

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

**CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Al-Fe-Cr-Ti OBTIDA POR
COMPACTAÇÃO UNIAXIAL A QUENTE E COMPARAÇÃO
DE SUA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES COM
AMOSTRAS PRODUZIDAS POR FUSÃO SELETIVA A
LASER**

NICOLE SILVA TEODORO

SÃO CARLOS – SP
2022

**CARACTERIZAÇÃO DA LIGA Al-Fe-Cr-Ti OBTIDA POR
COMPACTAÇÃO UNIAXIAL A QUENTE E COMPARAÇÃO DE SUA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES COM AMOSTRAS
PRODUZIDAS POR FUSÃO SELETIVA A LASER**

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. Piter Gargarella
Coorientadora: MSc. Eng. Aylanna Priscila Marques de Araújo



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

NOME: Nicole Silva Teodoro

RA: 606855

TÍTULO: Caracterização da liga Al-Fe-Cr-Ti obtida por compactação uniaxial a quente e comparação de sua microestrutura e propriedades com amostras produzidas por fusão seletiva a laser

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Piter Gargarella

CO-ORIENTADOR(A): Me. Aylanna Priscila Marques de Araújo

DATA/HORÁRIO: 22/04/2022, 8h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Piter Gargarella	9	10
Prof. Dr. Murillo da Silva Romero	9	10
Média	9	10

Certifico que a defesa de monografia de TCC realizou-se com a participação a distância dos membros Prof. Dr. Piter Gargarella e Prof. Dr. Murillo da Silva Romero e depois das arguições e deliberações realizadas, os participantes à distância estão de acordo com as informações redigidas nesta ata de defesa.

Prof. Dr. Piter Gargarella

RESUMO

Ligas de alumínio formadoras de fases quasicristalinas (QC), vem chamando atenção devido as suas características de material compósito, de matriz dútil com reforço quasicristalino de elevada dureza, apresentando resistência mecânica em elevadas temperaturas. Esses compósitos metálicos são promissores principalmente para a indústria automobilística e aeroespacial, em aplicações estruturais em temperatura ambiente ou altas temperaturas. Tais características só são possíveis devido à presença das fases QC, as quais possuem estrutura intermediária entre a cristalina e a amorfa. Para o caso de ligas a base de alumínio formadoras de QC do tipo metaestável, altas taxas de resfriamento são necessárias para que as fases QC se formem. Um processo que permite a formação das fases QC metaestáveis é a atomização a gás, mas esse processo torna restritivo a sua aplicação direta, uma vez que se obtém material na forma de pó. Assim, é necessária uma rota de processamento posterior para consolidar o pó em um *bulk*. Dessa forma, o presente trabalho se propôs a produzir peças da liga de alumínio formadora de quasicristais $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$, por Compactação Uniaxial a Quente (CUQ) de pós, com parâmetros de temperatura (350, 400 e 450 °C) e pressão (1 e 1,5 GPa). Estudo este, não existente na literatura até o momento; caracterizá-las quanto a microestrutura e propriedades mecânicas e por fim comparar estes resultados com aqueles obtidos para a mesma liga quando processada por Fusão Seletiva a Laser (FSL), estudo este, já existente na literatura. A caracterização das amostras produzidas por CUQ envolveu quantificação de vazios, (análises de difração de raios X (DRX), calorimetria diferencial de varredura (DSC), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microdureza Vickers, ensaio mecânico de compressão e análise das superfícies de fratura. A porosidade mínima das peças foi de 0,3%. Por DRX e DSC evidenciou-se que as fases QC sofrem decomposição principalmente com o aumento da temperatura de processo de compactação. O MEV reforçou os resultados de DRX e DSC, mostrando a presença de fases regulares esféricas que se decompueram em fases irregulares de formato de rosetas. A amostra usada para avaliar a resistência mecânica compressiva, obtida em 450 °C e 1,5 GPa, obteve resultado de 577 MPa, com deformação de 30% e dureza de 130 HV. Por comparação dos resultados, o processo de FSL apresentado na literatura, demonstra ser uma rota mais promissora para a liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$, uma vez que se obteve peças menos porosas (0,05%), com maior estabilidade das fases QC, as quais se apresentaram significativamente mais refinadas, resultando em uma maior resistência a compressão de 792 ± 38 MPa em temperatura ambiente com $37 \pm 8\%$ de deformação e dureza de 180 HV.

Palavras-chaves: Fases quasicristalinas; Ligas à base de alumínio; Compactação Uniaxial a Quente (CUQ); Fusão Seletiva a Laser (FSL).

Abstract

Quasicrystalline phase former aluminum-based alloys have been drawing attention due to their characteristics of composite material, with a ductile matrix with quasicrystalline reinforcement of high hardness, showing mechanical strength at high temperatures. These composites are promissory mainly to the automobilist, aerospace industry and applications that require a thermal and electrical barrier, anti-corrosion and non-stick. Such characteristics are only possible due to the presence of quasicrystals phases (QC), which have an intermediate structure between the amorphous and crystalline. For the case of metastable QC-forming aluminum alloys, high cooling rates are needed so that QC phases can be formed. A process that allows the formation of metastable QC phases is gas atomization, however, this process turns to restrict the straight application since it produces a powder material. Therefore, it is necessary an additional process step to obtain a bulk geometry. In this context, the present work proposed to produce samples of the quasicrystalline phase former $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ alloy, through Hot Uniaxial Pressure (HUP) of powder; a study doesn't exist in the literature so far, with parameters of temperature (350, 400 and 450 °C) and pressure (1 and 1.5 GPa). Characterize its microstructure and mechanical properties and, finally, compare the reported results for the same alloy that was processed by Selective Laser Melting (SLM). The characterization of the produced samples by HUP included the quantification of voids, analyses of X-ray diffraction (DRX), differential scanning calorimetry (DSC), scanning electron microscopy (SEM), microhardness Vickers, compressive mechanical tests, and fracture surfaces analysis. The minimum porosity of the samples was 0,3%. The DRX and DSC results have shown that QC phases suffer decomposition, mainly with the increase of the compaction process temperature. SEM reinforced the DRX and DSC results, showing the presence of spherical regular phases that decompose into irregular rosette-shaped phases, mainly when the temperature is increased. The optimized sample (450 °C and 1,5 GPa), obtained a compressive stress of 577 MPa, compressive strain of 30% and hardness of 130 HV. Through comparison of the results, the SLM process reported in the literature, demonstrated to be a more promising route to $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ alloy, once it obtained samples with less porosity (0,05%), higher QC phase stability, which has shown to be significantly more refined, resulting in compressive strength of 792 ± 38 MPa at room temperature with $37 \pm 8\%$ of compressive strain and a microhardness of 180 HV.

Key words: Quasicrystals phases; Aluminum alloys; Hot Uniaxial Pressure (HUP); Selective Laser Melting (SLM).

Sumário

1. INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVAS E OBJETIVOS	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Ligas de alumínio formadoras de fase quasicristalina.....	3
2.2 Compactação uniaxial a quente (CUQ)	7
2.3 Manufatura aditiva por Fusão Seletiva a Laser (FSL)	10
3. MATERIAIS E MÉTODOS	13
3.1 Materiais.....	13
3.2 Métodos	13
3.2.1 Confecção das peças a serem analisadas	14
3.2.2 Microscopia ótica	16
3.2.3 Microscopia de varredura (MEV).....	16
3.2.4 Calorimetria diferencial de varredura (DSC).....	16
3.2.5 Difração de raios X (DRX).....	17
3.2.6 Microdureza Vickers	17
3.2.7 Ensaio mecânico de compressão.....	17
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	19
4.1 Análise microestrutural e integridade física	19
4.2 Difração de raios X (DRX).....	22
4.3 Calorimetria diferencial de varredura (DSC).....	25
4.4 MEV	30
4.5 Ensaio mecânicos	32
4.5.1 Microdureza Vickers	32
4.5.2 Ensaio mecânico de compressão.....	33
4.5.3 Análise da fratura	37
CONCLUSÃO	38
BIBLIOGRAFIA	40

1. INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVAS E OBJETIVOS

O alumínio possui propriedades interessantes como baixa densidade, abundância na crosta terrestre, ótima condutividade térmica e elétrica, além de boa resistência a corrosão. Entretanto, o alumínio puro não atende aos requisitos de aplicações que demandam alta resistência mecânica e com isso, ao longo dos anos, grande parte das ligas de alumínio de alta resistência, como as séries 2XXX, 6XXX e 7XXX, foram obtidas pelo método de endurecimento por precipitação. Porém, esse método é limitado pelo número de elementos que exibem solubilidade sólida significativa no alumínio, sendo os principais Cu, Mg, Si e Zn. Além disso, as ligas de Al endurecíveis por precipitação possuem limitada resistência em elevadas temperaturas, uma vez que o crescimento dos precipitados e a perda de coerência destes, com relação a estrutura da matriz de alumínio, devem ser evitados.

Em 1984, Dan Schechtman [1], descobriu um novo grupo de materiais que possuem características intermediárias entre os materiais cristalinos e amorfos, os quasicristais (QC's). Estes possuem características de alta resistência e alta fragilidade, sendo necessária uma melhor forma de lidar com esse tipo de material fazendo uso de suas propriedades. A precipitação de fases QC em ligas de alumínio vem se tornando promissora, já que essas fases podem atuar como reforço na matriz dúctil de Al, tornando por sua vez, ligas de alumínio resistentes principalmente a elevadas temperaturas.

Entretanto, a formação de fases QC numa matriz de alumínio muitas vezes requer altas taxas de resfriamento ($10^3 - 10^6$ K/s), como é o caso das fases QC metaestáveis. Um dos processos que impõe altas taxas de resfriamento no material é a atomização a gás, na qual foi provado que é possível obter a liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ por meio desse processo, através da utilização de latas de alumínio como fonte de alumínio e adição dos elementos puros Fe, Cr e Ti. Porém, por esse processo faz-se necessário uma etapa posterior para a consolidação do pó em peças funcionais. Uma dessas rotas é a compactação dos pós, fazendo-se uso de pressão e temperatura. Uma outra rota que faz uso de pós-metálicos para confecção de peças é a Fusão Seletiva a Laser (FSL), a qual produz peças camada por camada utilizando um feixe de laser ou de elétrons como fonte de

calor. A liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ estudada neste trabalho já foi processada por FSL, mas nenhum estudo foi realizado sobre o comportamento dessa liga quando submetida a compactação uniaxial a quente em pressões não elevadas. Entretanto, sabe-se que o sistema Al-Fe-Cr-Ti, segundo Galano et. al, mostra elevada resistência mecânica em alta temperatura quando obtido por melt spinning, apresentado mais de 400 MPa de resistência a tração em 350 °C, mostrando que o Ti confere maior estabilidade ao QC [2]. Portanto, não se sabe até então, quais os reais impactos do processo de compactação na microestrutura e propriedade das peças, bem como suas semelhanças e diferenças com relação às peças produzidas por FSL.

- Produzir amostras da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ por Compactação Uniaxial a Quente (CUQ) utilizando diferentes parâmetros, a partir do pó previamente obtido por atomização a gás.

- Caracterizar a microestrutura e microdureza das peças produzidas por CUQ e selecionar os parâmetros para obtenção de peças densas, íntegras e resistentes.

- Comparar a microestrutura das amostras obtidas por CUQ com as aquelas da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ obtida por Fusão Seletiva a Laser (FSL) apresentada na literatura.

- Comparar a resistência a compressão a temperatura ambiente da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ quando produzida por CUQ e FSL, ambas com os parâmetros de processo otimizados

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de alumínio formadoras de fase quasicristalina.

Os quasicristais (QCs) foram observados pela primeira vez em 1984 por Dan Schechtman et al. [1], quando estes solidificaram rapidamente uma liga de Al-Mn, formando QC com estrutura icosaédrica (i-QC). Desde então, as fases QC, foram reportadas em uma variedade de sistemas a base de Al, tais como as ligas Al-Cu-Fe, Al-Li-Cu, Al-Pd-Mn e as ligas binárias Al-Mn, Al-V, Al-Cr e suas ligas ternárias ou multicomponentes Al-X-MT, Al-X-TR, Al-X-R, onde X=Mn, V ou Cr, MT: Metais de Transição (Co, Cr, Cu, Fe, Ni, Mo, Mn, Ti, V ou Zr), TR: Terras Raras (Y, La, Ce, Nd ou Gd) e R: Refratários (Nb ou Ta) [3].

Essa nova classe de materiais possuem um comportamento intermediário entre cristais e materiais amorfos, isto é, apresentam comportamento atômico ordenado de longo alcance, mas não periódico, o que não é esperado pela cristalografia clássica. Isso significa que o padrão QC pode preencher continuamente todo o espaço, mas carece de simetria translacional [4]. Os cristais, de acordo com o teorema de restrição cristalográfica clássico, podem possuir apenas duas, três, quatro e seis simetrias rotacionais, enquanto o padrão de difração de Bragg dos QCs, obedecendo regras matemáticas específicas como a razão de ouro $\zeta = 1,618034$ e a série de Fibonacci, mostram picos com outras ordens de simetria rotacional (5, 10, 12, 18, 24 vezes) [4].

Por não apresentarem simetria translacional, a movimentação das discordâncias através dessas fases é dificultada. Como resultado, as fases QC apresentam características similares as das cerâmicas, exibindo alta dureza e resistência mecânica, porém com pouca ductilidade [3,5,6]. Tais características as tornam fases interessantes para aplicação como reforço em matrizes com características dúcteis. Além disso, apresenta propriedades de baixa condutividade térmica e elétrica, baixa energia de superfície, e baixo coeficiente de atrito [6].

As características organizacionais atômicas dos QCs que se refletem em propriedades tão intrigantes, também estão ligadas a desordem de "*phason*", isto é, uma desordem de origem geométrica, na qual flutuações causam

substituição/troca local das conexões entre as redes, a fim de obter estabilidade termodinâmica [7]. Tais flutuações são significativas apenas quando acima de uma temperatura crítica [8]. O processo no qual ocorre as substituições das conexões entre as redes, é denominado “*phason flip*”, como ilustrado na **Figura 1**, exibindo as conexões originais e finais entre as redes [9]. Assim, as discordâncias, em QCs, são sempre acompanhadas por tensões provindas desse tipo de fenômeno, que são basicamente processos termicamente ativados e que são aliviados pelos saltos atômicos. Como consequência, em baixas temperaturas as tensões são mantidas, e as discordâncias deixam de ser móveis devido à ausência de simetria translacional, influenciando diretamente nas propriedades mecânicas [10].

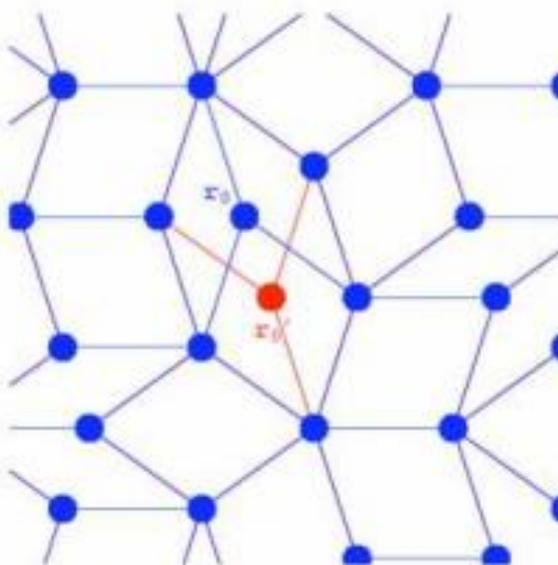


Figura 1. *Phason flip* mostrando a posição original (r_0) e final (r'_0). Os pontos e ligações originais são mostrados em azul e os novos pontos e ligações em vermelho [9].

