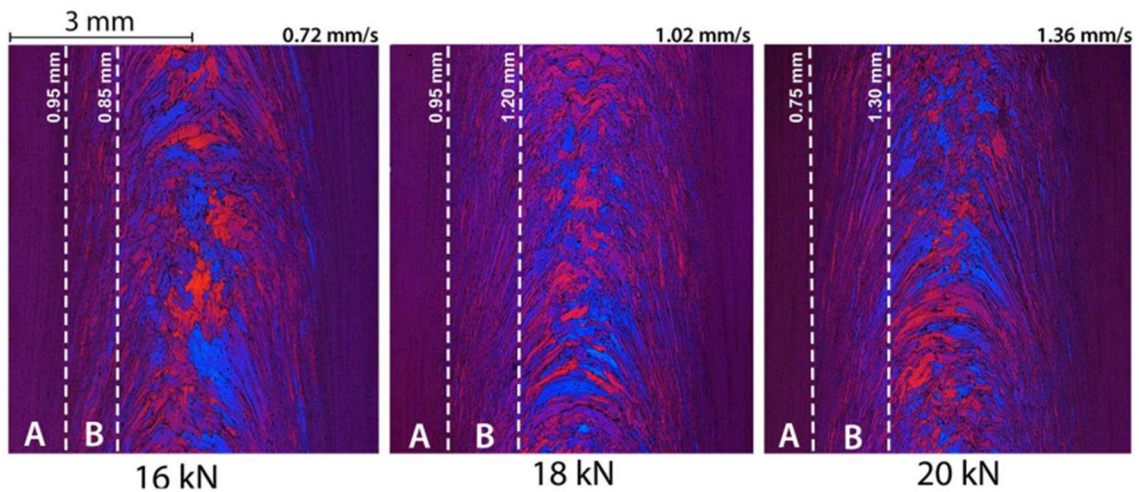
A influência desses parâmetros pode ser observada, por exemplo, na microestrutura do extrudado de AA7075-T651 (Al-5,8%Zn-2,3%Mg-2,0%Cu), conforme a variação do ângulo da matriz sob a mesma força de aplicação (Figura 7), bem como pela modificação da força mantendo o ângulo constante (Figura 8) (Halak et al., 2022).

Figura 8 - Microestruturas de um extrudado AA7075-T651 extrudadas a uma força constante de 16kN variando a angulação da matriz de 90°C até 45°C e com velocidade de rotação constante de 300 min⁻¹



Fonte: Halak et al., 2022.

Figura 9 - Microestruturas de um extrudado AA7075-T651 a partir de uma matriz de 90° variando a força de extrusão de 16kN até 20kN e com velocidade de rotação constante de 300 min⁻¹.



Fonte: Halak et al., 2022.

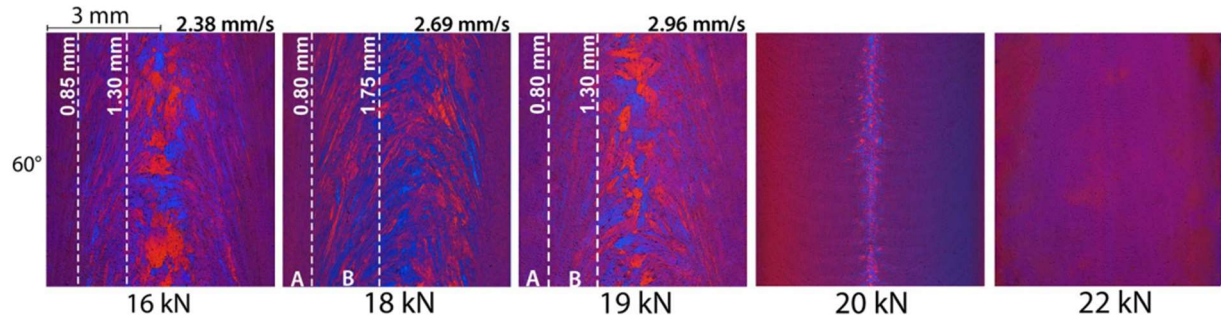
Ao analisar a Figura 7, verifica-se que a utilização de um ângulo de matriz mais agudo reduz o refinamento de grãos nas extremidades da seção longitudinal do fio (regiões A e B). Isso ocorre porque um ângulo menor impõe menor deformação ao material durante a extrusão, uma vez que a entrada do material no orifício de extrusão se torna mais suave. Como a recristalização dinâmica é impulsionada pela energia armazenada nos defeitos cristalinos gerados pela deformação, a sua efetividade tende a ser menor nesse cenário (Halak et al., 2022).

Já na Figura 9, observa-se que, para uma matriz com ângulo de 90° , o aumento da força de extrusão resulta em um menor refinamento da microestrutura, especialmente nas extremidades da seção longitudinal do fio. Isso se deve ao fato de que forças excessivas podem comprometer a recristalização dinâmica, pois reduzem a quantidade de energia armazenada sob a forma de defeitos cristalinos induzidos por deformação. Além disso, taxas de extrusão mais altas, decorrentes do aumento da força aplicada, reduzem o tempo de processamento, o que também pode influenciar o comportamento microestrutural (Halak et al., 2022).

Dessa forma, para alcançar uma microestrutura ultra-refinada, é necessário um equilíbrio entre os parâmetros do processo. O ideal é combinar uma força suficientemente elevada com um ângulo relativamente pequeno, conforme ilustrado na Figura 10. Essa abordagem permite mitigar os efeitos adversos do aumento da força de extrusão, garantindo uma introdução significativa de defeitos cristalinos por

deformação, o que favorece elevados níveis de recristalização dinâmica e, conseqüentemente, o refinamento da microestrutura (Halak et al., 2022).

Figura 10 - Microestruturas de um extrudado AA7075-t651 a partir de uma matriz de 60° variando a força de extrusão de 16kN até 22kN e com velocidade de rotação constante de 300 min⁻¹.



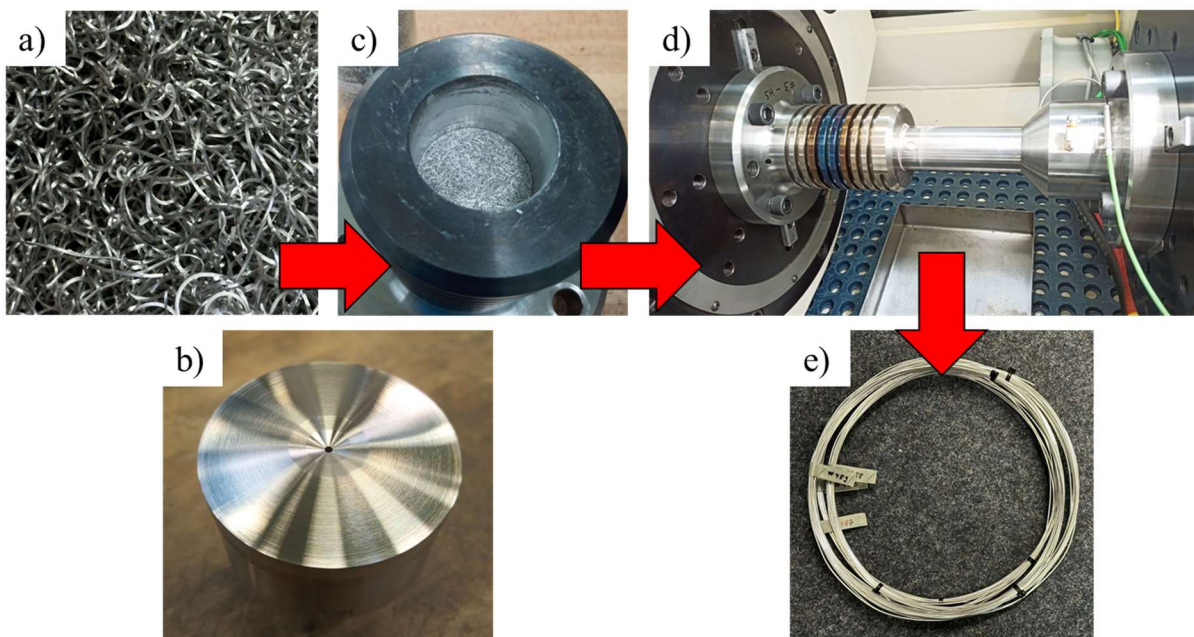
Fonte: Halak et al., 2022.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL BASE

O material base empregado no processo de extrusão foi a liga AA6082 (0.76% Mg, 1.0%Si, 0.56% Mn, 0.022% Cu, 0.16%Fe) (MRÓWKA-NOWOTNIK, 2018) na forma de cavacos. Os cavacos utilizados no processo foram obtidos através da usinagem de um tarugo de AA6082 (Fig. 11 a), que para evitar a presença de impurezas, teve a sua camada superficial previamente removida e a sua usinagem feita sem o emprego de lubrificantes. A escolha do material se deu devido ao seu amplo emprego na extrusão convencional, portanto, com uma alta conformabilidade e extrudabilidade previamente conhecida. Os cavacos foram compactados dentro do contêiner (Fig. 11 c) com auxílio de uma prensa hidráulica e posteriormente o contêiner foi instalado na máquina de extrusão e foi compactado, sem o uso de rotação com uma força final de 400 kN. As dimensões finais do material de alimentação preparado foram de 50 mm de diâmetro e 91.7mm de comprimento, resultando em uma densidade inicial de 1.67 g/cm³ ou 61.7%.

