

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

**Influência da variação de parâmetros da técnica de fusão
seletiva a laser na microestrutura e dureza da liga
reciclada Al-Fe-Cr-Ti formadora de fase quasicristalina**

LEANDRO CÉSAR MICHELOTI

SÃO CARLOS - SP
2020

Influência da variação de parâmetros da técnica de fusão seletiva a laser na microestrutura e dureza da liga reciclada Al-Fe-Cr-Ti formadora de fase quasicristalina

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: Piter Gargarella
Coorientadora: Aylanna Priscila Marques de Araújo

São Carlos - SP
2020



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

NOME: Leandro Cesar Micheloti

RA: 594865

TÍTULO: Influência da variação de parâmetros da técnica de fusão seletiva a laser na microestrutura e dureza da liga reciclada Al-Fe-Cr-Ti formadora de fase quasicristalina

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Piter Gargarella

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

DATA/HORÁRIO: 22/6/2020, 14h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Piter Gargarella	10	10
Prof. Dr. Claudio Shyinti Kiminami	10	10
Média	10	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. Claudio Shyinti Kiminami 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

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à Deus, à minha família e a todos que me ajudaram e torceram por mim.

AGRADECIMENTO

Agradeço à Deus primeiramente, por cada oportunidade e direcionamento concedido, que resultaram na conclusão desta etapa em minha vida.

Agradeço ao meu orientador, Piter Gargarella, por ter me acolhido como aluno de iniciação científica, pela bolsa de estudo e por me permitir fazer parte deste e outros projetos que me proporcionaram grandes experiências profissionais.

Agradeço a minha co-orientadora Aylanna, pela dedicação, companheirismo durante as análises, as revisões e sugestões que fizeram toda a diferença para a elaboração e conclusão deste trabalho.

Agradeço à UFSCar e à ProACE pelas bolsas de assistência estudantil concedidas que me ajudaram e me mantiveram na graduação.

Agradeço à CAPES e à CNPq, pelas bolsas de iniciação científica.

Agradeço à FAPESP, ao LCE, ao LHM e aos técnicos dos laboratórios, em especial ao Edson Roberto D'Almeida da fundição.

Aos meus amigos, em especial: à Helen, por todo apoio com materiais para o vestibular e por sempre me encorajar a nunca desistir nos momentos difíceis; ao Vinícius pelos conselhos e momentos de diversão durante a graduação; à Flávia e a Jéssica pela amizade mesmo quando distante; aos meus amigos do PG (Wellyson, Lucas, Nathan, Emanuel e Leonardo), ao grupo Família Aloja e à ABUSCar pelas orações e aprendizados durante esta caminhada; aos companheiros de RU e de trabalhos (em especial Grace, Ellen Camila e Vitor).

À minha igreja, Unida Paineiras de Garça, e ao Grupo de Jovens da ADM São Carlos, pelas orações e palavras de conforto.

À toda a minha família, em especial: aos meus pais, Jair e Elza, por todo cuidado, ajuda e orações durante a minha vida e a minha estadia em São Carlos; meus irmãos: Carina, Tiago e Rafael; à minha avó Maria; ao meu tio João e minha tia Genir por me doarem diversos quilos de latinhas de cerveja que foram usadas nesse e em outros projetos; aos meus cachorros Mel e Ratchi pelo carinho nos momentos mais difíceis; e aos que já partiram mas que fizeram parte da minha história: avó Francisca, Nala e Tico, obrigado pelo amor de vocês.