As publicações do sistema a base de Al-Fe-Cr multicomponentes formador de QC, mostram composição química de alumínio entre 86 e 98% (%at.) [3], apresentando diferentes adições de metais de transição como Cr, Mn, Ti, Fe, Co Mo e V, e metais refratários (Nb e Ta) [3,11]. Entre as ligas de alumínio formadora da fase QC metaestáveis, está o sistema Al-Fe-Cr-Ti. Esse sistema se destaca pois possui fases QC metaestáveis, mais estáveis que aquelas do sistema

ternário Al-Fe-Cr [5,11,12]. É caracterizado por uma solubilidade e difusividade muito baixas dos elementos de liga na matriz do alumínio sólido, de forma a reduzir o tamanho de partícula pelo aumento da taxa de nucleação e reduzindo a taxa de crescimento durante o processo de solidificação rápida [3,13]. Galano estudou as propriedades de dureza e resistência a tração do sistema Al-Fe-Cr-Ti, mostrando que esse sistema apresenta excelentes propriedades mecânicas, principalmente em elevadas temperaturas, quando comparadas a ligas comerciais tradicionais [2]; conforme reportado na **Figura 2 e 3**, o que corrobora com a estabilidade que o Ti causa no QC.

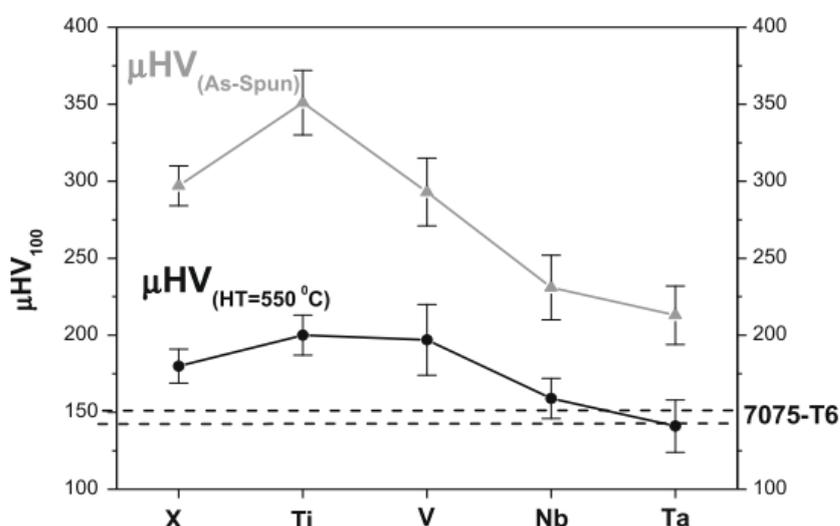
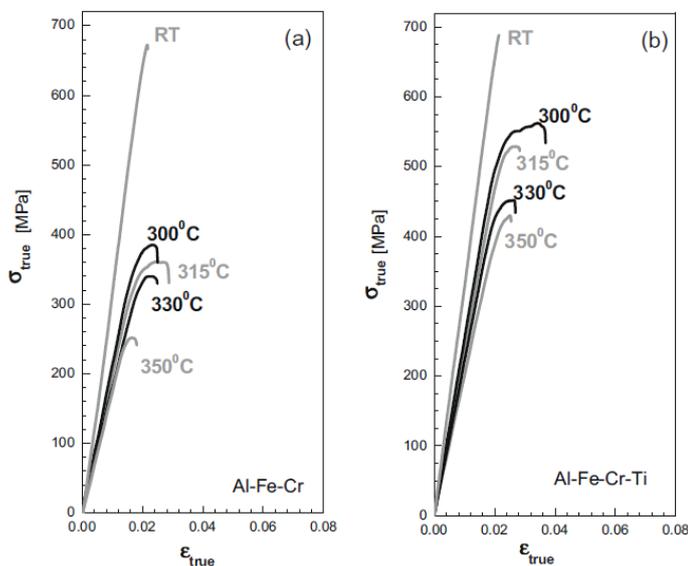


Figura 2. Testes de microdureza Vickers em temperatura ambiente das amostras como *As-Spun* (cinza) e após tratamento térmico por 30 min a 550° C (preto). X = Al-Fe-Cr e Al-Fe-Cr-Y (Y = Ti, V, Nb, Ta). A microdureza de uma liga comercial convencional 7075-T6 é incluída para comparação (linha tracejada) [2].



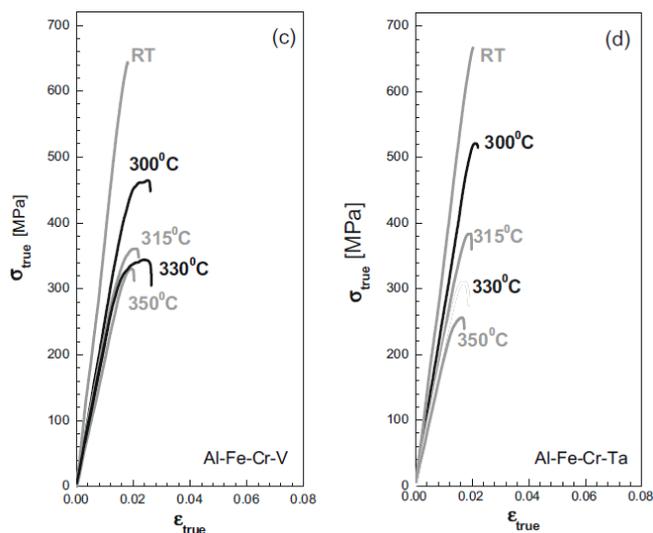
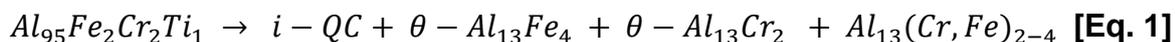


Figura 3. Curva tensão x deformação de resistência a tração em temperatura e a quente (300, 315, 330 e 350 °C) [2].

No sistema Al-Fe-Cr-Ti a fase metaestável i-QC pode ser precipitada, a qual em ligas de alumínio possui ordenação atômica que obedece a razão de ouro e a série de Fibonacci, com simetria rotacional de 5 pontos, bem como ausência de simetria translacional. A formação dessa fase em ligas de alumínio requer taxas de resfriamento da ordem de $10^3 - 10^6$ K/s [14], dessa forma, apenas processos que favorecem resfriamento suficientemente rápido são capazes de forma-las, tais como atomização a gás [13], *melt-spinning* [15] e fusão seletiva a laser [16]. Além da fase i-QC, fases cristalinas estáveis (monoclínicas θ -Al₁₃Fe₄ e θ -Al₁₃Cr₂) e fases aproximantes metaestáveis Al₁₃(Cr,Fe)₂₋₄ [14] podem também precipitar-se, conforme **Equação 1**. Sendo estas últimas conhecidas como fases quasicristalinas aproximantes devido à similaridade estrutural aos i-QCs [14].



Apesar dessas ligas apresentarem propriedades promissoras para diversas aplicações, elas ainda são pouco utilizadas [17]. Dois pontos podem ser identificados como gargalos para a falta de aplicação dessas ligas: 1) utilização de elementos puros para fabricação da liga, e 2) necessidade de processos que promovam altas taxas de resfriamento, mas que consolide peças volumosas. Contudo, nosso grupo mostrou que é possível obter pós da liga Al₉₅Fe₂Cr₂Ti₁

formadora de fase QC a partir de alumínio reciclado [18]. E além disso, mostrou que é possível processar com sucesso os pós da liga reciclada por Fusão Seletiva a Laser (FSL) [14].

2.2 Compactação uniaxial a quente (CUQ)

No mundo da metalurgia do pó, a técnica de prensagem a quente ocupa uma posição importante devido ao seu baixo custo de produção em larga escala. Durante o processo de prensagem a quente, o pó é aquecido a uma temperatura abaixo da sua temperatura de fusão e, simultaneamente aplica-se uma dada pressão, de maneira a obter um sólido compacto, com forma controlada e densidade muito maior que a do pó.

Essa técnica é um processo complexo que implica em consequências nas propriedades termomecânicas do material. O principal fator a ser considerado é que o material na forma de pó amolece em altas temperaturas, e isso facilita sua densificação e, portanto, ele deve ser aquecido abaixo da sua temperatura de fusão, para que ocorra o amolecimento (fluência). Outros mecanismos contribuem para a densificação do pó durante a prensagem a quente, por exemplo, quando a pressão é aplicada às partículas de pó, ela é transmitida através dos pós como um conjunto de forças atuando nos contatos das partículas. Essa deformação inicialmente é elástica, mas conforme a pressão atinge um valor crítico, as forças de contato aumentam, causando escoamento plástico e expandido os pontos e áreas de contato, o que altera a taxa de densificação [19]. A partir do instante que essas áreas de contato podem suportar a força aplicada sem mais escoamento, os processos de deformação dependentes do tempo irão determinar a taxa de densificação adicional, estes sendo: 1) a fluência nas zonas de contato entre as partículas, e 2) a difusão das origens dos contornos de grão para espaços vazios nas partículas [19]. Isso pode afetar o mecanismo de densificação dominante, que depende não apenas das variáveis externas (pressão e temperatura), mas também da pressão efetiva, da geometria do sistema em cada instante e das características dos pós (tamanho, forma, fases presentes, área de superfície geométrica, escoabilidade etc.). Além disso, o procedimento da compactação deve ser cuidadosamente projetado visando-se

manter a estrutura refinada e obter os benefícios inerentes do material na forma de pó.

Desde 1950, os pós de alumínio utilizados na metalurgia do pó são majoritariamente obtidos por técnicas de atomização a gás [20]. Uma vez que essa técnica de processamento impõe altas taxas de solidificação ao material atomizado, ela permite que sejam exploradas a fabricação de ligas a base de alumínio contendo altos teores de uma larga variedade de elementos em solução sólida, os quais não seriam possíveis de serem processados em condições de solidificação de equilíbrio. Além disso, as altas taxas da atomização permitem a formação de fases metaestáveis como é o caso dos QCs. Alguns pesquisadores reportaram a produção de pós QC da liga Al-Cr-Mn-Co-Zr [21] e $\text{Al}_{93}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Ti}_2$ %at [22], ambas QC do tipo icosaédrico, através do processo de atomização a gás. Nosso grupo de pesquisa mostrou que é possível obter fases QC em pós da liga Al-Fe-Cr-Ti produzida com alumínio reciclado, quando esta é atomizada a gás [18].

Um estudo anterior avaliou a obtenção das ligas Al-Mn-Fe, Al-Mn-Fe-X, onde $X=(\text{Mo}, \text{V})$, por compactação uniaxial a quente [23]. Foi utilizado temperaturas de no máximo 390 °C e pressão de 600 MPa nos processamentos. Com isso, foi reportado por meio de análise de Rietveld, que essas ligas após CUQ, experienciaram decomposição completa ou parcial dos QCs, sendo a decomposição completa do QC da liga Al-Mn-Fe para a sua fase cristalina estável, enquanto Al-Mn-Fe-Mo e Al-Mn-Fe-V tiveram apenas 30 e 10% de decomposição das fases QCs, respectivamente. Isso evidencia que a presença desses metais de transição resulta em microestruturas QC mais estáveis. Além disso, elevada resistência mecânica compressiva, entre 930 MPa e 1000 MPa em temperatura ambiente foi reportado, entretanto com comportamento de deformação (4%) de materiais frágeis, com plasticidade muito limitada. [23].

Outro trabalho avaliou a compactação uniaxial de pós QC da liga $\text{Al}_{95}\text{Cr}_{3,1}\text{Fe}_{1,1}\text{Ti}_{0,8}$ (% at), entretanto por compressão a frio em pressão ultra alta (6 GPa) [24]. Foi obtido um sólido compacto livre de porosidade, mostrando que pressões ultra alta elevadas garantem contato e ligações suficiente entre as partículas, apesar da formação prévia de camadas de óxido na superfície. Dureza

Vickers de 161 HV, resistência a compressão de 680 MPa com 20% de deformação e limite de escoamento em compressão de 547 MPa foram obtidas em temperatura ambiente. Ainda, foi avaliada a estabilidade térmica dessa liga através da dureza por meio de recozimento em temperaturas entre 300 e 500°C por 100 horas. Evidenciou-se que a dureza diminui de 161 para 120 HV nas primeiras 4 horas de tratamento e depois se manteve constante. Isso foi atribuído as tensões residuais introduzida na rede CFC pela pressão, as quais são aliviadas pela temperatura. Assim, depois que o processo de alívio de tensões residuais é completo, as propriedades mecânicas se tornam constantes. Apesar desse método implicar instabilidade quanto as propriedades, como evidenciado pela diminuição da dureza, anteriormente já foi reportado que essas tensões desaparecem em temperaturas ligeiramente acima de 150 °C e como tais temperaturas são relativamente baixas, não causam transformações estruturais significativas associadas a redução da resistência na liga Al-Fe-Cr-Ti [25]. Além disso, as fases reportadas foram apenas o QC, α -Al e $Al_{13}Cr_2$.

Dàm et al., estudou a liga Al-6Cr-2Fe-1Ti obtida por compactação uniaxial a quente (350, 400 e 500°) em pressão ultra alta (6 GPa) [13]. Foi reportado um limite de escoamento em compressão de 520, 490, 460 MPa, em 350, 400 e 500 °C, respectivamente. A resistência a compressão em temperatura ambiente foi entre 550 e 650 MPa, onde a deformação compressiva alcançada na temperatura ambiente para cada temperatura foi de aproximadamente 10, 42 e 45%, respectivamente. Já a resistência a compressão a quente (250°C) foi entre 600 a 625 MPa com deformação de 45% para todos as temperaturas utilizadas na compactação. A estabilidade térmica foi avaliada através da dureza por meio de recozimento em 400 °C/100 h, evidenciando-se que a dureza inicial de aproximadamente 150 HV diminui para 116 HV após aproximadamente 5 horas e se mantém constante para as restantes 100 horas de tratamento, assim como no trabalho mencionado anteriormente. As fases reportadas foram apenas o QC, α -Al e $Al_{13}Cr_2$.

2.3 Manufatura aditiva por Fusão Seletiva a Laser (FSL)

A manufatura aditiva (MA) de materiais metálicos tem atraído interesse crescente desde a sua invenção e se desenvolveu rapidamente com a evolução da tecnologia a laser e sistemas de controle mecânico [26]. Muitos são os campos que vem presenciando os benefícios da MA, incluindo aeroespacial, automotiva, marinha e indústria biomédica. A *General Electric* que é líder mundial no setor de manufatura aditiva (*GE Additive*) [27], em 2021 realizou o primeiro voo de sucesso de um bimotor de pequeno porte e alta performance para uso executivo (*Beechcraft King Air Catalyst*) [28], utilizando parte do motor por peças obtidas por Fusão Seletiva a Laser (FSL) e assim passando por quatro certificações após 1 hora e 40 minutos de voo. O impacto foi a diminuição de 855 peças para 12 peças na montagem do Turbo propulsor avançado da *GE Aviation* inicialmente desenhado em 2016. As 12 peças representam 35% da arquitetura total do motor, com redução de 5% do peso, o que em conjunto com o controle digital *Catalyst* aplicado representa 20% menos consumo do combustível e 10% mais potência em comparação aos concorrentes da mesma classe de tamanho sem essas atualizações [29,30].

Entre as tecnologias de MA, a FSL se mostrou ser a mais promissora na produção de componentes de engenharia. Neste caso, conforme a **Figura 4**, o processo consiste num feixe de laser que escaneia uma camada fina de pó previamente depositada e seleciona as regiões a serem fundidas de acordo com um arquivo CAD 3D previamente inserido no software da máquina. Então, cada camada da peça é sequencialmente fundida e solidificada, formando a peça, camada por camada.