Figura 11 - Visão geral esquemática das etapas do processo de extrusão por fricção. (a) Cavacos após a usinagem; (b) matriz; (c) Cavacos compactados no recipiente antes da extrusão. (d) componentes da máquina de extrusão e (e) Arames extrudados por fricção.



Fonte: Próprio autor

3.2 PROCESSAMENTO

No processamento, foi utilizado uma máquina de extrusão por fricção dedicada modelo FE-100, desenvolvida pela Bond Technologies, nos Estados Unidos (Fig. 12). As máquinas da série FE são as primeiras desenvolvidas especificamente para o processo de extrusão por fricção, sendo a FE100 capaz de aplicar uma força máxima de 1000 kN, com um torque máximo de até 3561 Nm, além de permitir o deslocamento do suporte da matriz de até 508 mm. A caixa de transmissão de duas velocidades permite que a máquina opere em dois regimes diferentes, proporcionando maior flexibilidade ao processo. Além disso, a máquina coleta dados a uma taxa de amostragem de até 1200 Hz, com um mínimo de 10 Hz, o que permite monitorar e registrar o desempenho do processo em tempo real com alta precisão (Bond Technologies, 2024).

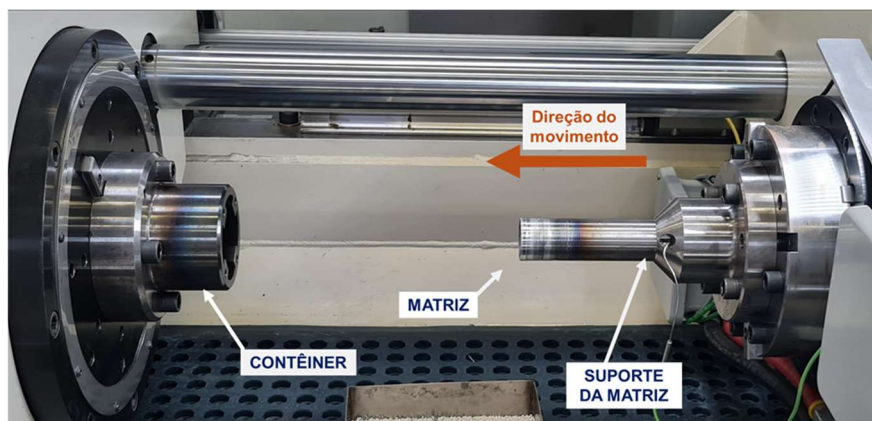
Figura 12 - Extrusora dedicada FE-100 Bond Technologies.



Fonte: Helmholtz-Zentrum Hereon (2024)

A máquina utiliza um contêiner, que descreve um movimento rotacional em torno do próprio eixo central, feito de X40CrMoV5-1 com um diâmetro interno de 50 mm. Além disso a máquina está equipada com um suporte, onde uma matriz com o diâmetro do perfil de 1.5 mm e com uma região de entrada angular em duas etapas e um comprimento de mancal cilíndrico de 2,5 mm (Fig.11 - b), resultando em uma taxa de extrusão teórica de 1111. Para a medição da temperatura, foi utilizado um termopar instalado 1 mm atrás da superfície da matriz em um raio de 16,25 mm.

Figura 13 - Parte interna da máquina da extrusora FE-100, com os componentes indicados.



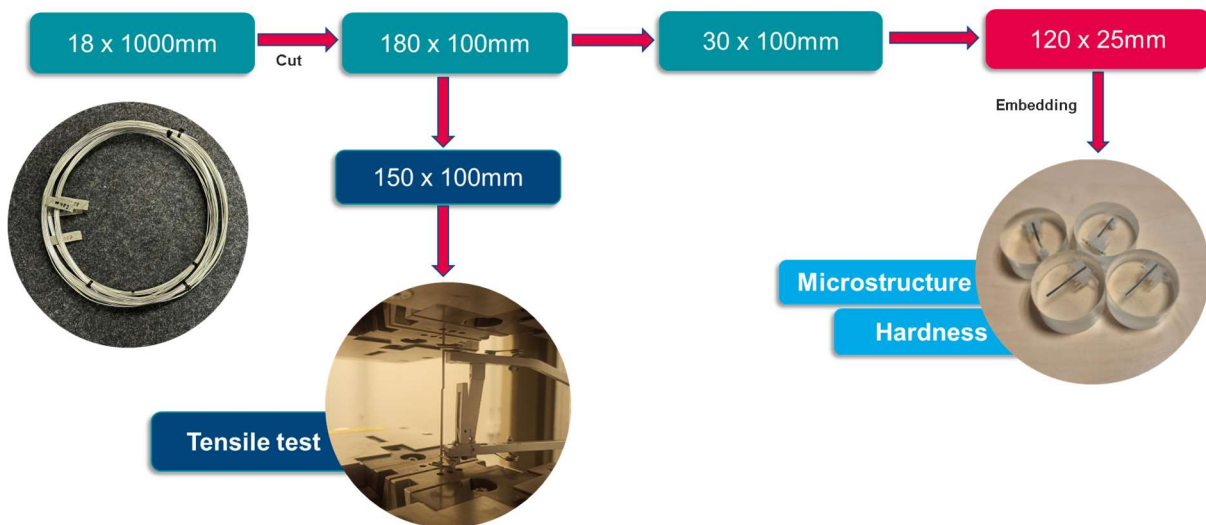
Fonte: Próprio autor

Os parâmetros de controle de processamento foram definidos para uma força axial de 400 kN e uma rotação de 300 rpm. Para garantir um primeiro contato entre a matriz e a matéria prima base, permitindo a geração de calor durante o processo devido ao atrito e evitando picos de torque, a matriz se aproxima do material de alimentação com uma força controlada igual à 50 kN. Após a etapa de pré-aquecimento sob a carga reduzida, e acima de 350°C, a força é aumentada gradualmente ao longo de 10 segundos para o início da extrusão.

3.3 ANÁLISE

Após o processamento, foram obtidos 18,7 metros de um arame com 1,5 mm de diâmetro. O arame foi então cortado para a obtenção das amostras, sendo elas identificadas e separadas para suas respectivas análises. Primeiramente, o arame foi cortado em segmentos menores de 1 metro cada, identificados e separados. Posteriormente, cada metro foi seccionado em 10 segmentos menores de 100 mm cada. Dentre as 10 partes obtidas, 8 foram separadas para os ensaios de tração e as 2 restantes para análises metalográficas e de dureza. Para auxiliar na compreensão das etapas de corte e separação das amostras, observe a Fig. 14, que apresenta um breve fluxograma das etapas e finalidades das amostras.

Figura 14 - Fluxograma das etapas de corte e separação das amostras e os seus respectivos usos.