RESUMO

A Fusão Seletiva a Laser (FSL) é uma técnica de manufatura aditiva que tem atraído cada vez mais interesse devido a possibilidade de criar peças com geometrias complexas e densidade customizáveis, que não poderiam ser produzidas por processos tradicionais, como usinagem e fundição. Esta técnica também permite o alcance de altas taxas de resfriamento durante o processamento ($\sim 10^5$ K/s), o que favorece a formação de fases metaestáveis. Inúmeros parâmetros causam influência nas peças produzidas por FSL, entre eles potência, velocidade e o tipo de material que está sendo processado. Ligas metálicas quasicristalinas são ligas que possuem a capacidade de, sob determinadas condições de processamento, precipitarem a fase quasicristalina (QC). A fase QC é uma fase metaestável caracterizada principalmente por apresentar elevada dureza e fragilidade, a qual requer altas taxas de resfriamento para se formar, sendo por isso comumente obtidas na forma de pó ou fita. A FSL é uma técnica promissora às ligas quasicristalinas devido as altas taxas de resfriamento que são atingidas, possibilitando a formação da fase QC em peças volumosas. Quando a fase QC precipita em ligas de alumínio, esta funciona como fase reforço da matriz dúctil α -Al, aumentando a resistência mecânica em altas temperaturas e a resistência ao desgaste das ligas. Aplicações em moldes e peças de motores automotivos e aeronáuticos são alguns exemplos de onde estas ligas podem ser empregadas. As pesquisas com ligas quasicristalinas tem se dado através do uso de elementos puros para sua produção, no entanto, sabe-se da importância de utilizar materiais de origem reciclada. Frente ao que foi dito, o objetivo deste trabalho foi investigar a influência de alguns parâmetros da FSL nas características microestruturais, térmicas e mecânicas da liga quasicristalina reciclada $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$. Foram avaliados os efeitos da velocidade de varredura, *hatching*, tamanho da amostra e temperatura do substrato no aspecto visual das peças, na morfologia das peças de fusão, no teor e morfologia da fase quasicristalina formada, bem como na dureza das peças obtidas. As peças produzidas foram caracterizadas por difratometria de raios X, calorimetria diferencial de varredura, microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, densidade e microdureza. Os resultados indicaram a presença da fase quasicristalina em todas amostras produzidas por FSL. A densidade das peças não foi significativamente alterada com os parâmetros testados. O maior teor de fase QC foi obtido para as amostras produzidas com maior velocidade de varredura. A morfologia das peças de fusão foi influenciada tanto pela velocidade quanto pelo *hatching*. As trincas superficiais foram mais evidentes nas amostras construídas em tamanho maior, no entanto o aumento da temperatura do substrato indicou uma alternativa para redução destes defeitos.

Palavras-chaves: Fusão Seletiva por Laser; Manufatura Aditiva; Ligas de Alumínio; Quasicristais; Reciclagem.

ABSTRACT

Selective laser melting (SLM) is an additive manufacturing technique that has attracted increasing interest due to the possibility of creating products with complex geometries and customizable density, which could not be produced by traditional processes, such as machining and casting. This technique also allows the achievement of high cooling rates during processing ($\sim 10^5$ K/s), which favors the formation of metastable phases. Numerous parameters influence the parts produced by SLM, including power, speed, and the type of material being processed. Quasicrystalline alloys have the ability to precipitate the quasicrystalline (QC) phase under certain processing conditions. The QC phase is a metastable phase characterized mainly by presenting high hardness and brittleness, which requires high cooling rates to precipitate and is usually only obtained in powders and ribbons. SLM is a promising technique for quasicrystalline alloys due to the high cooling rates that are achieved, allowing the formation of the QC phase in bulk products. When the QC phase precipitates in aluminum alloys, it acts as a reinforcement phase of the ductile matrix α -Al, increasing the mechanical strength at high temperatures and the wear resistance of the alloys. Applications in molds and parts for automotive and aeronautical engines are some examples of where these alloys can be applied. The production of quasicrystalline alloys has been carried out using pure elements, however, it is well known the importance of using recycled materials. Taking these considerations, the aim of this work was to investigate the influence of some SLM parameters on the microstructural, thermal, and mechanical characteristics of the recycled quasicrystalline phase-former $\text{Al}_{95}\text{Fe}_2\text{Cr}_2\text{Ti}_1$ alloy. The effects of scanning speed, hatching, sample size, and heating substrate were evaluated regarding to finishing surface, the morphology of the melting pools, content and morphology of the quasicrystalline phase formed and also in the microhardness of the samples. The parts produced were characterized by X-ray diffraction, differential scanning calorimetry, optical microscopy, scanning electron microscopy, density, and microhardness. The results indicated the presence of the quasicrystalline phase in all samples produced by SLM. The density of the samples was not significantly changed with the tested parameters. Higher content of QC phase was obtained for samples produced with higher scanning speed. The morphology of the melt pools was influenced by both scanning speed and hatching. The surface cracks were more evident in the samples constructed with a larger size, however, the increase in the substrate temperature indicated an alternative to reduce this type of defect.