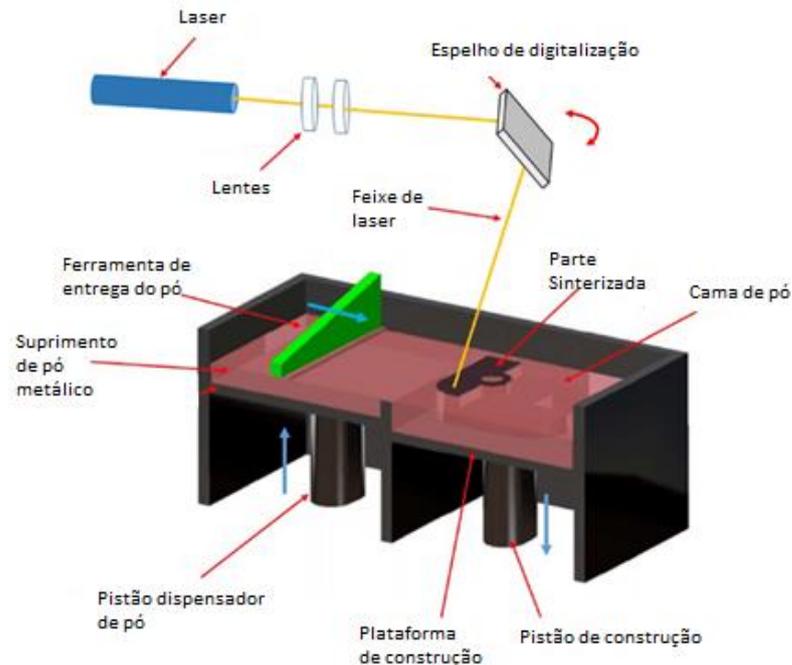


Figura 4. Modelo esquemático do princípio de funcionamento da técnica FSL. Adaptado de [31].

Tal processo, oferece ciclos de produção curtos, com altas taxas de resfriamento da ordem de $10^3 - 10^6$ K/s dentro uma única poça de fusão, sendo especialmente atraentes para peças sob medida, de alto valor e com geometrias complexas. O tamanho das peças é limitado apenas pelo tamanho da mesa de fusão da máquina, mas seu desenvolvimento vem sendo ampliado rapidamente. Devido as características de fusão do pó e taxa de resfriamento, o FSL favorece microestruturas finas e propriedades que são comparáveis ou até melhores do que os produtos tradicionais fundidos ou forjados, dependendo do grau em que as ligas são projetadas para capturar os benefícios do processo [32].

As ligas que já foram fabricadas por FSL incluem materiais a base de Ti, Fe, Al, Ni e Co e devido aos seus benefícios como fabricação de materiais leves, o interesse de aumentar o número de ligas que podem ser produzidas por esse processo vem aumentando, havendo um consenso entre as indústrias e *Aluminium Association*, da necessidade de investimentos no processo [32]. Segundo o *Wholers Report*, somente em 2017 a indústria investiu \$ 7,3 bilhões globalmente no setor [33].

Dentre as ligas de alumínio que podem ser produzidas por FSL, uma nova classe foi estudada recentemente, a liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ formadora de QC [16]. Entre os resultados obtidos neste trabalho os autores destacam a baixa porosidade ($\sim 0,05\%$), estabilidade térmica dos QC's (até $\sim 500^\circ C$), fases QC refinadas e ultra refinadas e excelente resistência a compressão em temperatura ambiente (913 MPa) e em elevadas temperaturas como a $400^\circ C$ (268 MPa), com $\sim 50\%$ de deformação até a ruptura e dureza alcançada de 180 HV. Por isso, tais resultados serão utilizados como referência em relação aos resultados obtidos no presente trabalho.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

O pó utilizado para compactação uniaxial a quente, com composição química $Al_{95,1\pm 0,2}Fe_{2,4\pm 0,1}Cr_{1,5\pm 0,1}Ti_{1,0\pm 0,09}$ (at%), foi produzido por atomização a gás utilizando latas de alumínio como fonte de alumínio e Fe, Cr e Ti. O pó utilizado possuía granulometria inferior a $63\ \mu m$. O mesmo pó foi utilizado para produzir por FSL as peças a serem ensaiadas em compressão. A **Figura 5** mostra uma imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) do pó utilizado neste trabalho [14].

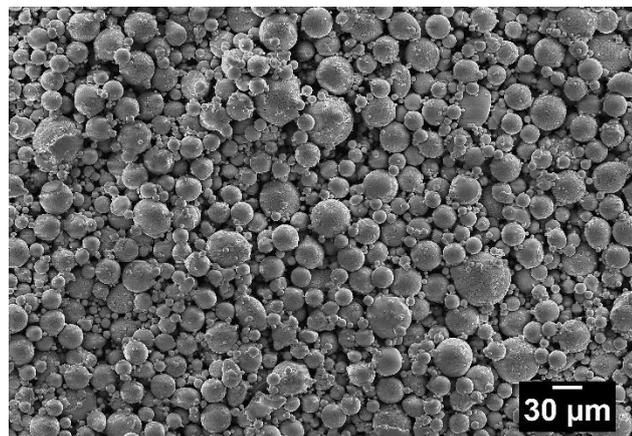


Figura 5 - Imagem de MEV do pó $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ produzido por atomização a gás.

3.2 Métodos

A metodologia utilizada seguiu a sequência resumida no fluxograma abaixo, **Figura 6**.

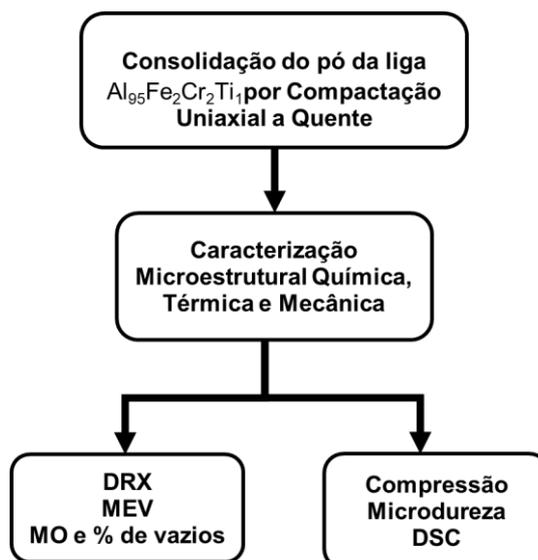


Figura 6. Fluxograma resumido da metodologia utilizada no trabalho.

3.2.1 Confeção das peças a serem analisadas

A **Figura 7** mostra o fluxograma geral para confecção das amostras. Dessa forma, cápsulas de cobre **Fig.7a)**, utilizadas como lubrificantes, possuindo dimensão de 30 mm de altura x 13,8 mm de diâmetro, foram primeiramente submetidas a tratamento térmico de 30 min a 750°C em forno de temperatura controlada. Após o tratamento térmico, as cápsulas foram preenchidas com o pó **Fig.7b)** e então foram vedadas **Fig.7c)**. Essas cápsulas foram inseridas na matriz de compactação **Fig.7d)** e então acopladas ao equipamento da marca Instron modelo EMIC DL60000 **Fig.7e)**. Foram produzidas 6 amostras (25 mm de altura x 10,8 mm de diâmetro), ver **Fig.7f)**, a partir dos parâmetros de processo da **Tabela 1**. Durante a compactação do pó, inicialmente era esperada atingir a temperatura desejada no equipamento de compactação a quente, após isso, a pressão de interesse era aplicada a uma taxa de 5mm/min e mantida por 1 hora.

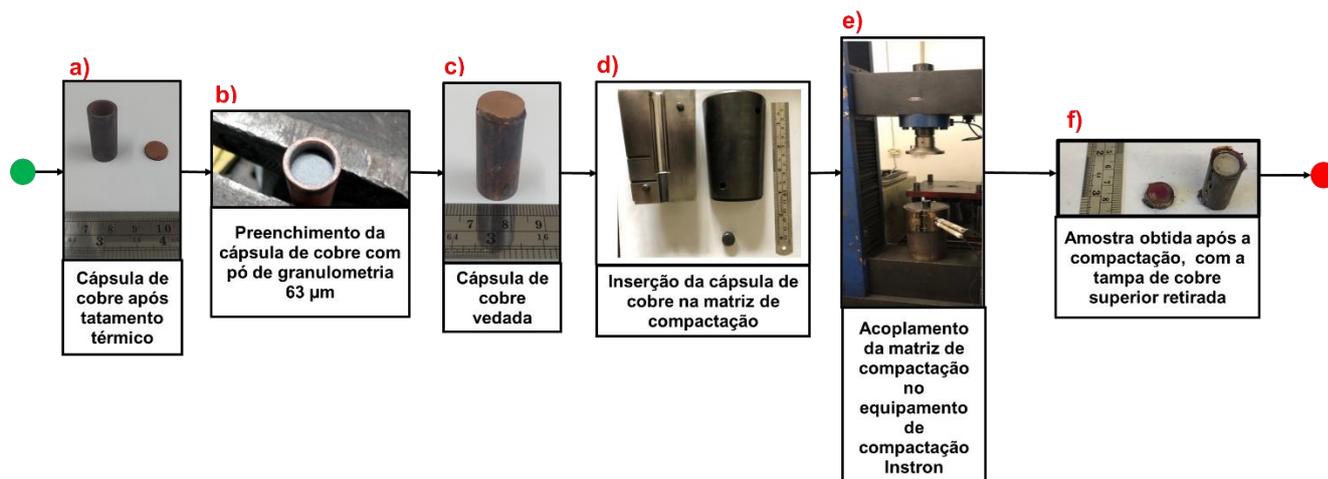


Figura 7. Fluxograma geral da confecção das amostras por compactação uniaxial a quente.

Tabela 1. Parâmetros utilizados para a produção das amostras por CUQ.

Amostra	Temperatura (°C)	Pressão (GPa)
AM1-350	350	1
AM1,5-350	350	1,5
AM1-400	400	1
AM1,5-400	400	1,5
AM1-450	450	1
AM1,5-450	450	1,5

As amostras obtidas foram cortadas na seção longitudinal, utilizando a máquina de corte de precisão Cut-off 5000, **Figura 8**.

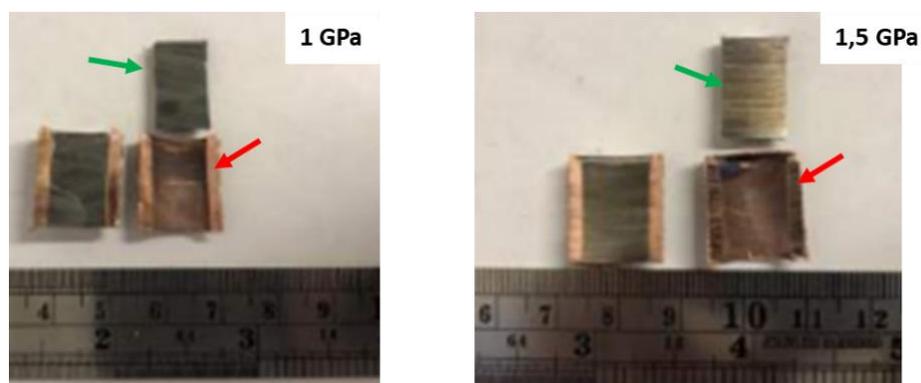


Figura 8. Imagem das amostras após o corte longitudinal. A seta verde indica a amostra e a seta vermelha indica a cápsula sem a amostra.

3.2.2 Microscopia ótica

Utilizou-se o microscópio ótico Olympus, modelo BX41M-LED, disponível no laboratório de Metalografia do DEMa/UFSCar, para avaliação da porosidade e microestrutura das amostras. A porosidade foi avaliada de modo quantitativo através das ferramentas de imagem do software ImageJ. Para a avaliação quantitativa, foram coletadas 3 imagens no aumento 200x para cada região do corte longitudinal (superior, centro e inferior) de todas as amostras, ver **Figura 9**.



Figura 9: Imagem do corte longitudinal representativa das regiões avaliadas (superior, centro e inferior).

3.2.3 Microscopia de varredura (MEV)

Para avaliar a morfologia e distribuição das fases, foram obtidas imagens utilizando o microscópio eletrônico de varredura, modelo FEI QUANTA 400, localizado no CCDM-DEMa UFSCar. Imagens das regiões inferior, superior e central do corte longitudinais de cada amostra foram realizadas.

3.2.4 Calorimetria diferencial de varredura (DSC)

Para a avaliação da estabilidade térmica das fases QC, extraiu-se uma amostra das regiões superior (S) e inferior (I) das peças obtidas, para serem caracterizadas no equipamento Netzsch modelo DSC 404, operando com taxa

de aquecimento de 40 K/min, sob atmosfera de argônio. Todas as amostras foram submetidas a dois ciclos de aquecimento até 600 ° C e resfriamento.

3.2.5 Difração de raios X (DRX)

Para a identificação das fases presentes, extraiu-se um perfil da região superior (S) e inferior (I) de cada amostra e então caracterizou-se por DRX utilizando o difratômetro Siemens D5005, com fonte de radiação Cu-K α com comprimento de onda = 1,5406 Å, pelo método de reflexão, operando na faixa de 2 θ de 30 a 90°, com passo de 2°/min, disponível no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE). A indexação dos picos foi realizada utilizando bibliografias de referência.

3.2.6 Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado na região superior, inferior e central do corte longitudinal de cada amostra. Para isso foi utilizado o microdurômetro Vickers localizado no laboratório de ensaios mecânicos do DEMa-UFSCar, onde para cada amostra realizou-se 10 indentações aleatórias em cada região, com aplicação de 1000 g/f por 15 segundos e utilizando lente de 10x para realização da leitura.

3.2.7 Ensaio mecânico de compressão

Para determinação da resistência à compressão mecânica da peça com o parâmetro de menor porosidade, foram produzidas 3 corpos de prova **Fig.10a**). Nesse caso, amostras compactadas a 450°C e 1,5 GPa foram lixadas na geometria de retângulo, com dimensões de 7 x 5 x 12 mm; 7 x 7 x 14 mm e 6 x 7 x 7 mm, até atingirem o paralelismo das superfícies planas, pois durante a primeira tentativa de usinagem e fresamento, a amostra se fragmentou completamente exibindo tensões residuais de impacto, assim não sendo possível os processos de usinagem e fresamento.

Os ensaios de compressão foram realizados a temperatura ambiente, com taxa de deformação de $4,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, no equipamento de ensaio mecânico Instron com célula de carga de 25 kN, equipado com extensômetro de vídeo, localizado no laboratório CCDM do DEMa. Para efeitos de comparação igualitária, peças cilíndricas da liga $\text{Al}_{95}\text{Fe}_2\text{Cr}_2\text{Ti}_1$ produzidas por FSL, **Fig.10b**), com dimensões de 5 x 10 mm e 4 x 8 mm, foram testadas nas mesmas condições.