Fonte: Próprio autor

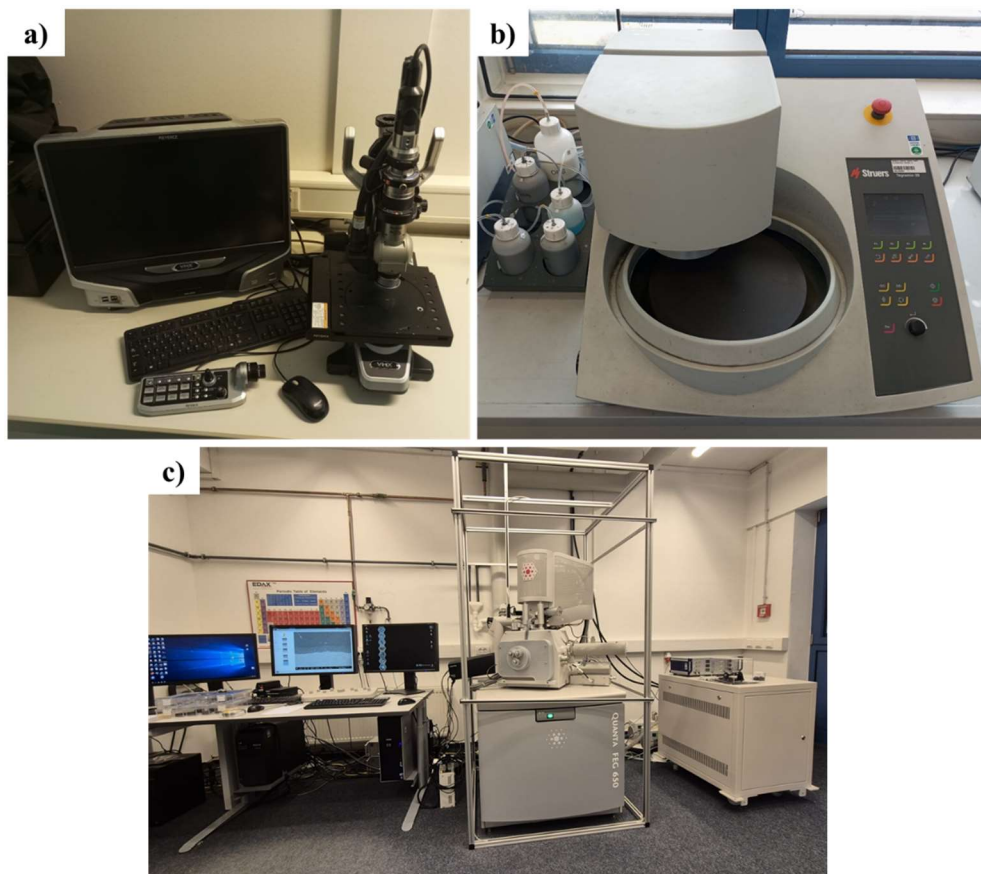
3.3.1 Caracterização Metalográfica

A partir dos segmentos cortados e separados para a análise metalográfica, os arames de 100 mm foram novamente seccionados em 4 partes com 25 mm de comprimento cada. Esses arames foram embutidos a frio no sentido longitudinal utilizando a resina DEMOTEC 20. Posteriormente, foram lixados sequencialmente com lixas de granulação 800, 1200, 2000 e 4000 até atingir a superfície do plano central do arame. Em seguida, as amostras foram polidas em suspensão de diamante de 3 μm e 1 μm , com a etapa final sendo o polimento com o emprego de suspensão coloidal (OPS 0,4 μm). As etapas de lixamento e polimento foram realizadas no equipamento Tegramin 30 – Struers (Fig. 15 b) de acordo com as especificações do fabricante. Para a revelação da microestrutura, foi realizada um ataque químico eletrolítico com o emprego da solução Barker (200 ml de HBF₄ a 32% em 800 ml de água destilada), aplicando uma tensão de 15 volts durante 120 segundos. Esse ataque químico foi escolhido por proporcionar um contraste superior entre as fases e constituintes do material, além de permitir um controle mais preciso sobre a

intensidade do ataque. Este método é particularmente eficaz para materiais sensíveis a condições específicas de ataque, como o alumínio.

As imagens da microestrutura foram obtidas com o uso do microscópio digital VHX-6000 (Keyence, Germany) (Fig. 15 a). Foram obtidas imagens da superfície das amostras. Para uma análise mais detalhada e completa da superfície longitudinal das amostras, imagens da região central e próxima das bordas foram coletadas via “FEI Quanta 650 scanning electron microscope (SEM)” (Microscópio eletrônico de varredura – MEV), além de imagens da superfície de fratura.

Figura 15 - (a) Microscópio ótico VHX-6000, Keyence, Alemanha); (b) Politrix Tegramin 30 – Struers; (c) Microscópio Elêtrônico de Varredura FEI Quanta 650 Scanning Electron Microscope (MEV).



Fonte: Próprio autor.

3.3.2 Caracterização Mecânica

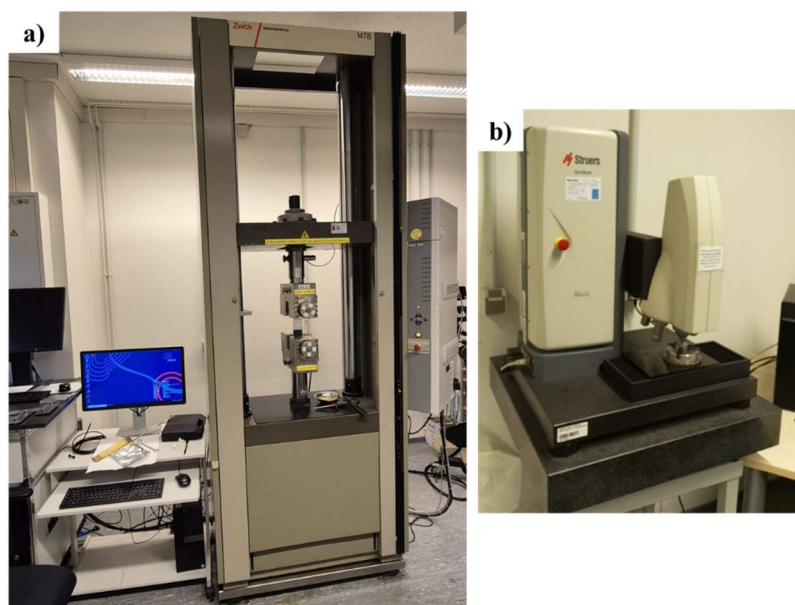
Para a caracterização mecânica das amostras, foram realizados ensaios de tração e dureza, a fim de mapear as propriedades ao longo de todo o comprimento do arame. Para o ensaio mecânico, as amostras de 100 mm foram colocadas em uma máquina de ensaio universal (ZwickRoell Universal) (Fig. 16 a) com os parâmetros de

20 N de pré-carga e 120mm/min de velocidade. A deformação do corpo de prova foi obtida com o emprego de um extensômetro. Foram considerados apenas os dados dos ensaios de tração nos quais o rompimento se deu dentro do intervalo do extensômetro, garantindo a confiabilidade dos resultados. Os ensaios de micro dureza foram realizados no equipamento automatizado DuraScan 70 G5 (Struers GmbH, Germany) apresentado na figura 16 (b), em conformidade com a norma DIN EN ISO 6507-1 (VICKERS-TEIL, 2018). Foi utilizado um indentador de diamante com geometria piramidal de 136°, aplicando uma carga de 1,961 N (HV 0.2). A dureza foi calculada de acordo com a equação 3, apresentada a seguir.

$$HV = \frac{2F \times \sin\frac{136^\circ}{2}}{d^2} \approx 0.189 \times \frac{F}{d^2} \quad (3)$$

Para garantir uma superfície sem rugosidade e plana, adequada para a realização do ensaio de dureza, as amostras utilizadas foram preparadas por meio de lixamento utilizando as ligas 320, 800, 1200, 2000 e 4000 até atingirem a região do plano central no sentido longitudinal do arame. Em seguida foi polida com solução de diamante de 1 µm no equipamento Struers Tegramin 30 (Fig. 15 b). O polimento possibilitou que as amostras estivessem em condições adequadas para a obtenção de resultados confiáveis durante os ensaios de dureza.

Figura 16 - Máquina de ensaio universal (ZwickRoell Universal); (b) DuraScan 70 G5 Struers GmbH.



Fonte: Próprio autor.

3.3.3 Análise dos resultados

Para a análise, os dados de processamento foram recolhidos a partir das respostas da máquina, com foco na temperatura, velocidade e torque. Para facilitar a compreensão e visualização dos dados primários, os resultados foram divididos em três grupo: Segmentos I (1m – 10m), II (10m – 15m) e III (15m -18m), com base na qualidade da superfície das amostras. Para comparar os resultados dos ensaios de tração e dureza com os parâmetros de resposta do processo, foi necessário converter o tempo de extrusão em comprimento do extrudado, permitindo a análise da variação dos parâmetros em relação às propriedades mecânicas. A conversão segue:

$$W1 = \gamma \times Er \times \Delta TSp \quad (4)$$

onde W1 é o comprimento do fio, Er é a taxa de extrusão, ΔTSp é o deslocamento da matriz, e γ é um fator de correção. O fator γ considera a formação de rebarbas e a consolidação incompleta do material de alimentação no recipiente. Com um comprimento final do fio de 18,7 metros (W1), uma taxa de extrusão (Er) de 1111 e um deslocamento final da matriz (ΔTSp) de 34,62 mm, foi obtido um valor aproximado de 0,4862 para γ . Este valor foi então aplicado aos deslocamentos intermediários da matriz para estimar os comprimentos correspondentes do extrudado em todos os pontos.