Keyword: Selective laser melting; Additive manufacturing; Aluminium alloys; Quasicrystalline phases; recycling.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Padrão de difração obtido por Daniel Shechtman..	3
Figura 2: Estratégia de varredura e principais parâmetros de processos.	10
Figura 3: Distância de varredura (Hatching) e zona de aquecimento (<i>Beam Overlap</i>).	10
Figura 4: Fator de empacotamento em função (a) da morfologia e (b) em função da distribuição granulométrica de pós metálicos.	12
Figura 5: Imagem do pó da liga reciclada $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ (at. %) obtido por atomização a gás utilizado no processo FSL.	16
Figura 6: Peças confeccionadas por FSL utilizando diferentes conjuntos de parâmetros.	17
Figura 7: Imagens obtidas por MO das amostras C3, D2 e D1, respectivamente.	19
Figura 8: Imagens de MO das amostras A2 e D3, respectivamente.	19
Figura 9: Imagens de MO das amostras A2 e A3, respectivamente.	20
Figura 10: Imagens de MO das amostras B1, B2 e B3, respectivamente.	21
Figura 11: Imagens de MO das amostras C2 e C3, respectivamente.	21
Figura 12: Imagens de MO das amostras A2, B2 e C2, respectivamente.	22
Figura 13: Imagens de MO das amostras A3, B3 e C3, respectivamente.	23
Figura 14: Difractogramas das amostras produzidas por FSL.	24
Figura 15: Curvas de DSC das amostras produzidas por FSL com diferentes conjuntos de parâmetros.	25
Figura 16: Imagens de MEV da amostra A1.	27
Figura 17: Imagens de MEV da amostra A2.	27
Figura 18: Imagens de MEV da amostra A3.	28
Figura 19: Imagens de MEV da amostra B1.	29
Figura 20: Imagens de MEV da amostra B2.	29
Figura 21: Imagens de MEV da amostra B3.	30
Figura 22: Imagens de MEV da amostra C1.	31
Figura 23: Imagens de MEV da amostra C2.	31
Figura 24: Imagens de MEV da amostra C3.	32
Figura 25: Imagens de MEV da amostra D1.	33
Figura 26: Imagens de MEV da amostra D2.	33
Figura 27: Imagens de MEV da amostra D3.	34
Figura 28: Imagens de MEV do interior da poça de fusão de cada amostra.	36
Figura 29: Imagens de MEV do interior da poça de fusão da amostra A2 e D3, respectivamente.	37

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades térmicas de quasicristais de ligas de alumínio.....	5
Tabela 2: parâmetros de processo empregados para a confecção de cada amostra.....	14
Tabela 3: Densidade média e desvio padrão das amostras (g/cm ³) produzidas por FSL utilizando diferentes conjuntos de parâmetros.	18
Tabela 4: Largura e profundidade média das poças de fusão, para cada grupo.	23
Tabela 5: Temperaturas de início e fim da reação de decomposição da fase QC e a energia liberada na reação.	26
Tabela 6: diâmetro médio e porcentagem das fases QC.....	36
Tabela 7: Média de microdureza (HV) para os grupos de amostras construídas com diferentes conjuntos de parâmetros.	38