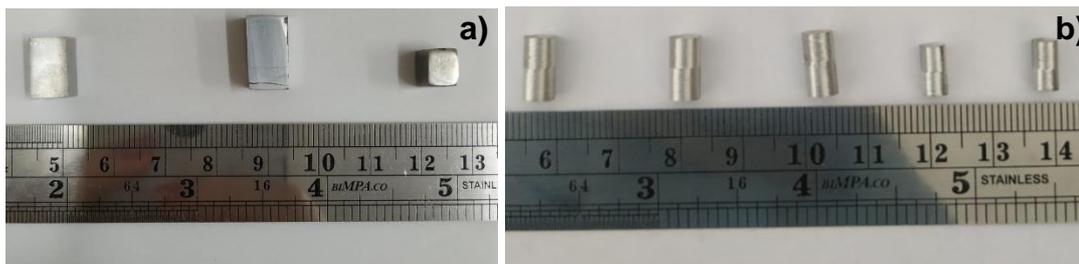


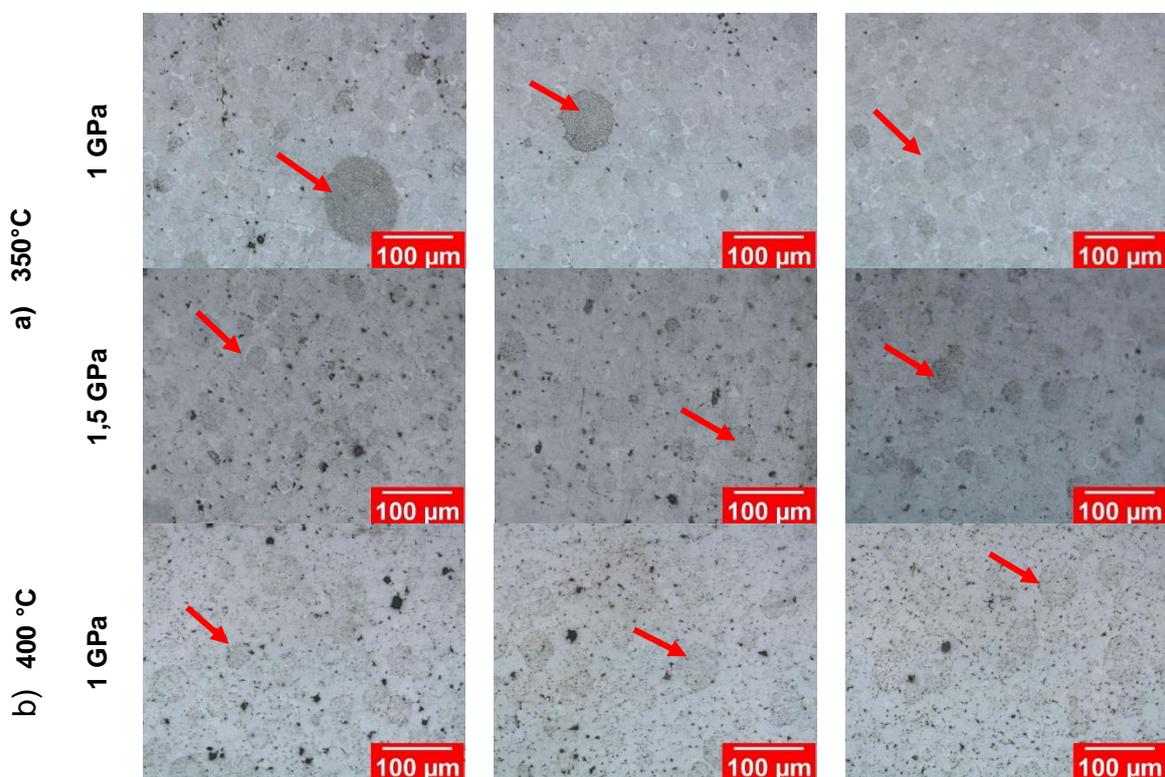
Figura 10. Amostras produzidas da liga $\text{Al}_{95}\text{Fe}_2\text{Cr}_2\text{Ti}_1$ para o teste de compressão a temperatura ambiente a) AM1,5-450 obtidas por CUQ e b) amostras obtidas por FSL.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise microestrutural e integridade física

A **Figura 11** mostra as imagens obtidas por microscopia ótica do corte longitudinal nas regiões superior, central e inferior das amostras produzidas por CUQ. Essas imagens revelam uma matriz α -Al com distribuição de pós compactados e não deformados ao longo de todo volume da peça. A presença de pós compactados não deformados, sugere elevada quantidade de QC no interior de algumas partículas, o que dificulta sua deformação e consequente densificação.

A integridade física das peças foi avaliada quanto ao critério de presença de trincas e porosidade. As trincas só foram observadas nas amostras AM1-350 e AM1,5-350, possivelmente devido à falta de coesão entre as partículas e se apresentavam como mostrado na **Figura 12**. Isso indica um menor nível de densificação das peças quando produzidas com os referidos conjuntos de parâmetros.



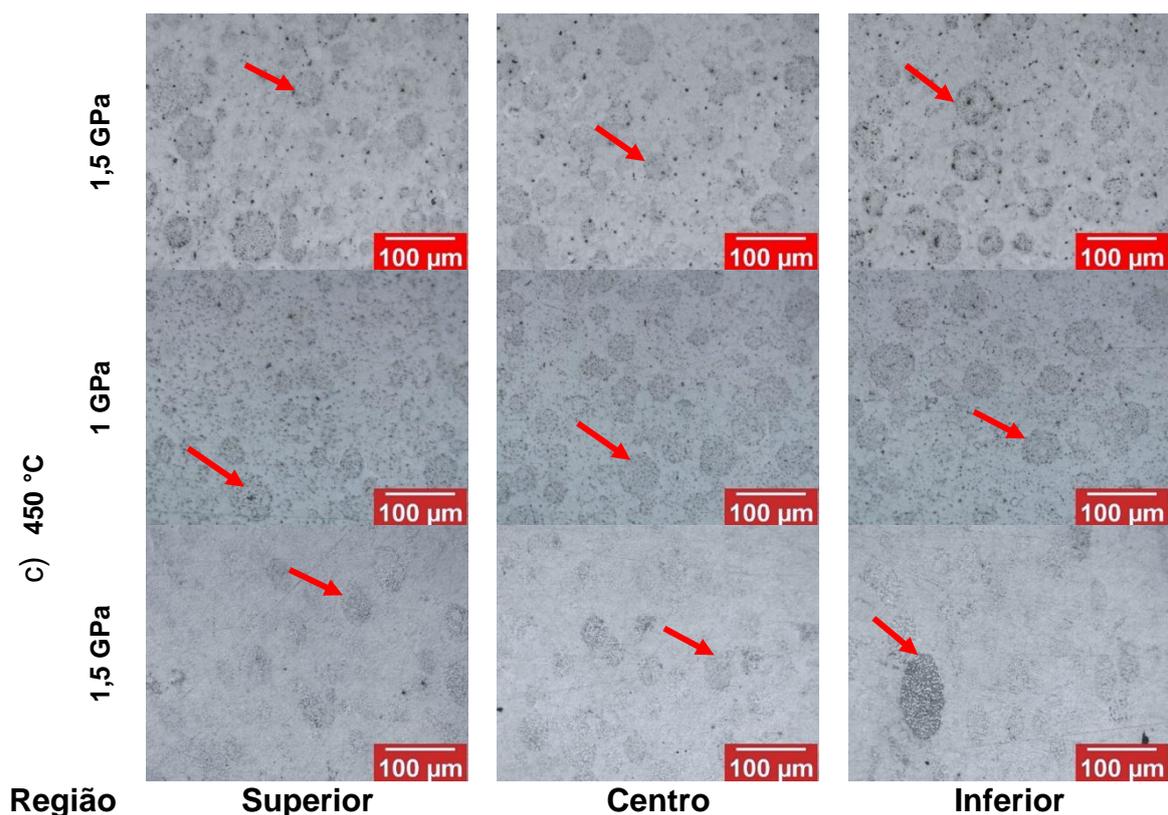


Figura 11. Imagens de microscopia ótica do corte longitudinal das regiões superior, central e inferior das amostras de a) 350 °C (1 e 1,5 GPa), b) 400 °C (1 e 1,5 GPa) e c) 450 °C (1 e 1,5 GPa), respectivamente. As setas vermelhas indicam a presença de pós compactados, mas não deformados.

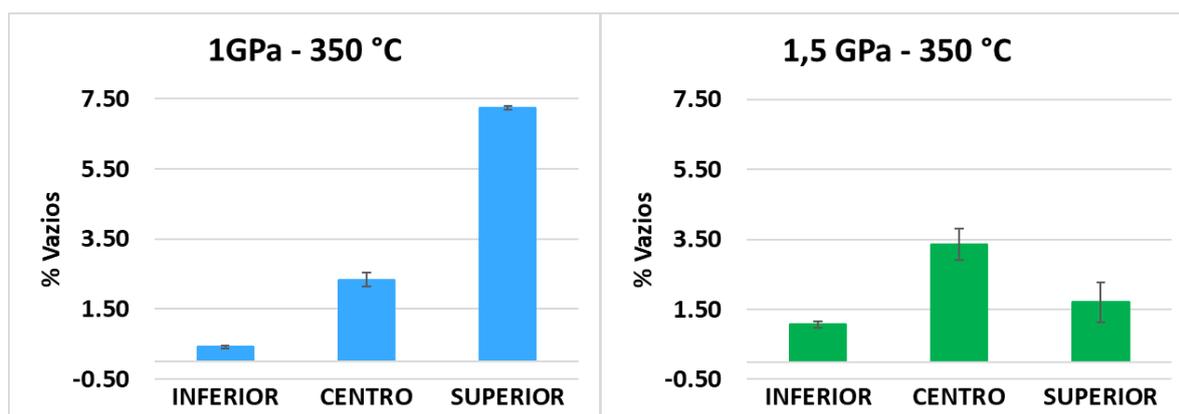


Figura 12. Imagem representativa da presença de trincas nas amostras AM1-350 e AM1,5-350.

Na **Figura 13** são apresentados os resultados do percentual de vazios, podendo ser poros e/ou trincas, nas três diferentes regiões das peças obtidas com diferentes combinações de temperatura e pressão por CUQ. Por estes resultados fica evidente que o parâmetro que resulta em peças com menor nível de vazios, (~0,30%), é o de 450°C de temperatura e 1,5 GPa de pressão (amostra AM1,5-450). Para essa

amostra, a quantidade de vazios obteve menor variabilidade considerando as três regiões. Para as demais amostras, observa-se que há uma variação nesses valores nas diferentes regiões, porém não indicam nenhuma tendência. Além disso, a amostra AM1-350 apresentou trincas na região superior e central, enquanto AM1,5-350 apresentou apenas na região central, além disso, ambas apresentaram valores de porosidade baixos na região inferior das peças. As demais amostras não apresentaram trincas. Por estes resultados ainda interpreta-se que a pressão tem papel importante na densificação das peças, já que para uma mesma temperatura o aumento da pressão implica em redução da porosidade e trincas das peças.

Quando comparado ao processo FSL, os resultados sugerem que o processo de CUQ possui menor nível de densificação, em torno de ~0,30%, contra ~0,05% para a liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ produzida por FSL [16].



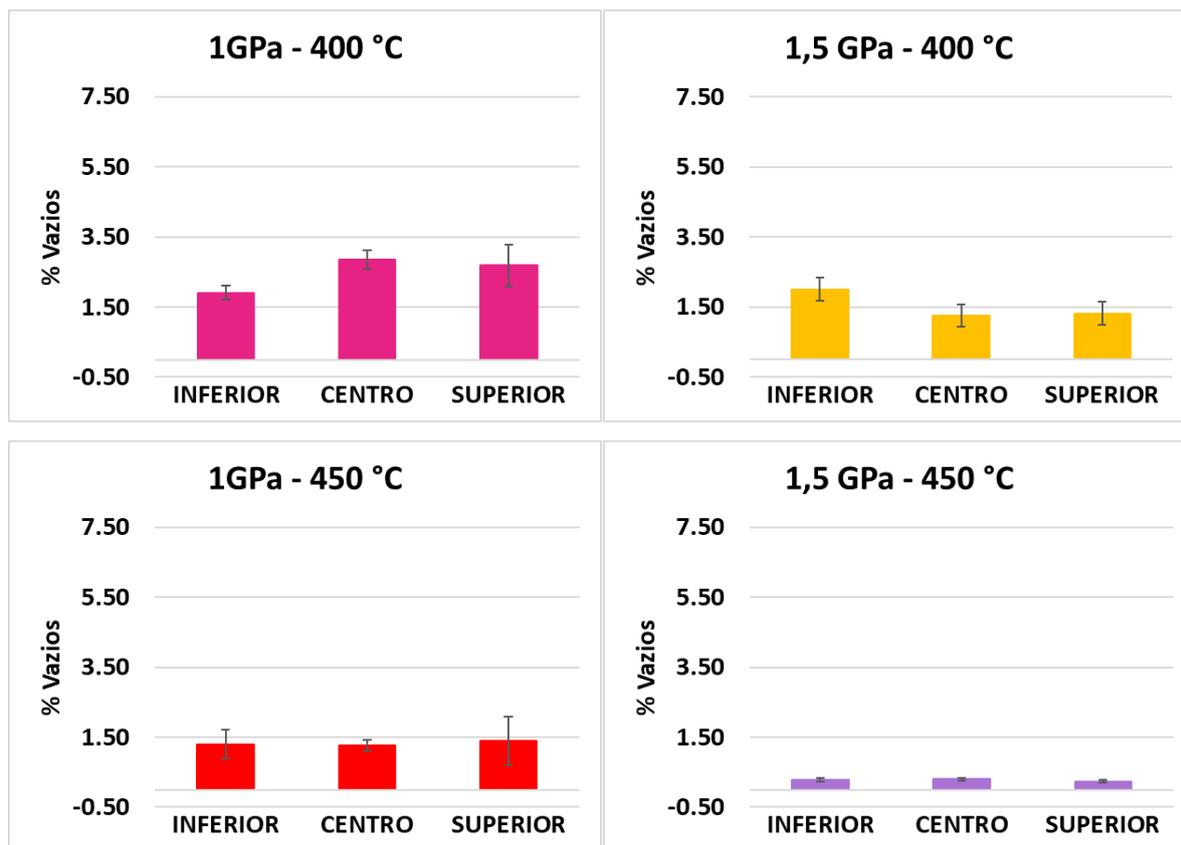


Figura 13. Gráficos de porosidade das regiões inferior, central e superior do corte longitudinal das amostras processadas por CUQ a 350, 400 e 450 °C com 1 e 1,5 GPa.

4.2 Difração de raios X (DRX)

A **Figura 14.a-d)** mostra os difratogramas de DRX para as amostras fabricadas com 1 e 1,5 GPa de pressão, a 350 (a), 400 (b) e 450 °C (c) e por fim a amostra obtida por FSL (d) [16]. A partir desses difratogramas é observado que sob uma mesma condição de temperatura de compactação (350 (**Fig. 14a**) ou 400 °C (**Fig. 14b**)), não há diferenças significativa na distribuição dos picos das fases presentes, mesmo quando se varia a pressão de processamento (1 e 1,5 GPa), ou quando diferentes regiões da amostra são analisadas (região inferior ou superior). Isso mostra que nas temperaturas de compactação de 350 e 400 °C, a pressão de compactação não exerce um efeito significativo sobre as fases presentes no sistema, e que uma homogeneidade de fases ao longo do volume das peças é garantida.

As fases presentes nos difratogramas foram indexadas considerando os trabalhos disponíveis na literatura [10–12,14,34–36]. Para todas as amostras, picos

das fases α -Al, QC, e fase cristalina aproximante θ - $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ foram observadas, porém para as amostras produzidas em 450°C picos referentes a fase Al_3Ti , foram também identificados. A presença da fase Al_3Ti indica que com aumento da temperatura de compactação, fases cristalinas podem ser precipitadas, precipitação esta, podendo estar relacionada a decomposição das fases QC. Como reportado [12], o Ti é um elemento que atrasa a decomposição da fase QC até temperaturas de 450°C , mantendo-a em uma forma quase esférica, apesar de sofrer leve engrossamento da microestrutura. Isso se deve ao baixo coeficiente de difusão exibido pelo Ti em ligas de Al com fase CFC, além disso, o tamanho atômico do Ti pode também ter influência no atraso da decomposição de fase QC, uma vez que o Ti é incorporado em posições específicas na unidade estrutural QC, reduzindo a tensão interna da estrutura e por sua vez estabilizando a fase QC [24].

Quando comparados os difratogramas em diferentes temperaturas, observa-se um aumento da intensidade dos picos principalmente aqueles referentes a fase QC e/ou a fase cristalina aproximante $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$, com o aumento da temperatura de compactação. Como de acordo com a literatura os picos dessas fases são sobrepostos, isso sugere uma maior decomposição das fases metaestáveis QC em suas respectivas fases cristalinas $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$, por efeitos térmicos, tornando-as por sua vez se mais detectáveis pela análise de difração de raios X.

Pela análise dos difratogramas das amostras compactadas em 450°C (**Fig. 14c**), o efeito da pressão de compactação sobre as fases presentes no sistema é evidenciado. Observa-se que para as amostras compactadas com 1,5 GPa, os picos das fases presentes ficam mais intensos que aqueles das amostras compactadas com 1 GPa, com destaque para os picos referentes a fase Al_3Ti . Isso mostra que em 450°C , a pressão também está atuando na decomposição das fases QC. Nesse caso, a maior pressão auxilia na redução da força motriz necessária para decompor a fase QC, com conseqüente precipitação das fases cristalinas $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ e Al_3Ti .

Quando os difratogramas de DRX obtidos neste trabalho são comparados com aqueles das peças por FSL (**Fig.12d**)), observa-se que as mesmas fases estão presentes em ambos os difratogramas, com exceção da fase Al_3Ti , o que indica que durante o processo de FSL, não há condições para a precipitação desta fase cristalina. Conforme as partes analisadas das peças (inferior e superior), tanto na FSL como CUQ, as fases encontram-se homogêneas dispersas no volume das peças

produzidas. Entretanto, quando comparado o difratograma do pó, com os difratogramas das peças, nota-se picos das fases QC menos intensos, o que pode estar indicando duas possíveis situações: 1- decomposição das fases QC, nas zonas termicamente afetadas pela refusão das camadas subsequentes, ou 2- o pó possui maior quantidade de fases cristalinas aproximantes $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$, as quais são fundidas durante a FSL e não se precipitam novamente.