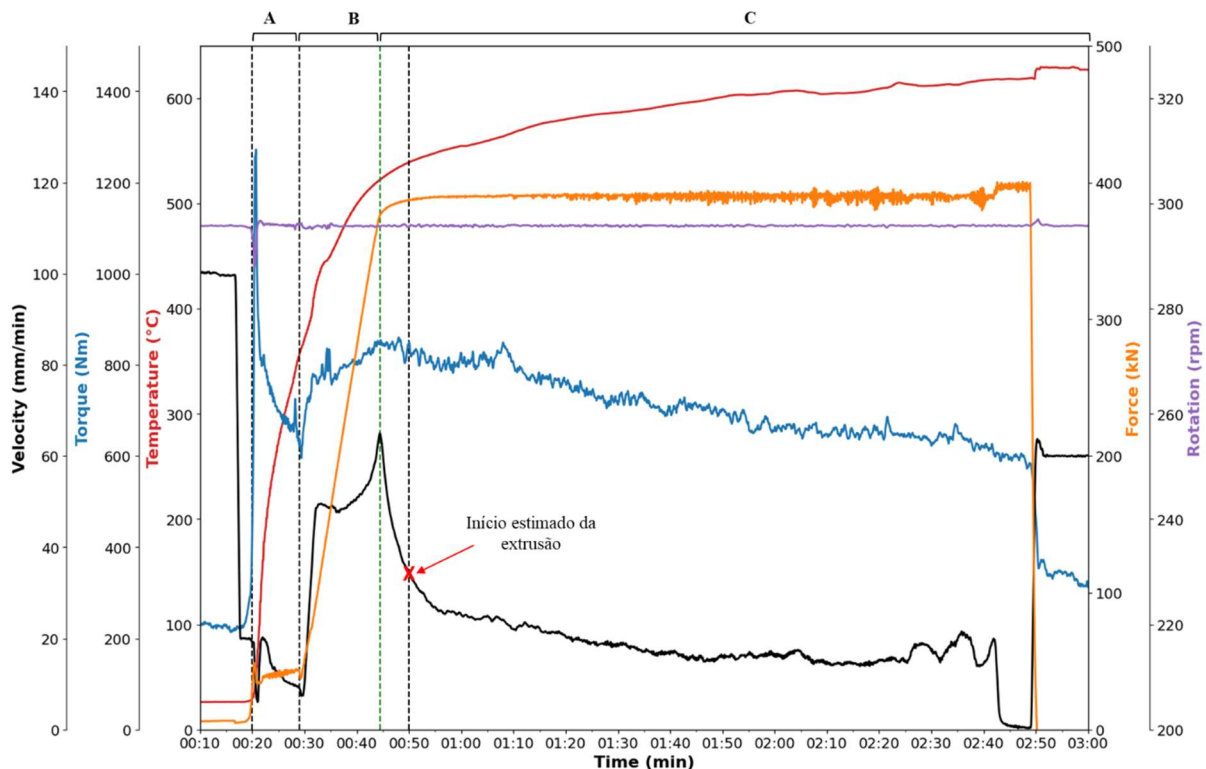
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 COMPORTAMENTO DO PROCESSO

Para limitar a variação dos parâmetros do processo, a força e a rotação foram mantidas constantes. Todo o processo teve duração de aproximadamente 3 minutos. Os dados de resposta da máquina e os parâmetros do processo ao longo do tempo estão apresentados na Figura 17. Durante a extrusão dos fios, o contato entre a matriz e o material de alimentação ocorreu após 20 segundos. Após o contato entre as interfaces, o atrito gerado entre elas forneceu calor ao sistema, caracterizado pelo aumento da temperatura. Essa etapa é chamada de pré-aquecimento (Fig. 17 - A) e se estende até os 29 segundos, quando se inicia a fase de ramping (Fig. 17 - B).

Nesta fase, mesmo com o pré-aquecimento, a temperatura do sistema proporcionada por altas taxas de cisalhamento e atrito ainda não é suficiente para consolidar totalmente o material de alimentação.

Figura 17 - Curvas dos parâmetros do processo obtidas através da resposta da máquina. Os eixos foram ajustados para melhor representar o comportamento dos parâmetros. A - Etapa de pré-aquecimento, B - Etapa de Ramping, C - Etapa de extrusão. Linha pontilhada verde o início da extrusão segundo os parâmetros da máquina, o ponto em vermelho é início estimado da extrusão.



Fonte: Próprio autor

Durante a fase de rampa, é possível observar um aumento na força e uma alteração na velocidade, com um aumento constante até cerca de 38 segundos, seguido por um comportamento não linear, indicando maior resistência devido à maior compactação do material de alimentação, o que, em um processo de extrusão por fricção de tarugos, caracterizaria o início da extrusão. No entanto, como envolve cavacos, o momento exato do início da extrusão é um pouco impreciso, mesmo com a configuração dos parâmetros das etapas anteriores. Apesar disso, o processo de extrusão é caracterizado por uma estabilização da força e certa linearidade na velocidade, tornando possível estimar o início da extrusão próximo aos 50 segundos (Fig. 17 - C), quando a temperatura começa a apresentar um comportamento assintótico (Rath, 2022). O processo de extrusão continua até aproximadamente 2 minutos e 50 segundos, no entanto, o material provavelmente foi totalmente

extrudado quando a velocidade caiu para quase zero, por volta de 2 minutos e 44 segundos.

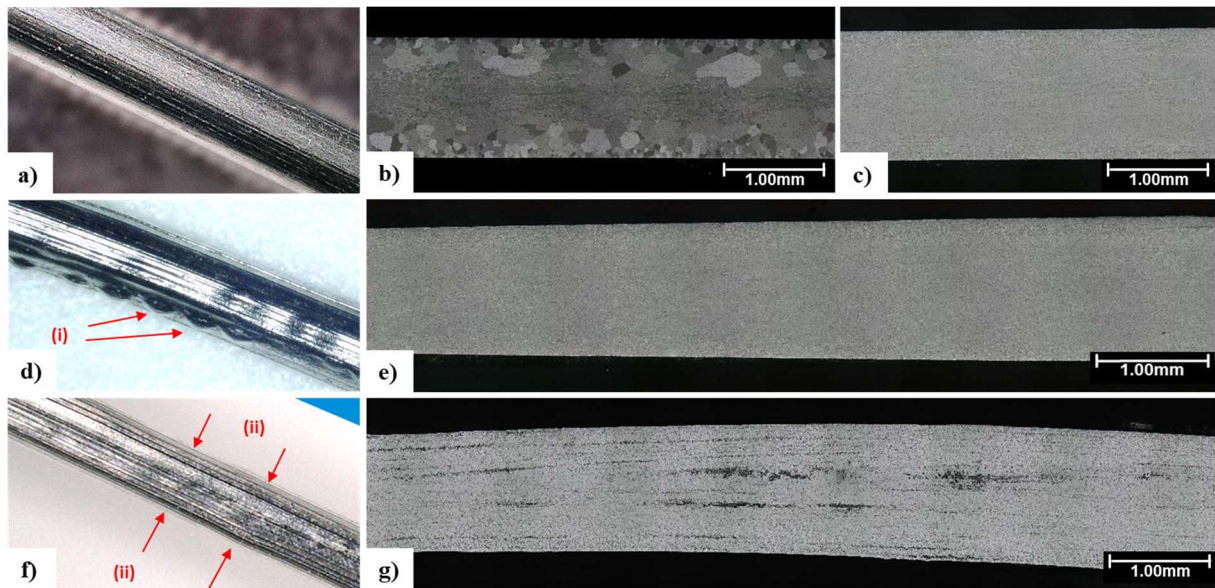
A temperatura durante a extrusão atingiu valores dentro do intervalo de temperatura de fusão do material (580°C – 650°C) (Buffa et al., 2024). Entretanto, durante a passagem do material pela matriz, o calor no sistema de interface entre a matriz e o material de alimentação é transportado para fora do sistema pelo fio extrudado, fazendo com que o material aquecido e plastificado transfira o calor, reduzindo a temperatura do sistema e, assim, mantendo-o estabilizado. O extrudado, assim que entra em contato com o ar fora do sistema, sofre um rápido resfriamento, isso ocorre devido a sua fina espessura que pode proporcionar uma espécie de têmpera, já que as taxas de resfriamento são extremamente altas para o fio em questão.

4.2 MICROESTRUTURA

O fio extrudado, de maneira geral, apresentou uma certa homogeneidade em sua microestrutura, principalmente após o quinto metro de extrudado, no entanto ainda há certas variações que valem ser pontuadas. Por outro lado, a superfície apresentou uma variação e aparição de semiesferas que posteriormente deram lugares a rugosidades e variações na espessura do extrudado.

As imagens coletadas da superfície do fio e a metalografia das amostras revelaram variações na microestrutura ao longo do extrudado, com um aumento na presença de defeitos na superfície do fio a partir do segmento II. Ao longo de seu comprimento, o segmento II apresentou formas similares a semiesferas (i) na superfície, conforme mostrado na Fig. 18(d). Posteriormente, no segmento III, as semiesferas deram lugar a variações de diâmetro no fio (ii), formando irregularidades na superfície, como mostrado na Fig. 18(f).

Figura 18 – Imagens obtidas por microscopia ótica do Segmento I: (a) Superfície, (b) metalografia até o 5º metro, (c) metalografia (após o 5º metro até o 10º metro). Segmento II: (d) superfície, (e) metalografia. Segmento III: (f) superfície, (g) metalografia.



Fonte: Próprio Autor

As semiesferas presentes ao longo do segmento II, descreveram um direcionamento em espiral ao redor da superfície do extrudado, indicando que a sua aparição tem relação com fluxo do material, ou com o perfil de saída da matriz, podendo estar relacionados com a presença de pequenas partículas no orifício de saída.

Além das imagens de superfícies apresentadas na Fig. 18, foi realizada a análise metalográfica das amostras. O crescimento anormal dos grãos, evidente na imagem da amostra do segmento I (Fig. 18 b), foi observado até os 5 metros do extrudado, com refino dos grãos nas regiões mais próximas ao centro. Após essa seção, foi encontrada uma microestrutura refinada e homogênea até os 10 metros. O segmento II, embora também apresentasse uma microestrutura refinada e homogênea, mostrou a presença de defeitos como pequenos poros. Por outro lado, após análises detalhadas, foi identificada uma presença significativa de defeitos, como fissuras orientadas ao longo da direção da extrusão, nas amostras do segmento III, conforme evidenciado na Fig. 18.

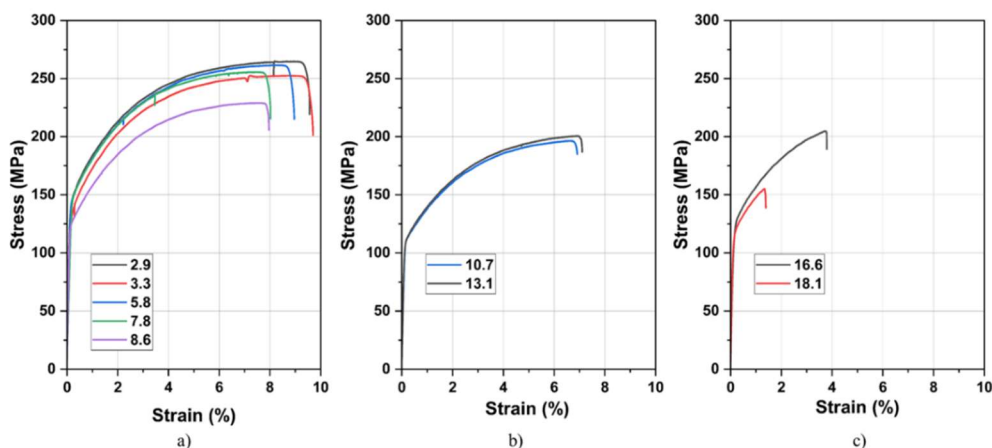
O crescimento anormal de grãos nos primeiros 5 metros pode estar relacionado com a presença de pequenas partículas ou com a textura induzida pelo processo (Newkirk, 2003). Suhuddin et al. 2023, apresentou em seu trabalho resultados de arames extrudados por fricção que apresentaram texturas fortes e

fracas ao longo do extrudados, sendo diretamente afetados pela temperatura e velocidade de extrusão, essa textura pode atuar como uma indutora do crescimento anormal de grãos. Em ligas de alumínio onde há a presença de uma textura cristalográfica forte, em combinação com componente texturas mais fracas podem induzir o crescimento anômalo de grãos, já que os grãos orientados a textura forte tendem a ser circundados por limites de baixo ângulo, que possuem menor mobilidade, dificultando o seu crescimento (NEWKIRK, 2003). Por outro lado, grãos orientados em componentes texturas mais fracas são, comumente, delimitadas por limites de alto ângulo, que possuem uma alta mobilidade. Nessas condições esses grãos podem crescer rapidamente, consumindo a matriz circundante e resultando em um crescimento anômalo (HUANG; LOGÉ, 2016).

4.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os ensaios de tração foram realizados em amostras dos Segmentos I, II e III. Conforme mostrado na Fig. 19(a), o Segmento I exibiu propriedades superiores, com baixa variabilidade na resistência à tração e ductilidade, alcançando valores acima de 250 Mpa e 9% para UTS e alongamento, respectivamente. O segmento II demonstrou um declínio nas propriedades mecânicas em comparação com o Segmento I. Por outro lado, a curva do Segmento III mostrou uma degradação significativa no UTS e no alongamento. As quedas nas propriedades mecânicas observadas nas três curvas sugerem que isso seja resultado dos efeitos do aumento na presença de defeitos nas propriedades mecânicas do extrudado.

Figura 19 – Curvas de engenharia (tensão x deformação) obtidas a partir do ensaio de tração de amostras de cada segmento. (a) segmento I; (b) segmento II; (c) segmento III.



Fonte: Próprio autor.

Para efeito de comparação, a tabela 1, apresenta valores de propriedades mecânicas de produtos da liga AA6082 (O, T4 e T6) e os arames extrudados, nos três segmentos. É possível observar que as propriedades do segmento I atingiram valores comparáveis ao do tratamento T4, algo já comentado por Buffa et al. (2024) em seu trabalho o autor associa essa semelhança ao aumento da temperatura durante o processo, o que poderia gerar uma espécie de “envelhecimento artificial” no extrudado.

Tabela 1 – Tabela com valores comparativos das propriedades mecânicas de extrudados da liga AA6082, da forma convencional e extrudados por fricção.