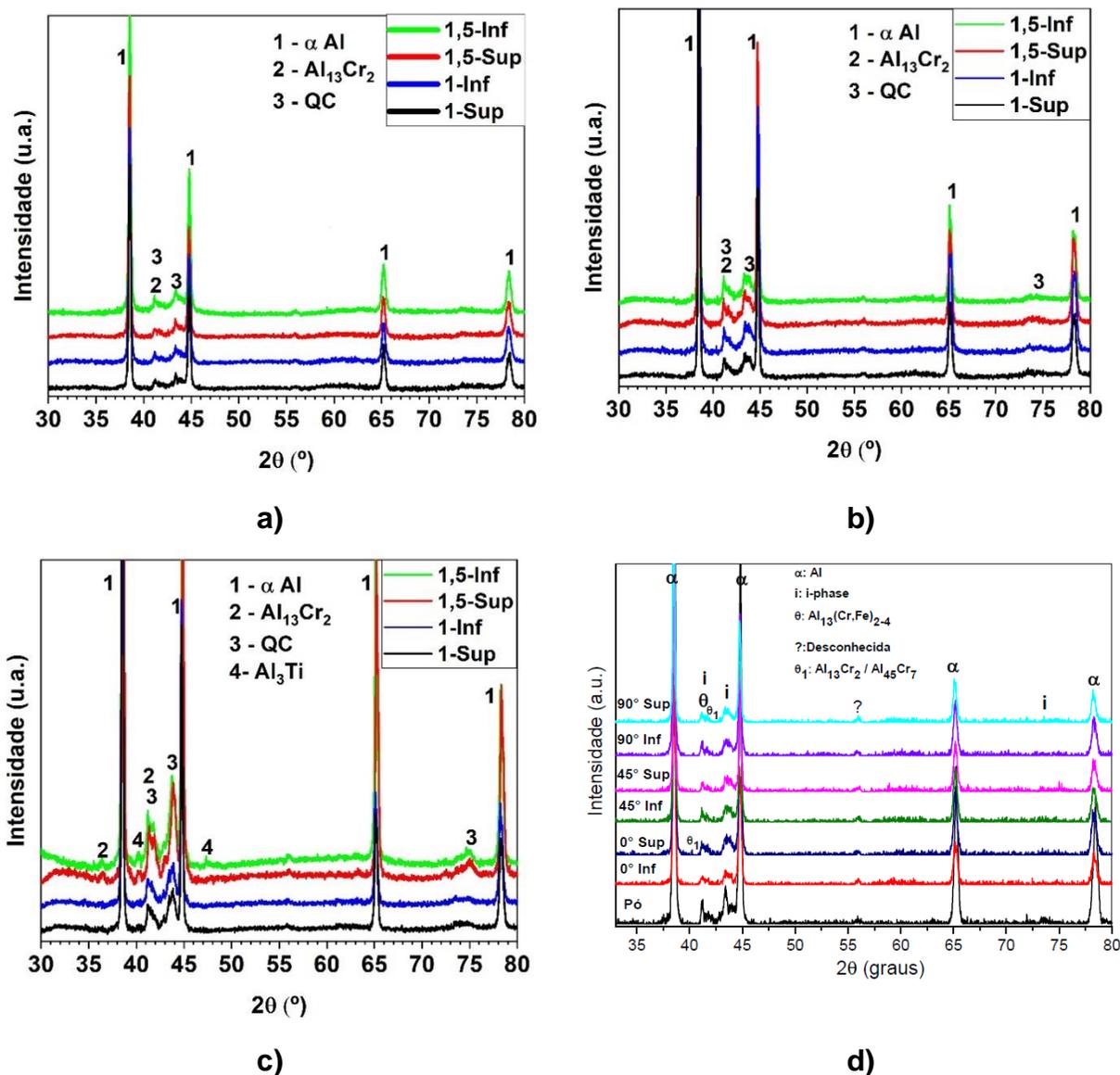


Figura 14. Difratogramas de DRX das amostras extraídas das regiões inferiores e superiores, das peças compactadas com 1 e 1,5 GPa, nas temperaturas de, a) 350, b) 400 e c) 450°C; e d) difratogramas de DRX do pó e amostras produzidas por FSL reportados em [16].

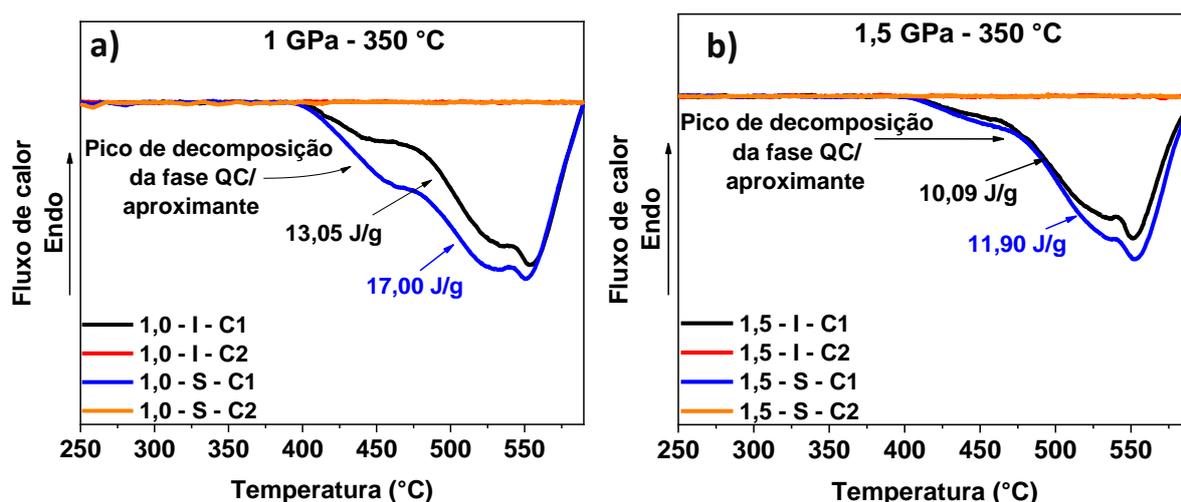
4.3 Calorimetria diferencial de varredura (DSC)

A **Figura 15**, mostra as curvas de DSC das amostras extraídas das regiões (superior e inferior) das peças compactadas a) AM1-350, b) AM1,5-350, c) AM1-400, d) AM1,5-400, e) AM1-450, f) AM1,5-450 e o DSC da g) amostra obtida por FSL. A **Tabela 2** mostra as temperaturas de início e fim dos eventos térmicos que as amostras produzidas por CUQ experienciaram, bem como os valores de energia liberados em tais eventos. A **Tabela 3** exibe a temperatura de início e fim da decomposição das fases QC presentes na amostra obtida por FSL.

Para as amostra produzidas por CUQ (**Figura 15a-f**)), considerando o primeiro ciclo de aquecimento, as amostras apresentaram um evento exotérmico característico da decomposição da fase QC, com temperatura inicial que variou de 400 a 525°C [10,16,24]. As amostras produzidas a 350°C apresentaram início de decomposição em 400 °C, já as amostras produzidas em 400 e 450°C a temperatura de início da decomposição das fases QC se apresentou por volta de 500°C. Destaca-se que, para as amostras (AM1-350, AM1,5-350, AM1,5-400 e AM1-450), essa decomposição ocorreu em mais de uma etapa pois para uma mesma curva há mais de uma inclinação de reta, e as temperaturas de início de cada etapa estão mostradas na **Tabela 2**. O fato das peças produzidas com parâmetros diferentes apresentarem temperaturas de decomposição das fases QC diferentes, revela que as condições do processo influenciam na quantidade de fases QC e/ou suas aproximantes nas peças finais. Dessa forma, as peças produzidas sob temperatura superiores tiverem temperaturas de decomposição das fases QC mais altas. Isto pode ser explicado devido a uma menor quantidade de fases QC nas amostras processadas em maiores temperaturas, as quais somente para temperaturas mais elevadas tem o evento térmico destacado. Com relação a amostra produzida em 450°C, quando sob 1 GPa, esta apresentou temperatura de decomposição em 515°C, já quando sob 1,5 GPa **Fig. 13.f**), dois eventos exotérmicos bem distintos, um com início em ~230°C (4,34 J/g e 8,55 J/g) referente a decomposição de fases metaestáveis aproximantes e um segundo com início em ~500°C referente a decomposição das fases QC, foram evidenciados. Os valores energia liberados apresentaram tendência de diminuição em função do aumento da temperatura e pressão do processamento, o que sugere menor quantidade de QCs nas peças finais.

Para o segundo ciclo de aquecimento, não há eventos exotérmicos, provando que a decomposição dos QC e/ou aproximantes metaestáveis, se completou no primeiro ciclo.

A **Fig 15. g)** exibe o resultado de DSC da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ processada por FSL. Pelas curvas do primeiro ciclo de aquecimento observa-se o evento exotérmico de decomposição das fases QC, que se inicia em ~ 490 °C, conforme descrito na **Tabela 3**, o que é similar ao resultado médio de temperatura de início de decomposição das amostras produzidas em 400 °C por CUQ (~ 498 °C), já que para 350 °C foi ~ 472 °C e para 450 °C foi ~ 516 °C. Quando comparados os resultados para peças impressas em distintas direções, não houve diferenças nas curvas de DSC para FSL. Em adição, também não houve diferenças nas fases presentes nas diferentes regiões da amostra (região inferior ou superior) por CUQ. Com isso, apesar das temperaturas de início de decomposição das amostras processadas por CUQ a 450°C serem maiores do que as temperaturas de início das amostras obtidas por FSL, é possível que ambas apresentem temperatura inicial de decomposição mais próximas. Isso pode ser justificado devido a quantidade de fase QC, pois com a menor quantidade de QC nas amostras produzidas em 450°C, o evento tem a temperatura de início de decomposição menos notável, tornando-se evidenciada somente em temperaturas maiores, quando um número maior de QC começam a se decompor.



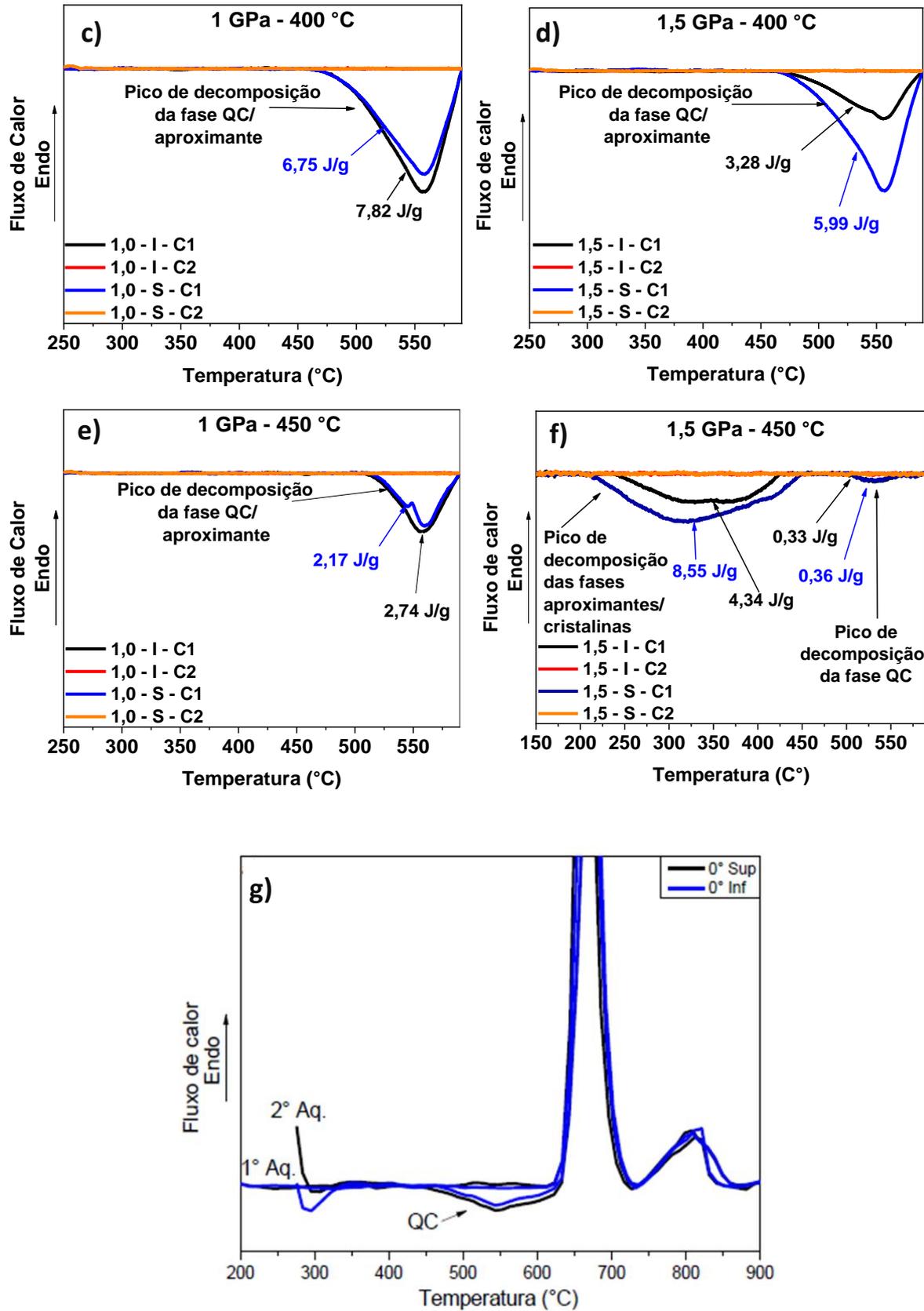


Figura 15. DSC das regiões superior e inferior das amostras a) AM1-350, b) AM1,5-350, c) AM1-400, d) AM1,5-400, e) AM1-450, f) AM1,5-450 e g) amostra obtida por FSL no trabalho [9].

Tabela 2. Temperaturas aproximadas de início e fim e energia liberada da decomposição da fase QC durante o primeiro ciclo de aquecimento por DSC para as amostras obtidas por CUQ.

Amostra	Região	T. Inicial 1° evento (°C)	T. Inicial 2° evento (°C)	T. Inicial 3° evento (°C)	T. Final (°C)	Energia liberada (J/g)
AM1-350	Inferior	400	460	470	590	13.05
	Superior	400	435	450	590	17.00
AM1.5-350	Inferior	405	420	500	585	10.09
	Superior	405	418	470	585	11.09
AM1-400	Inferior	495	-	-	590	7.82
	Superior	488	-	-	590	6.75
AM1.5-400	Inferior	475	505	-	585	3.28
	Superior	505	-	-	585	5.99
AM1-450	Inferior	525	-	-	590	2.74
	Superior	515	540	-	585	2.17
AM1.5-450	Inferior	500	-	-	570	0.33
	Superior	500	-	-	569	0.36

Tabela 3 Temperatura aproximada de início e fim da decomposição do QC durante o primeiro ciclo de aquecimento do DSC para as amostras obtidas por FSL.

Amostra	Região	T. Inicial (°C)	T. Final (°C)	Energia liberada (J/g)
Amostra FSL	Representativa das direções de construção	490	610	Não calculado pelo autor

Pelos resultados, a variação de temperatura de compactação de 350 a 450 °C tem influência significativa na microestrutura das amostras já que a energia média liberada no evento exotérmico de decomposição dos QC varia de ~12,8 J/g, 5,96 J/g e 1,4 J/g para 350, 400 e 450 °C, respectivamente. Já com relação a pressão do processamento, observa-se que apenas para as amostras compactadas a 450°C a pressão teve papel significativo na decomposição das fases QC, já que a variação

média foi de 2,45J/g sob 1 GPa e 0,34 J/g sob 1,5 GPa. Uma possível justificativa para isso pode ser dada sob uma perspectiva termodinâmica similar àquela aplicada para sistemas amorfos [37,38]. Dessa forma, a pressão aplicada sobre um sistema com fases metaestáveis, pode ter as seguintes consequências: 1- efeito de densificação, pode favorecer a cristalização de fases metaestáveis, que para o nosso sistema seria através da decomposição dos QC e θ -Al₁₃Cr₂ em fases estáveis; 2- efeito na alteração da mobilidade atômica, causando um gradiente de vacâncias na rede Al-CFC, o que é uma força motriz para a difusão; 3- a pressão pode mudar a energia livre de Gibbs tanto da fase QC, como da fase cristalina.