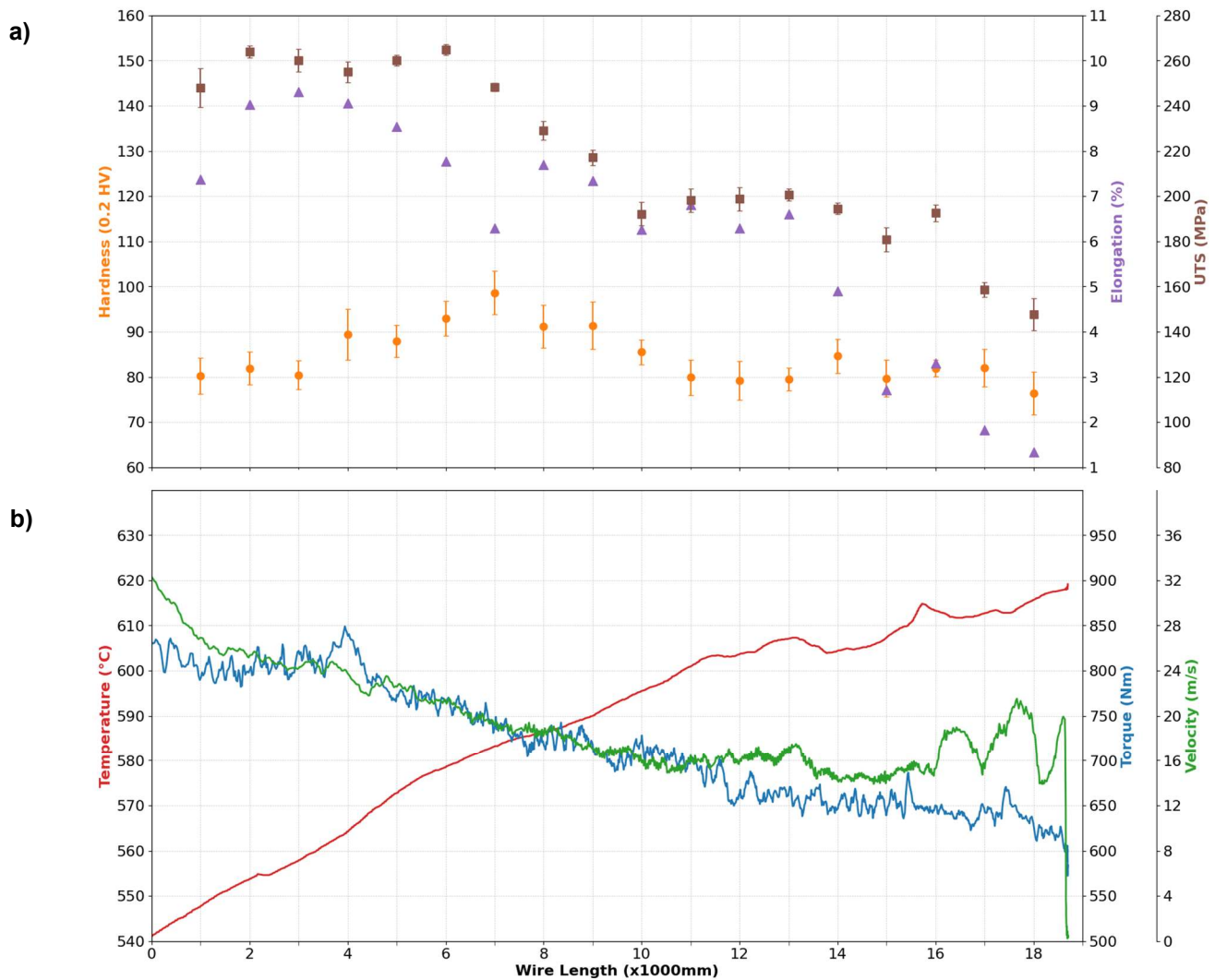
AA6082	Tratamento			Extrudado por FE		
	O	T4	T6	I	II	III
Propriedades						
UTS (MPa)	130 - 140	200 - 230	290 - 330	220 - 265	180 - 200	150 - 210
YS (MPa)	85	120	260	130 - 150	100 - 120	110 - 130
Alongamento (%)	18 - 27	14 - 16	9.8	7.5 - 9.5	6.5 - 7.5	1.5 - 4.0

Fonte: Adaptado de MAKEITFROM (2025) e Buffa et al. (2024)

No entanto, como vimos anteriormente na Fig. 18, o aumento de defeitos ao longo do extrudado e o decréscimo das propriedades mecânicas estão relacionadas, o grande aumento de vazios, trincas e defeitos atuam como agentes fragilizantes no comportamento do extrudado. Os valores obtidos para o segmento II e III, mostra valores que sobrepõem os encontrados nas condições O e T4, exceto pelo alongamento, este que é significativamente menor nos extrudados por FE

As variações nos valores médios obtidos nos testes de tração e dureza estão ilustradas na Fig. 20. A resposta dos parâmetros da máquina mostrou variação significativa do início ao fim do processo, conforme mostrado na Fig. 20 (b). A velocidade e o torque diminuíram, enquanto a temperatura apresentou um aumento quase assintótico, variando de 540°C a 620°C.

Figura 20 – (a) Diagrama das propriedades mecânicas; (b) Curvas dos parâmetros de processamento ao longo do comprimento do fio.

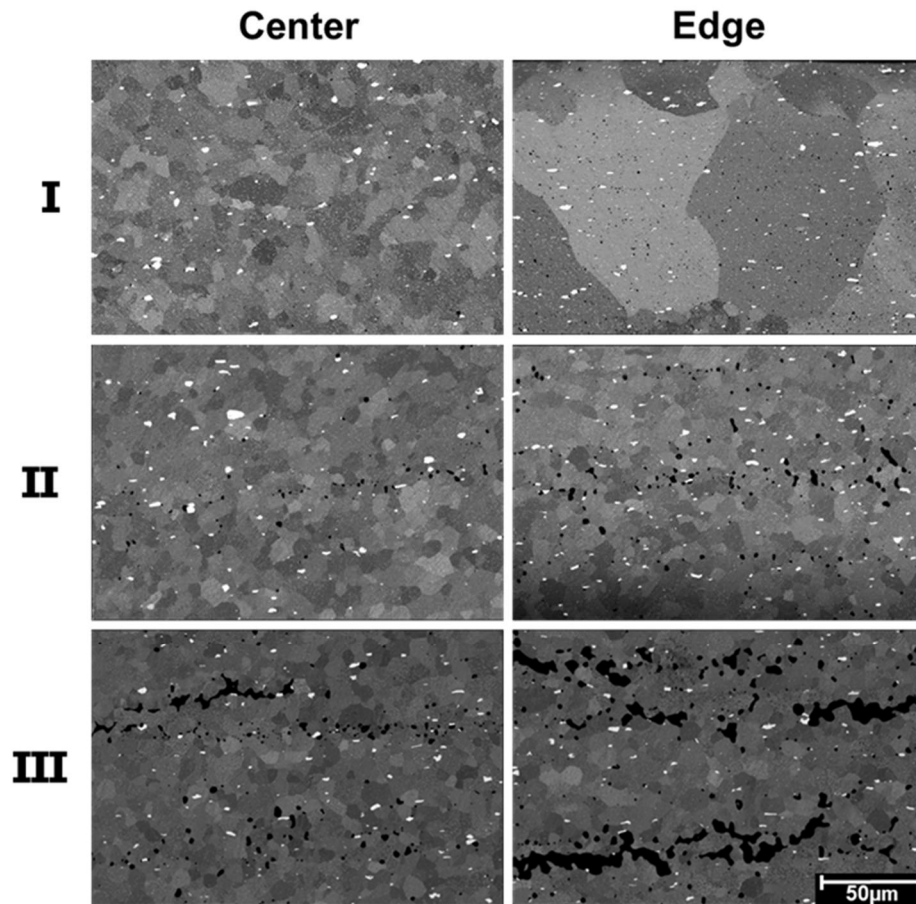


Fonte: Próprio autor.

Os valores de UTS e alongamento são ótimos nos primeiros 8 metros do extrudado. Após uma queda, os valores de UTS estabilizaram em torno de 200 Mpa, mostrando uma leve variação para 160 Mpa após 15 metros de extrusão, seguido por um declínio. Embora o alongamento exiba um comportamento semelhante, seus valores mais altos são encontrados até o sexto metro, seguido por uma breve estabilização até o décimo terceiro seguido de um declínio contínuo, atingindo seu valor mais baixo abaixo de 1,5% aos 18 metros de comprimento de extrusão. A dureza, por outro lado, mostra um comportamento mais constante ao longo do extrudado, com valores variando entre 76 e 98 HV, atingindo um máximo aos 7 metros e depois declinando até estabilizar em um platô após 11 metros.

Os valores de dureza encontrados estavam entre os do material base nos tratamentos T4 e T6, conforme apresentado por Buffa et al. (2024). Apesar dos efeitos de fortalecimento gerados pelo refino de grãos proporcionado pela SPD, em ligas de alumínio endurecidas por precipitação, os precipitados desempenham um papel mais significativo no aumento das propriedades mecânicas. O aumento da temperatura durante o processamento pode, nessa faixa induzir a formação de precipitados com pequena variação no tamanho e densidade, atuando como um tipo de “envelhecimento artificial” e proporcionando um aumento na dureza. A Fig. 18 apresenta imagens da superfície de amostras dos três segmentos, juntamente com sua metalografia. Tanto as imagens de superfície quanto a seção longitudinal mostram um aumento na presença de defeitos (mais evidente no Segmento III). O aumento de defeitos ao longo do extrudado, observado tanto na superfície quanto no interior do fio, explica a queda no UTS e no alongamento, conforme mostrado na Fig. 20(a). Quando comparados aos parâmetros do processo, é evidente que o aumento da temperatura e as mudanças resultantes nas condições locais aumentam o volume total de defeitos no extrudado. A Fig. 21 mostra imagens de MEV das regiões centrais (*Center*) e de borda (*Edge*) do extrudado, onde o refino dos grãos causado pela recristalização dinâmica é evidente, exceto na borda da amostra do Segmento I, onde ocorre crescimento anormal de grãos. Além disso, um aumento na presença de defeitos (regiões escuras) é perceptível à medida que a extrusão avança, com uma área maior afetada próxima às bordas.

Figura 21 – Imagens de MEV da região central e das áreas próximas às bordas das amostras dos três segmentos. As linhas I, II e III correspondem aos segmentos, enquanto as colunas “Center” e “Edge” referem-se às regiões do centro e da borda, respectivamente.



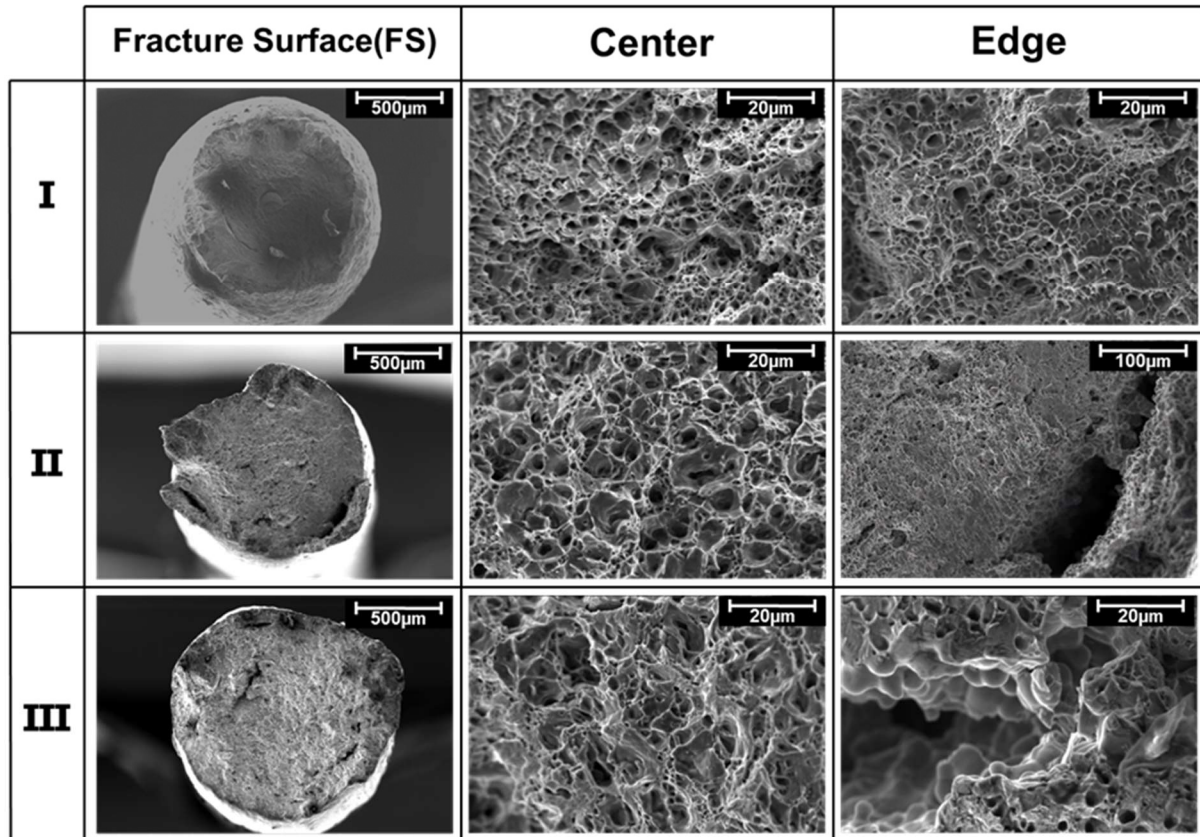
Fonte: Próprio autor.

4.4 ANÁLISE DE FRATURA

Após os testes, foi realizada uma análise da superfície de fratura no MEV. As imagens de MEV mostram que o Segmento I apresentou características predominantemente de fratura dúctil, evidenciadas pelo formato de “copo” e pela presença de dimples na superfície, tanto na região central (*Center*) quanto nas bordas (*Edge*). O segmento II revelou defeitos próximos às bordas e características de fratura mais frágeis em comparação ao Segmento I, embora os dimples ainda sejam visíveis na região central. No segmento III, também foi observada fratura dúctil, mas fortemente influenciada por fissuras e defeitos. A superfície de fratura das bordas (Fig.

22 – Edge III) revelou rugosidade com superfícies lisas, com formatos semelhantes semiesferas, sugerindo a formação de uma fase líquida.

Figura 22 – Visão geral e imagens detalhadas de MEV da superfície de fratura das amostras dos três segmento. As linhas I, II e III referem-se aos segmentos correspondentes dos fios extrudado.



Fonte: Próprio autor.

Quando comparados os resultados dos ensaios mecânicos, das metalografias e da análise da superfície de fratura, pode-se relacionar o decréscimo dos valores de UTS e ductilidade ao aumento de defeitos observados nas imagens obtidas nos microscópios. No entanto, é importante considerar a relação entre o aumento da temperatura e a maior incidência de defeitos no extrudado.

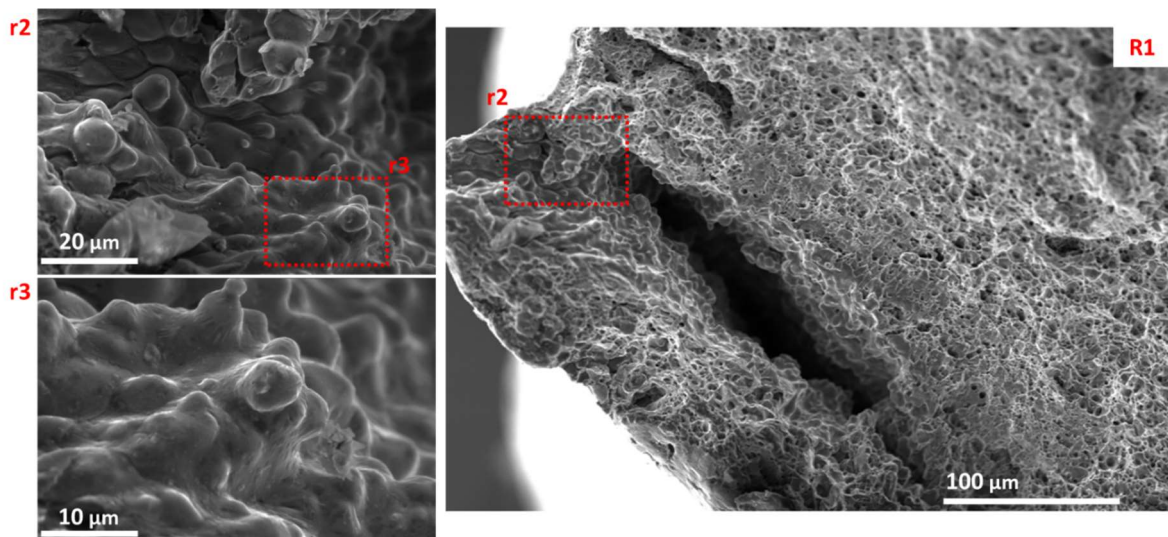
Durante o processamento, segundo os dados de resposta da máquina, a temperatura atingiu valores próximos a 620°C a 1 mm da superfície da interface de contato, ultrapassando a temperatura de fusão da matriz. Esse fator pode ter levado à formação de pequenos pontos de fase líquida dentro do material. Algumas imagens da superfície de fratura obtidas no MEV indicam que essa formação ocorreu a partir do Segmento II do fio extrudado. A Fig. 23 apresenta imagens que mostram a

superfície de um vazio existente nos arames, onde é possível observar a presença de uma região suavizada com contornos arredondados (Fig. 23 r2 e r3), semelhantes a gotículas, sugerindo a formação de uma fase líquida durante o processamento. Essas superfícies indicam a ocorrência de um fluxo viscoso devido à fusão localizada antes da solidificação.

A formação de fase líquida configura-se como uma possível causa do aumento de defeitos no material, visto que, ao longo do processo, a temperatura se eleva, atingindo um platô próximo ao estágio final da extrusão, com valores muito próximos da temperatura de fusão do material. Assim que o material é extrudado e entra em contato com o ar, ele sofre um rápido resfriamento, o que pode contribuir para a formação de vazios.

Apesar das evidências levantadas para a formação de fase líquida, análises mais detalhadas e específicas devem ser realizadas para se obter conclusões mais assertivas sobre o fenômeno. No entanto, os dados apresentados neste estudo fornecem um forte indicativo dos fenômenos que ocorrem em processos de extrusão por fricção sob altas razões de extrusão.