Similarmente a materiais amorfos, o efeito da pressão no processo de cristalização dos QC pode ser descrito matematicamente pela equação 1 [37,38]:

$$\left(\frac{\partial G}{\partial P}\right)_T = \left(\frac{\partial(\Delta G + Q_n)}{\partial P}\right)_T = -\frac{32\pi\sigma^3}{3} \cdot \frac{V_C - V_{QC}}{(G_C - G_{QC})} + \left(\frac{\partial Q_n}{\partial P}\right)_T \quad \text{[Equação 2]}$$

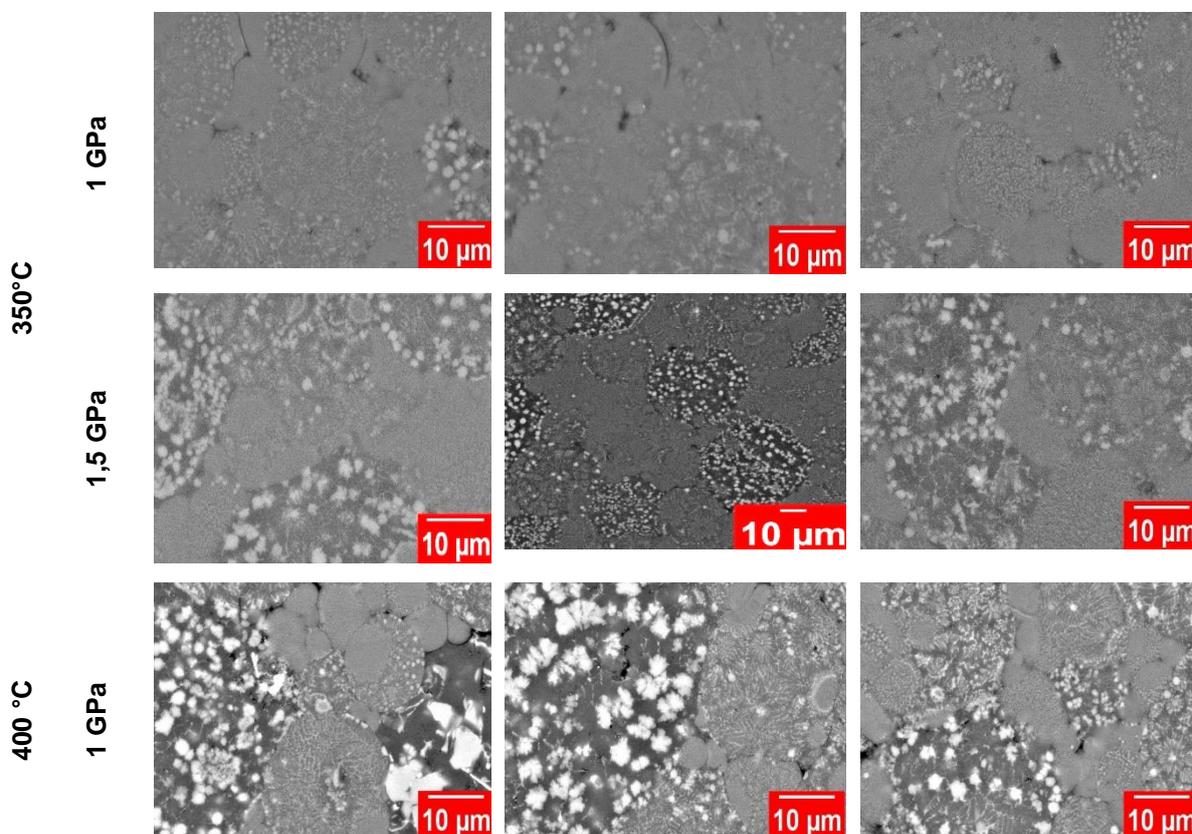
Na equação 1, G é energia de ativação de nucleação da fase cristalina do sistema, ΔG é a barreira potencial termodinâmica de nucleação, Q_n é a energia de ativação de difusão e σ é a energia interfacial. V_C e V_{QC} são os volumes molares da fase QC e sua respectiva fase cristalina. G_C e G_{QC} são a energia livre de Gibbs da fase QC e sua respectiva fase cristalina por unidade de volume. Como $V_{QC} > V_C$ e $G_C < G_{QC}$, o primeiro termo da equação será sempre negativo. Isso implica que a pressão atua beneficiando o processo de cristalização. Por outro lado, o segundo termo da equação é sempre positivo e, usualmente, aumenta com o aumento da pressão, o que implicaria que a pressão retarda o processo de cristalização. Contudo, segundo Wang et al. [38], esse efeito só acontece em pressões extremamente elevadas (20 - 30 GPa), o que não é o caso deste trabalho. Portanto, a energia de ativação de cristalização da fase QC, só aumentaria quando o segundo termo da equação fosse suficientemente maior que o primeiro termo. Como neste trabalho não estamos utilizando ultra pressões, pode-se concluir que o processo de cristalização das fases QC ficam dependentes apenas do primeiro termo da equação, que por ser um termo sempre negativo, indica que a cristalização das fases QC será um processo sempre favorecido por efeito da pressão.

Os resultados obtidos por DSC são corroborados com os resultados de DRX apresentado na seção anterior.

4.4 MEV

A **Figura 16**, representa a morfologia geral por MEV da seção longitudinal das regiões superior, central e inferior das amostras processadas a 350, 400 e 450 °C com 1 e 1,5 GPa. Já a **Figura 17** exibe uma imagem representativa de MEV de uma peça da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ produzida por FSL.

As imagens obtidas por MEV, **Figura 16**, mostram a matriz α -AL (contraste de cinza escuro) e a fase QC e/ou fases aproximantes (contraste cinza claro ou branco). Dessa forma, nota-se que as amostras obtidas em 350°C, são as que majoritariamente possuem morfologia de QC circulares e pequenos dispersos na matriz. As imagens sugerem que a pressão tem pouca influência nas amostras, entretanto a temperatura exibe influência significativa, uma vez que nas amostras processadas a 400°C e 450 °C, fica mais evidente a morfologia de rosetas e formatos irregulares ainda maiores, indicando a decomposição do QC. Além disso, não houve variação morfológica entre as regiões avaliadas em uma mesma amostra, indicando a homogeneidade das fases ao longo da peça.



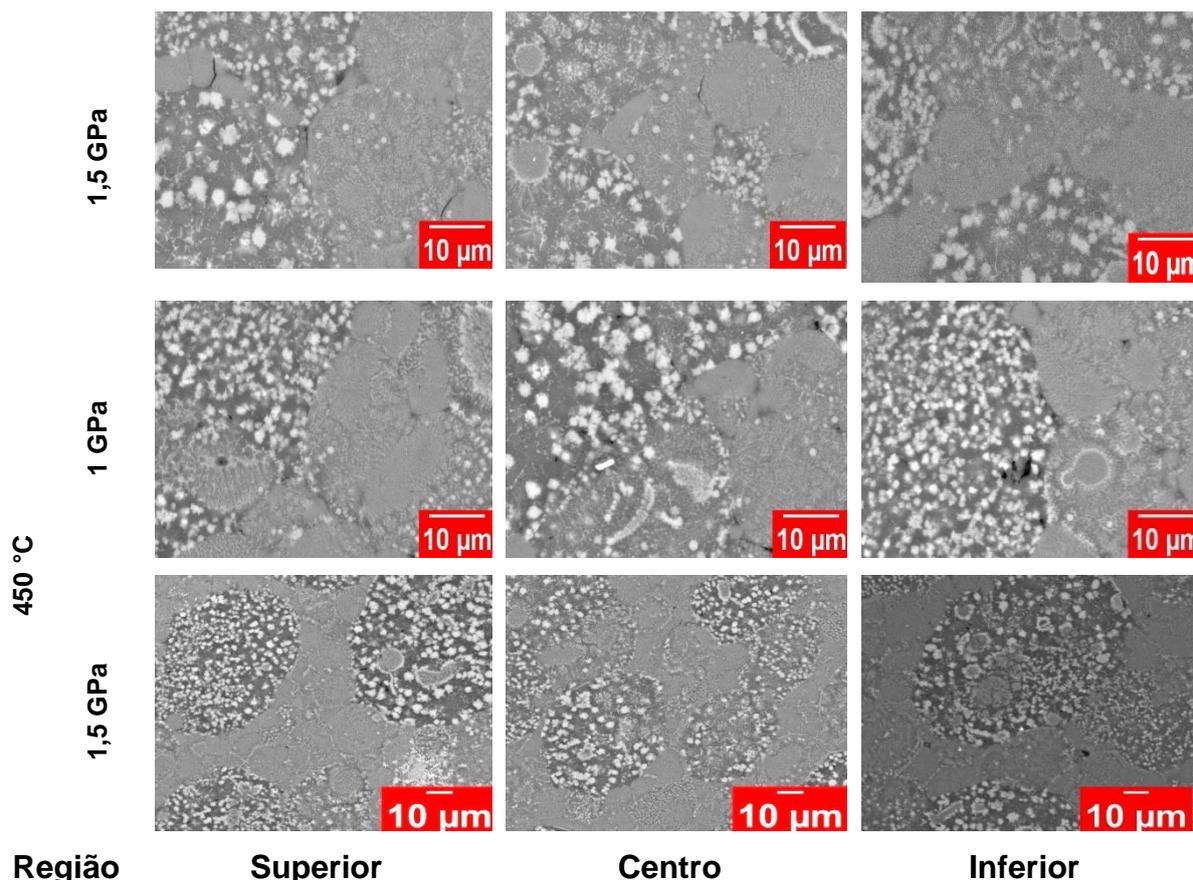


Figura 16. Imagens de MEV do corte longitudinal nas regiões superior, centro e inferior das amostras processadas a 350, 400 e 450 °C com 1 e 1,5 GPa. As setas vermelhas indicam as principais morfologias gerais das amostras.

A **Figura 17a)** mostra uma imagem de MEV da região transversal de uma peça da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ produzida por FSL [16]. A **Figura 17b)** ilustra a evolução microestrutural da poça de fusão vista transversalmente. Quando os resultados de MEV deste trabalho são comparados com aqueles obtidos para a mesma liga processada por FSL, observa-se que as fases QC encontram-se ultra refinadas na região central da poça de fusão e refinadas nas bordas da poça de fusão (zona termicamente afetada).

Apesar da influência dos ciclos de aquecimento na microestrutura das peças obtidas por FSL, de uma forma geral, a microestrutura das peças é mais refinada que aquelas das peças obtidas por compactação a quente. Durante o processo de FSL altas taxas de resfriamento são atingidas, suficientemente para formação de elevado percentual de fases QC. Já para o processo de compactação, os QC presentes nas peças são originários do processo anterior de produção dos pós por atomização.

Com relação a morfologia e distribuição de fases, enquanto nas peças por FSL, essas são majoritariamente esféricas, refinadas e homogeneamente dispersas na matriz de alumínio, nas peças por CUQ, as fases se apresentam com morfologia e tamanhos variados, como já mencionado anteriormente. No entanto, esse perfil heterogêneo de fases se repete em todo volume da amostra, resultando numa peça de microestrutura homogênea.

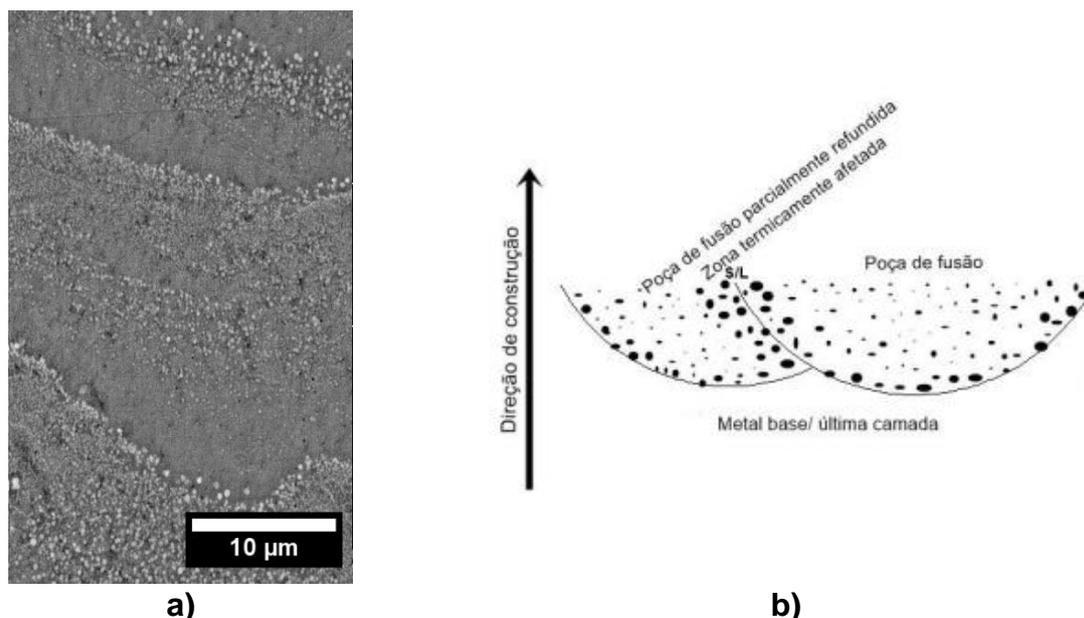


Figura 17. a) Imagem de MEV da vista lateral de uma peça construída por FSL [16] e b) esquema ilustrativo da evolução da microestrutura da poça de fusão vista lateralmente, de acordo com [16], onde os pontos pretos são QC.

4.5 Ensaio mecânicos

4.5.1 Microdureza Vickers

A **Figura 18** mostra os resultados de microdureza Vickers das regiões superior, central e inferior das amostras compactadas em 350, 400 e 450 °C com 1 e 1,5 GPa, respectivamente. Observa-se que as amostras compactadas em 350 °C (**Fig.18a**) apresentaram resultados similares entre as condições de 1 e 1,5 GPa, com dureza média de aproximadamente 150 HV. As amostras de 400 (**Fig. 18b**) e 450 °C (**Fig. 18c**), apresentaram resultados de dureza similares, com média de 130 HV. Por estes resultados, nota-se que a temperatura é o parâmetro que favorece a queda de dureza, porém essa queda não é expressiva quando a temperatura de compactação passa

de 400 para 450 °C. Além disso, nota-se uma tendência da dureza da região inferior ser maior nos gráficos de 350° e 400°C, possivelmente devido a presença de uma maior fração de fase QC não decomposta nessa região, o que pode ser resultado de um possível gradiente de temperatura. Quando observamos uma única temperatura, a pressão não influi significativamente na dureza.

Comparativamente ao processo de manufatura aditiva por FSL [16] , nota-se que pela FSL as peças apresentam maior dureza, em torno de 180 HV, como resultado de maior quantidade de QC , maior grau de refinamento da matriz de alumínio e maior homogeneidade de distribuição na matriz.