Figura 23 – Imagens obtidas no MEV da região da borda da superfície de fratura da amostra do segmento II. A região com superfície similares a gotículas e lisas, sugerem a formação de fase líquida.



Fonte: Próprio autor.

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho, foi demonstrada a viabilidade da extrusão de fios finos a partir de cavacos da liga AA6082, utilizando razões de extrusão superiores a 1000. O estudo permitiu a análise dos desafios associados ao processo e a correlação entre as condições de processamento e as propriedades finais do material extrudado.

Os resultados indicaram que a aplicação de altas razões de extrusão ao material de alimentação foi eficaz para garantir um refinamento homogêneo da microestrutura ao longo de todo o comprimento do extrudado, independentemente das variações nos parâmetros de processamento. As propriedades mecânicas obtidas na condição extrudada foram comparáveis às do material na condição T4, com resistência à tração (UTS) de 265 MPa, alongamento na ruptura de 9,8% e micro dureza HV0.2 de 98.

Entretanto, verificou-se que a temperatura do processo desempenhou um papel determinante na qualidade final do material extrudado. A partir do sétimo metro de extrusão, foi observada uma redução nas propriedades mecânicas, com uma degradação severa após o décimo terceiro metro. Esse comportamento foi atribuído ao aumento da temperatura, que se aproximou da temperatura de fusão do material, afetando diretamente a estabilidade do processo e a integridade do extrudado. O posicionamento do termopar a 1 mm da superfície da matriz sugere que a temperatura real na interface de contato entre o material e a matriz pode ter sido ainda maior, agravando os efeitos térmicos.

Adicionalmente, os resultados corroboram a literatura no que se refere à influência da forma do material de alimentação na elevação da temperatura durante o processo. A utilização de cavacos como matéria-prima resultou em um aumento significativo da temperatura devido à alta área superficial de contato e ao atrito entre as partículas, intensificado pelas elevadas taxas de rotação. A alta razão de extrusão demonstrou ser um parâmetro crítico, promovendo um refino homogêneo dos grãos ao longo do raio do fio extrudado, comportamento distinto do observado na literatura para extrudados de maior diâmetro.

Os ensaios de dureza sugerem a formação de precipitados durante o processo, o que está em conformidade com estudos prévios. No entanto, devido à complexidade da cinética de precipitação em ligas da série 6xxx sob condições não convencionais

de tratamento térmico, investigações mais aprofundadas são necessárias para compreender melhor os mecanismos envolvidos. Além disso, é essencial considerar os fenômenos inerentes à extrusão por fricção, como deformação plástica severa (SPD), recristalização dinâmica e geração de calor, que influenciam diretamente a microestrutura e as propriedades do material final.

Diante dos achados deste estudo, destaca-se que o controle da temperatura do processo é um fator crucial para garantir a estabilidade da extrusão e a manutenção das propriedades mecânicas do material ao longo de todo o comprimento do fio extrudado. Para trabalhos futuros, recomenda-se a implementação de estratégias mais precisas de monitoramento e controle térmico, a fim de mitigar os efeitos deletérios do superaquecimento e otimizar o desempenho do processo.

REFERÊNCIAS

AMADO, Matías N.; DAROQUI, Fernando. Revision of the solvus limit of Al-Mg₂Si pseudo binary phase diagram. **Procedia Materials Science**, v. 8, p. 1079-1088, 2015.

ANSARI, Mohammad Ali et al. Optimization of friction stir extrusion (FSE) parameters through taguchi technique. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 69, p. 1351-1357, 2016.

AZUSHIMA, Akira et al. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. **CIRP annals**, v. 57, n. 2, p. 716-735, 2008.

BUFFA, Gianluca et al. Improving the Industrial Efficiency of Recycling Aluminum Alloy Chips Using Friction Stir Extrusion: Thin Wires Production Process. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology**, p. 1-14, 2024.

BUFFA, Gianluca et al. AZ31 magnesium alloy recycling through friction stir extrusion process. **International Journal of Material Forming**, v. 9, p. 613-618, 2016.

BAFFARI, Dario et al. Friction stir extrusion to recycle aluminum alloys scraps: Energy efficiency characterization. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 43, p. 63-69, 2019.

CARVALHO, GHSFL; CAMPATELLI, G.; FRATINI, L. Feasibility study of using friction stir extruded recycled aluminum rods for welding and additive manufacturing. **Manufacturing Letters**, v. 42, p. 52-55, 2024.

FRINT, Philipp et al. Microstructural evolution during severe plastic deformation by gradation extrusion. **Metals**, v. 8, n. 2, p. 96, 2018.

FANG, X. et al. Precipitation sequence of an aged Al-Mg-Si alloy. **Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy**, v. 46, n. 2, p. 171-180, 2010.

HUANG, K. E.; LOGÉ, Roland E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. **Materials & Design**, v. 111, p. 548-574, 2016.

HALAK, Ricardo M. et al. Changes in processing characteristics and microstructural evolution during friction extrusion of aluminum. **International Journal of Material Forming**, v. 15, n. 3, p. 24, 2022.

IWAHASHI, Yoshinori et al. Factors influencing the equilibrium grain size in equal-channel angular pressing: Role of Mg additions to aluminum. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, p. 2503-2510, 1998.

KAWASAKI, Megumi; HORITA, Zenji; LANGDON, Terence G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. **Materials Science and Engineering: A**, v. 524, n. 1-2, p. 143-150, 2009.

LI, X. et al. Strain and texture in friction extrusion of aluminum wire. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 229, p. 191-198, 2016.

LI, X.; TANG, W.; REYNOLDS, A. P. Material flow and texture in friction extruded wire. **Friction stir welding and processing VII**, p. 339-347, 2016.

LI, Xiao et al. Microstructure and mechanical properties of pure copper wire produced by shear assisted processing and extrusion. **Jom**, v. 71, p. 4799-4805, 2019.

LI, Xiao et al. Copper carbon composite wire with a uniform carbon dispersion made by friction extrusion. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 65, p. 397-406, 2021.

MAKEITFROM. 6082 (AlSi1MgMn, 3.2315, H30, A96082) Aluminum. Disponível em: <https://www.makeitfrom.com/material-properties/6082-AlSi1MgMn-3.2315-H30-A96082-Aluminum>. Acesso em: 3 fev. 2025.

MOFID, M. A.; ABDOLLAH-ZADEH, A.; GÜR, C. Hakan. Investigating the formation of intermetallic compounds during friction stir welding of magnesium alloy to aluminum alloy in air and under liquid nitrogen. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 71, p. 1493-1499, 2014.

MOURITZ, Adrian P. **Introduction to Aerospace Materials**. Woodhead Publishing Limited, 2012.

MRÓWKA-NOWOTNIK, Grażyna. 6XXX Alloys: chemical composition and heat treatment. In: **Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, Two-Volume Set (Print)**. CRC Press, 2018. p. 1-14.

NEWKIRK, J. W. Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Processes, vol. 1. 2003.

OZDOGRU, Emrah Fahri. The Effect of Chemical Composition on EN AW 6XXX Series Aluminum Alloys. In: **Recent Advancements in Aluminum Alloys**. IntechOpen, 2023.

RATH, Lars; SUHUDDIN, Uceu FH; KLUSEMANN, Benjamin. Comparison of friction extrusion processing from bulk and chips of aluminum-copper alloys. **Key Engineering Materials**, v. 926, p. 471-480, 2022.

SAKAI, T.; BELYAKOV, A.; MIURA, H. Ultrafine grain formation in ferritic stainless steel during severe plastic deformation. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39, p. 2206-2214, 2008.

SUHUDDIN, Uceu FH et al. Microstructure evolution and texture development during production of homogeneous fine-grained aluminum wire by friction extrusion. **Materials Characterization**, v. 205, p. 113252, 2023.

THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. D.; JONES, S. B. U.S. Patent 5.262.123, 1993.

TANG, W.; REYNOLDS, Anthony P. Production of wire via friction extrusion of aluminum alloy machining chips. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2231-2237, 2010.

VICKERS—TEIL, M. W. nach. 1: Prüfverfahren; DIN EN ISO 6507-1: 2018-07; Deutsche Fassung EN ISO 6507-1: 2018. [S.I.]: Beuth Verlag GmbH: Berlin, Germany, 2018. Quoted on page 35.

WIDERØE, Fredrik; WELO, Torgeir; VESTØL, Harald. A new testing machine to determine the behaviour of aluminium granulate under combined pressure and shear. **International journal of material forming**, v. 6, p. 199-208, 2013.