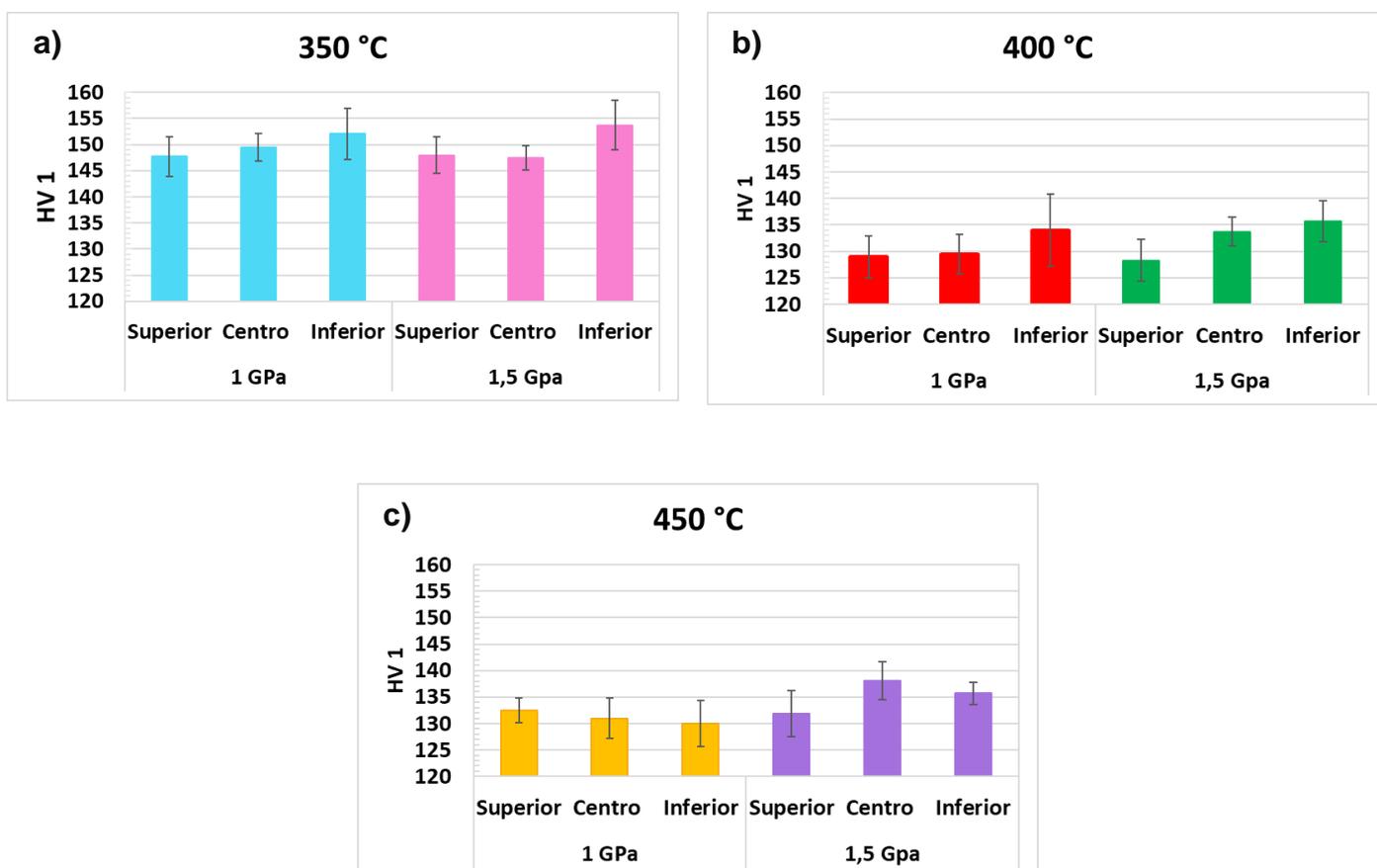


Figura 18. Microdureza Vickers das regiões superior, central e inferior das amostras produzidas em a) 350, b) 400 e c) 450 °C com 1 e 1,5 GPa.

4.5.2 Ensaio mecânico de compressão

A **Figura 19** e **Figura 20** mostram as curvas de tensão x deformação relativa ao ensaio de compressão das amostras processadas por CUQ e FSL. A **Figura 21a)** mostra os corpos de prova de CUQ produzidos com 1,5 GPa e 450° C (menor porosidade), após o ensaio de compressão e a **Figura 21b)** mostra as amostras produzidos por FSL na direção de 0° em relação ao eixo Z, após o ensaio de compressão. Para as amostras produzidas por CUQ, apenas a amostra 1 (**Fig. 19**) apresentou um comportamento dúctil durante o esforço de compressão, alcançando uma deformação aproximadamente 30% e resistência máxima de 577 MPa. Conforme observado na **Fig. 21a)**, a amostra 1 apresenta trincas na direção do plano de 45° e deformação lateral, o que indica que há ductilidade. Já as amostras 2 e 3 se apresentaram frágeis (**Fig. 19**), de modo que durante o ensaio essas se fragmentaram por inteiro como mostrado na **Fig. 21a)**. Esse comportamento pode ser justificado devido à presença de trincas nos corpos de prova, estas oriundas do processo de lixamento para o preparo das amostras, de forma a concentrar tensões. Como o módulo de elasticidade pode ser quantificado com confiabilidade para as três amostras produzidas por CUQ, este foi medido, apresentando um valor médio de 25 ± 6 GPa.

Com relação aos resultados para as amostras produzidas por FSL, observa-se comportamento similar entre todas as amostras, com tensão máxima média de 792 ± 38 MPa, deformação média de 37 ± 8 % e módulo de 33 ± 5 GPa, mostrando que os módulos de elasticidade pelos dois métodos estão em concordância. Nesse caso, as amostras apresentam um comportamento dúctil, já que é possível observar que a fratura ocorre preferencialmente em plano a 45° do eixo de aplicação da carga, com significativa deformação no diâmetro das amostras (**Fig. 21b)**. Quando comparadas, as amostras produzidas por FSL se mostraram mais resistentes e mais dúcteis que aquela de melhor performance obtida por CUQ. Este resultado já era esperado, uma vez que as amostras obtidas por FSL são menos porosas, sem trincas superficiais, e apresentam microestrutura mais refinada e mais enriquecida de fases QC. Esses três fatores contribuem para maiores resistência ao esforço.

Por comparação com ligas comerciais da série 7xxx, antes (7075) e após tratamento térmico (7075-T6), conforme exibido na **Tabela 4**, observa que a liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ apresenta resultados promissores, sendo que a liga obtida por FSL

ultrapassa a deformação (44 %) e limite de escoamento (710 MPa) da liga 7075-T6 que apresenta 550 MPa de limite de escoamento e 24% de deformação [40].

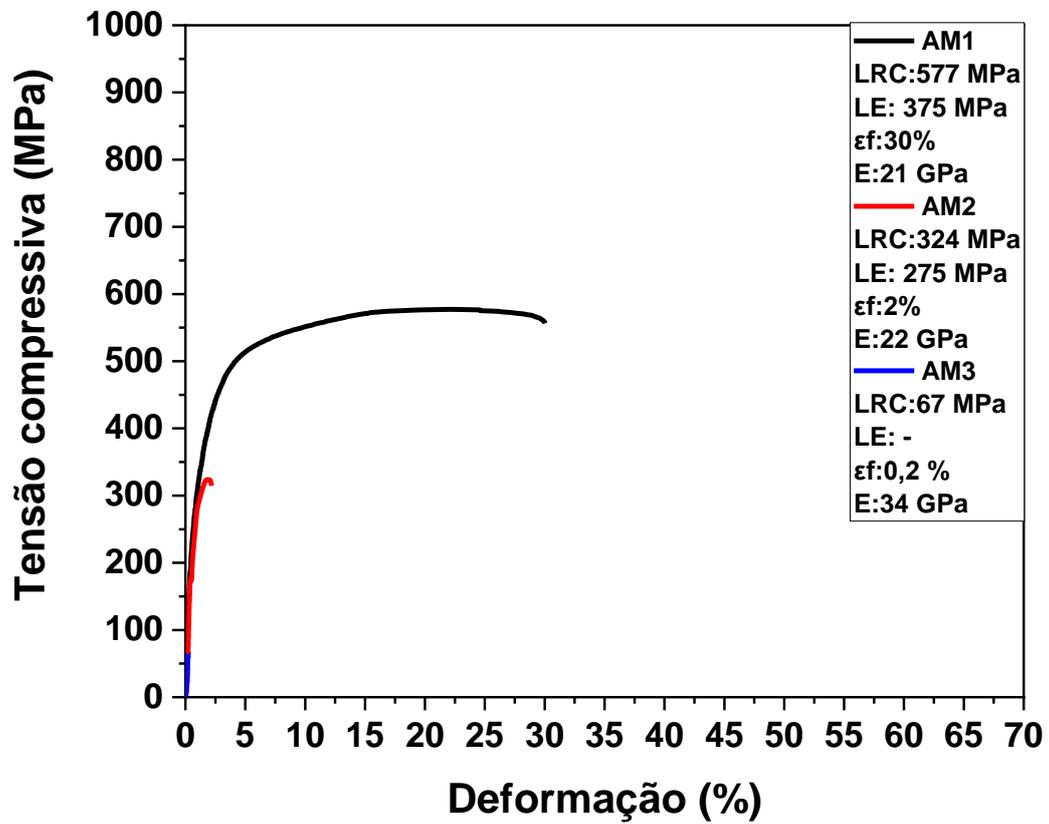


Figura 19. Curvas de tensão x deformação do ensaio de compressão das amostras obtidas por CUQ (1,5 GPa-450 °C).

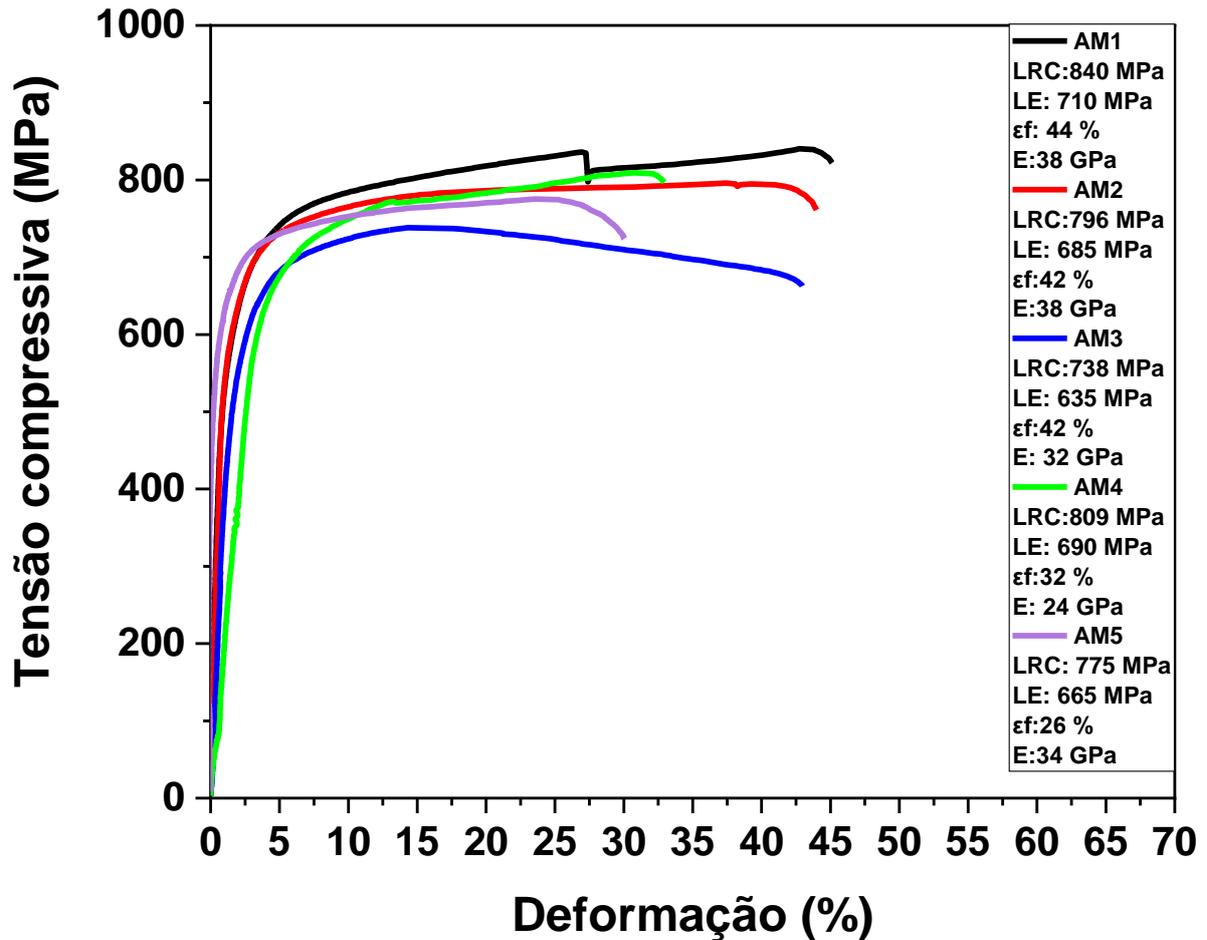


Figura 20. Curvas de tensão x deformação do ensaio de compressão das amostras obtidas por FSL.

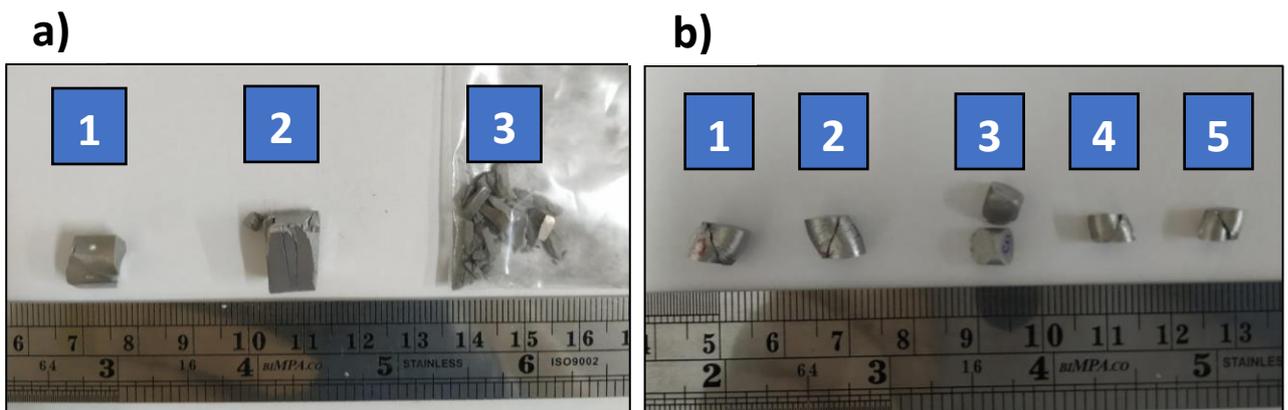


Figura 21. Imagem das amostras fraturas pós ensaio de compressão: a) Amostras processadas por CUQ (AM1,5-450) e b) por FSL.

Tabela 4. Comparação dos resultados mecânicos obtidos na liga Al₉₅Fe₂Cr₂Ti₁ (at%) no ensaio de compressão com as propriedades mecânicas de ligas comerciais. [40]

Liga	LRC (MPa)	LE (MPa)	ϵ_f (%)	E (GPa)
Al ₉₅ Fe ₂ Cr ₂ Ti ₁ - FSL	840	710	44	38
Al ₉₅ Fe ₂ Cr ₂ Ti ₁ - CUQ	577	375	30	21
7075 (fundida em areia)	400	200	27	70
7075-T6	820	550	24	70

4.5.3 Análise da fratura

Entre as peças ensaiadas por compressão, apenas a amostra número 3 obtida por FSL se soltou durante o ensaio, assim possibilitando a investigação da sua fratura. A **Figura 22** mostra essa superfície de fratura, possuindo característica de fratura dútil, como as facetas indicadas que são *dimples*, que sugerem terem sido cisalhados durante o ensaio de compressão, o que está de acordo com os resultados de deformação obtido pela curva tensão x deformação.

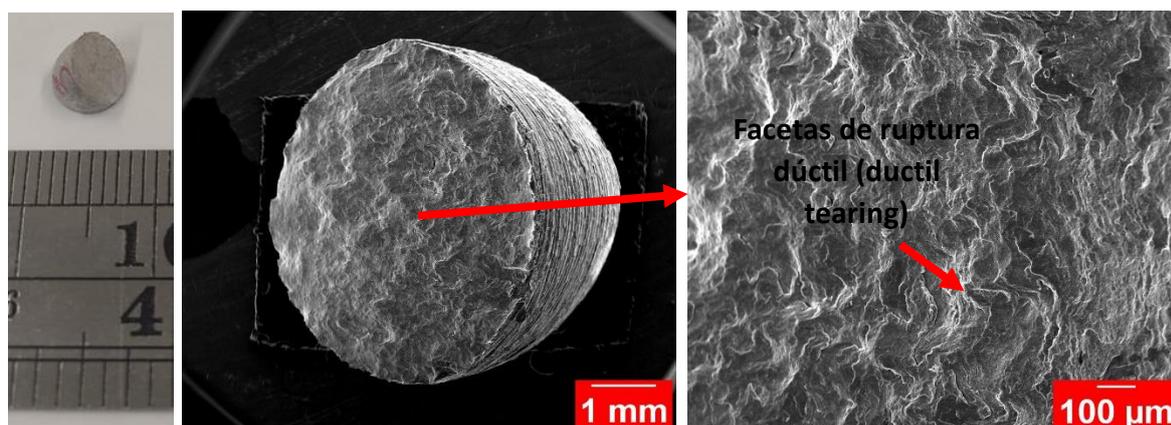


Figura 22. Imagem de fractografia por MEV da amostra número 3 obtida por FSL e ensaiada por compressão em temperatura ambiente.

CONCLUSÃO

Nesse estudo, as propriedades mecânicas e térmica, bem como a microestrutura de peças da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ obtidas por compactação uniaxial a quente foram avaliadas e comparadas com aquelas obtidas por fusão seletiva a laser. Foram utilizadas temperaturas de 350, 400 e 450°C, em combinação com pressões de 1 e 1,5 GPa para compactação das peças. As principais conclusões deste trabalho são:

- A porosidades das peças obtidas por CUQ variam em função da pressão e temperatura de processamento e quanto maior a temperatura e a pressão do processo, menor é o percentual de porosidade das peças. Dentre as combinações de parâmetros utilizadas neste trabalho, aquele que resultou em menor densidade 0,3% foi de 450°C e 1,5 GPa de pressão. Entretanto, esse resultado ainda se mostra inferior a porosidade de peças obtidas por fusão seletiva a laser (0,05%).
- Por DRX, tanto a CUQ quanto a FSL mostram resultados similares das fases presentes nas amostras. No entanto, a maior semelhança foi para as amostras produzidas em 350 °C, parâmetro que resultou em menor decomposição do QC. Além disso, a amostra AM1,5-450 obtida por CUQ exibiu a presença de Al_3Ti , que não é evidenciada no difratograma das peças por FSL.
- Os resultados de DSC mostram que a temperatura de processamento por CUQ tem influência significativa sobre a decomposição do QC, e isso foi evidenciado pelos valores de energia liberada na decomposição das fases QC, as quais diminuem conforme a temperatura de processamento aumenta. O evento de decomposição na FSL se assemelha as amostras produzidas em 400 °C, exibindo temperatura de início e fim de decomposição de ~490°C e ~610 °C, respectivamente.
- O MEV mostrou que na CUQ a temperatura tem efeito significativo na decomposição do QC, no qual conforme a temperatura de processamento é aumentada, o QC se decompõe resultando em formatos irregulares ou rosetas. Já para a FSL, os resultados de MEV mostram que esse processo proporciona a formação de fases QC com morfologia majoritariamente esférica,

homogeneamente dispersa na matriz e mais refinadas do que na CUQ, esta última que possui fases QC de morfologia heterogênea, de tamanhos variados, distribuídos de forma homogênea ao longo de todo volume da peça.

- Na CUQ, nota-se que o parâmetro de maior influência na dureza é a temperatura, na qual a amostra de 350 °C resultou em dureza de 150 HV e as amostras de 400 °C e 450 °C resultou em durezas similares de 130 HV. Em comparação com as amostras produzidas por CUQ, a FSL mostrou maior dureza (180 HV).
- A amostra AM1,5-450 obteve resistência a compressão de 577 MPa com 30% de deformação, enquanto na FSL obteve-se valores acima de 790 MPa de resistência a compressão com 37 ± 8 % de deformação.

Os resultados desse trabalho indicam que apesar da compactação uniaxial a quente ser uma rota de processamento viável para a produção da liga quasicristalina metaestável $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$, ela não é a mais adequada quando comparada com o processamento por FSL. Majoritariamente, desvantagens são evidenciadas com exceção do custo, já que CUQ apresenta menor custo. Dessa forma, a FSL se caracteriza como rota possível, viável e com características de processo que trazem majoritariamente benefícios a liga quasicristalina metaestável $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$, se sobressaindo por isso a técnica de CUQ.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Shechtman, D.; Blech, I.; Gratias, D.; Cahn, J.W. Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry, **Physical Review Letter**. v. 53, Novembro.1984, p. 1951–1953. Disponível em: <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.53.1951>
- [2] Galano, M.; Audebert F. Novel Al based nanoquasicrystalline alloys, **Progress in Materials Science**, v. 123, Janeiro. 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100831>
- [3] Thiel, P.A., An introduction to the surface science of quasicrystals, **Progress in Surface Science**, v. 75, agosto.2004, Iowa. USA, p. 69–86. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.progsurf.2004.05.012>
- [4] Galano, M.; Audebert, F.; Cantor, B.; Stone, I., Structural characterisation and stability of new nanoquasicrystalline Al-based alloys, **Materials Science and Engineering:A**. v. 375–377, julho. 2004, p. 1206–1211. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.066>
- [5] Yadav, T.P.; Mukhopadhyay , N.K, Quasicrystal : a low-frictional novel material, **Current Opinion in Chemical Engineering**. v.19, março.2018, p. 163-169. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.coche.2018.03.005>
- [6] Bonneville, J.; Caillard, D.; Guyot, P. Dislocations and Plasticity of Icosahedral Quasicrystals. In: J. P. Hirth. **Dislocations in Solids**. v. 14, França: Elsevier B.V. 2008. Cap 85, p. 251–331. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1572-4859\(07\)00005-8](https://doi.org/10.1016/S1572-4859(07)00005-8)
- [7] Abe E.; Pennycook ,S.J.; Tsai, A.P.; Direct observation of a local thermal vibration anomaly in a quasicrystal, **Nature**. v. 421, Janeiro. 2003, p. 347–350. Disponível em: <https://doi.org/10.1038/nature01337>
- [8] Szallas, A.; Jagannathan, A.; Phason disorder effects in the Penrose tiling antiferromagnet, **Zeitschrift Fur Kristallographie**. v. 224, Setembro. 2009, p. 45–48. Disponível em: <https://doi.org/10.1524/zkri.2009.1089>
- [9] Gargarella, P.; Vilar, R.; Almeida, A.; Kiminami, C.S.; Rios, C.T.; Bolfarini, C.; Botta, W.J. Laser remelting of Al₉₁Fe₄Cr₃Ti₂ quasicrystalline phase former alloy, **Journal of Alloys Compounds**. v. 495, abril. 2010, p. 646–649. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.10.231>
- [10] Galano, M.; Audebert, F.; Escorial, A.G.; Stone, I.C.; Cantor, B. Nanoquasicrystalline Al-Fe-Cr-based alloys with high strength at elevated temperature, **Journal of Alloys Compounds**. v. 495, abril.2010, p. 372–376. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.10.208>
- [11] Galano, M.; Audebert, F.; Stone, I.C.; Cantor, B. Nanoquasicrystalline Al-Fe-Cr-based alloys. Part I: Phase transformations, **Acta Materialia**. v. 57, outubro.2009, p. 5107–5119. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.011>
- [12] Galano, M.; Audebert, F.; Escorial, A.G.; Stone, I.C.; Cantor, B.;

- Nanoquasicrystalline Al-Fe-Cr-based alloys. Part II. Mechanical properties, **Acta Materialia**. v. 57, Outubro. 2009, p. 5120–5130. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.009>
- [13] Araujo, A.P.M.; Pauly, S.; Batalha, R.L.; Coury, F.G.; Kiminami, C.S.; Uhlenwinkel, V.; Gargarella, P. Additive manufacturing of a quasicrystal-forming Al₉₅Fe₂Cr₂Ti₁ alloy with remarkable high-temperature strength and ductility, **Additive Manufacturing**. v.41, maio.2021, p. 101960. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101960>.
- [14] Dám, K.; Vojtěch, D.; Průša, F. Powder metallurgy Al-6Cr-2Fe-1Ti alloy prepared by melt atomisation and hot ultra-high pressure compaction, **Materials Science and Engineering: A**. v. 560 janeiro. 2013, p. 705–710. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.017>
- [15] Audebert, F.; Prima, F.; Galano, M.; Tomut, M.; Warren, P.J.; Stone, I.C.; Cantor, B.; Structural characterisation and mechanical properties of nanocomposite Al-based alloys, **Materials Transaction**. v. 43, (2002), p. 2017–2025. Disponível em: <https://doi.org/10.2320/matertrans.43.2017>
- [16] Priscila Marques de Araújo, Aylanna. **MANUFATURA ADITIVA DA LIGA RECICLADA Al-Fe-Cr-Ti FORMADORA DE FASE QUASICRISTALINA**. 2020. 153f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2020
- [17] Thiel, P.A.; Dubois, J.-M. Quasicrystals. Reaching maturity for technological applications, **Materials Today**. v.2, 1999, p. 3–7. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/s1369-7021\(99\)80058-3](https://doi.org/10.1016/s1369-7021(99)80058-3).
- [18] Micheloti, L.; Kiminami, C.S.; Gomes, V.M.; Gargarella, P. PRODUÇÃO DE PÓ DE LIGA DE ALUMÍNIO FORMADORA DE FASE QUASICRISTALINA A PARTIR DE MATÉRIA PRIMA RECICLADA. In: 22º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais, 2016, Natal – RN Brasil, p. 7531-7543.
- [19] Montes, J.M.; Cuevas, F.G.; Cintas, J.; Urban, P. Densification rate of metal powders during hot uniaxial compaction, **Powder Metallurgy**. v. 55, novembro. 2013, p. 388–394. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/1743290111Y.0000000010>.
- [20] Hildeman, G. J.; Koczak, M. J. Powder-Metallurgy Aluminum Alloys. Treatise on Materials Science & Technology. v. 31, Pennsylvania, 1989, Cap. 11, p. 323-364. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-341831-9.50016-4>
- [21] Leonard, H.R.; Rommel, S.; Watson, T.J.; Policandriotes, T.; Aindow, M.; Development of quasicrystal morphology in gas-atomized icosahedral-phase-strengthened aluminum alloy powders, **Materials Design**. v. 182, Novembro. 2019, p. 108094. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108094>.
- [22] Wolf, W.; Bolfarini, C.; Kiminami, C.S.; Botta, W.J.; Fabrication of Al-matrix composite reinforced with quasicrystals using conventional metallurgical fabrication methods, **Scripta Materialia**. v. 173, Dezembro. 2019, p. 21–25. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.07.044>.

- [23] Stan-Głowińska, K.; Lityńska-Dobrzyńska, L.; Kania, B.; Dutkiewicz, J. R.; Skuza, W.; Wojewoda-Budka, J.; Gordillo, M.A.; Wiezorek, J.M. Effects of hot-compaction on the structure and properties of Al-Mn-Fe-X alloys strengthened with quasi-crystalline icosahedral phase, **Materials & Desing**. v.126, julho. 2017, p. 162–173. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.04.043>.
- [24] Vojtěch, D.; Michalcová, A.; Průša, F.; Dám, K.; Šedá, P. Properties of the thermally stable Al 95Cr 3.1Fe 1.1Ti 0.8 alloy prepared by cold-compression at ultra-high pressure and by hot-extrusion, **Materials Characterization**. v.66, abril.2012, p. 83–92. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.02.011>.
- [25] Shaw, L.; Luo, H.; Villegas, J.; Miracle, D.; Effects of internal strains on hardness of nanocrystalline Al-Fe-Cr-Ti alloys, **Scripta Materialia**, v. 51, Setembro. 2004, p. 449–453. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.12.033>.
- [26] Das, S.; Bourell, D.L.; Babu, S.S.; Metallic materials for 3D printing, **MRS Bull**. v. 41, Outubro. 2016, p. 729–741. Disponível em: <https://doi.org/10.1557/mrs.2016.217>.
- [27] GE, Additive. **About us**. Disponível em: <https://www.ge.com/additive/who-we-are>. Acesso em 28 de março de 2022.
- [28] GE, News. **The Catalyst™ turboprop engine completes first flight** . Disponível em: <https://www.ge.com/news/press-releases/the-catalysttm-turboprop-engine-completes-first-flight-0>. Acesso em 28 de março de 2022.
- [29] GE, News. **The Turbocharger_ 3D Printing And Data Help This Engineer Design Parts For Planes At Warp Speed**. Disponível em: <https://www.ge.com/news/reports/turbocharger-3d-printing-data-help-engineer-design-parts-planes-warp-speed>. Acesso em 28 de março de 2022.
- [30] Aviation, GE. **Additive Manufacturing revolutionizes design possibilities for GE engineers**. Disponível em: <https://www.ge.com/additive/press-releases/additive-manufacturing-revolutionizes-design-possibilities-ge-engineers>.
- [31] SLM Solutions' Selective Laser Melting (SLM) - **Additive Manufacturing and 3D Printing Technology_ Principles and Applications**. Disponível em: https://ebrary.net/158151/engineering/solutions_selective_laser_melting. Acesso em 30 de março de 2022.
- [32] Rometsch, P.; Jia, Q.; Yang, K. V.; Wu, X. Aluminum alloys for selective laser melting - towards improved performance. **Additive Manufacturing for the Aerospace Industry**. Austrália: Elsevier Inc, 2019. Cap. 14, p. 301-325. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-814062-8.00016-9>.
- [33] Munir, K.; Biesiekierski, A.; Wen, C.; Li, Y. Selective laser melting in biomedical manufacturing. In: Cuie Wen. **Metallic Biomaterials Processing and Medical Device Manufacturing**, 2020.Meubourne: Elsevier (Ed), 2020.cap.7, p. 235-269. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-102965-7.00007-2>.

- [34] Chlupova, A.; Chlup, Z.; Kruml T. Fatigue properties and microstructure of quasicrystalline AlFeCrTi alloy, **International Journal of Fatigue.**, v. 91, outubro. 2016, p. 251–256. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.007>.
- [35] Kim, K.B.; Xu, W.; Tomut, M.; Stoica, M.; Calin, M.; Yi, S.; Lee, W.H.; Eckert, J. Formation of icosahedral phase in an Al₉₃Fe₃Cr₂Ti₂ bulk alloy, **Journal of Alloys Compounds**, v. 436, junho. 2007, p. L1-L4. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.06.106>.
- [36] Leonard, H.R.; Rommel, S.; Li, M.X.; Watson, T.J.; Policandriotes, T.; Aindow, M. Microstructure/mechanical behavior relationships in upset-forged powder-processed Al alloys containing icosahedral quasicrystalline dispersoids, **Materials Science and Engineering: A**. v.788, junho.2020, p. 139487. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139487>.
- [37] Yang, B.; Jiang, J.; Zhuang, Y.; Saksl, K.; Chen, G. Crystallization of Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ bulk metallic glass with and without pressure, **Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material**. v.14, Agosto.2007, p. 356–360. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1005-8850\(07\)60070-X](https://doi.org/10.1016/S1005-8850(07)60070-X).
- [38] Wang, X.Y.; Zhang, S.L.; Feng, S.D.; Liu, L. Qi, R.P. Effect of pressure on the structure of Ti₇₅Al₂₅ alloy during rapid-quenching process, **Journal of Non-Crystalline Solids**. v.502, dezembro.2018, p. 136–141. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrsol.2018.08.001>.
- [39] Leonard, H.R.; Rommel, S.; Watson, T.J.; Policandriotes, T., M. Aindow, Development of quasicrystal morphology in gas-atomized icosahedral-phase-strengthened aluminum alloy powders, **Materials & Desing**. v.182, novembro.2019, p. 1–10. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108094>.
- [40] C.T. Rios, R. Lucio De Lima, Avaliação Da Liga 7075-T651 Fundida Em Molde De Areia, 21 (2010). Disponível em: <http://www.abcm.org.br/app/webroot/anais/conem/2010/PDF/CON10-2011.pdf>. Acesso em 22 de abril de 2022.