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CAD – Computer-aid design
DEMa – Departamento de Engenharia de Materiais
DRX – Difração de Raios – X
DSC – Differential Scanning Calorimetry
EDS – Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
FEG – Field Emission Gun
FSL – Fusão Seletiva por Laser
HIP - Hot isostatic pressing)
HV - dureza Vickers
IFW Dresden - Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden
LCE - Laboratório de Caracterização Estrutural
LHM - Laboratório de Hidrogênio em Metais
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MIM - moldagem por injeção de metais
MO – Microscopia Óptica
QC – Quasicristalina
SPS - Spark plasma sintering
UFSCar – Universidade Federal de São Carlos
ZTA – Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

Å – ångström

%at - porcentagem atômica

°C – Graus Celsius

g – gramas

Gf - grama-força

J – Joules

K – Kelvin

kg – Kilograma

λ – comprimento de onda

Θ – teta

E - Densidade de energia volumétrica

H – Hatching

mg – miligrama

mm – milímetros

P – Potência do Feixe de Laser

t – tempo

V – Velocidade do Feixe de Laser

μm – Micrometro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	1
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	3
2.1 Ligas Quasicristalinas.....	3
2.2 Sistema Al-Fe-Cr-Ti.....	5
2.3 Fusão Seletiva a Laser (FSL).....	6
2.4 O pó metálico usado na manufatura aditiva.....	11
3 MATERIAIS E MÉTODOS	13
3.1 Produção do pó utilizado no processo de FSL:.....	13
3.2 Processamento do pó por FSL:	13
3.3 Caracterização das amostras produzidas por FSL:	14
3.4 – Preparação metalográfica.....	15
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	16
4.1 Aspecto visual e densidade das peças produzidas por FSL	16
4.2 Análises por Microscopia óptica.....	18
4.3 Análise Térmica e microestrutural.....	24
4.4 Análise microestrutural	26
5 CONCLUSÕES.....	39
APÊNDICE B – Publicações e participações em outros trabalhos.	45
ÍNDICE	46

1 INTRODUÇÃO

Os quasicristais constituem uma classe de materiais que tem despertado interesse nos últimos anos. Sua descoberta se deu em 1982, pelo químico israelense Daniel Shechtman, cujo feito recebeu o Prêmio Nobel de Química, no ano de 2011. Esses materiais apresentam características peculiares, estando entre sólidos cristalinos e sólidos amorfos, apresentando uma estrutura ordenada, porém sem periodicidade translacional. Possuem propriedades como má condutividade térmica e elétrica, superfícies antiaderentes, alta dureza, baixo coeficiente de atrito, alta resistência à corrosão e alta fragilidade.

As ligas quasicristalinas são ligas metálicas capazes de precipitar fases quasicristalinas. A precipitação da fase quasicristalina em um metal dúctil, como o alumínio, permite um aumento da resistência mecânica, por proporcionar um efeito semelhante ao observado em um compósito metal-cerâmico, no qual o quasicristal atua de forma similar a um reforço cerâmico na matriz metálica.

As fases quasicristalinas podem ser classificadas em estáveis, quando podem ser previstas no diagrama de fase, ou metaestáveis, quando são formadas em condições específicas de processamento, necessitando o emprego de elevadas taxas de resfriamento; e neste caso, sendo produzidas geralmente na forma de pó ou fitas.

As pesquisas com ligas quasicristalinas tem se dado pelo uso de elementos puros para sua produção. No entanto, trabalhos recentes têm demonstrado a viabilidade de se utilizar materiais reciclados para a produção destas ligas, empregando alumínio proveniente de latinhas de bebidas.

Recentemente, também tem se investigado o uso de ligas quasicristalinas em processos de manufatura aditiva. Esta técnica tem atraído a atenção das indústrias pela possibilidade de produzir peças com geometrias complexas, com microestrutura uniforme e a curto prazo. Por impor um mecanismo de solidificação rápida, esta técnica permite a formação de fases quasicristalinas metaestáveis em ligas quasicristalinas de alumínio, e por isso tem sido cada vez mais estudada com o fim de produzir peças densas e de grande volume contendo essa fase.

Embora promissora, as propriedades das peças produzidas por manufatura

aditiva ainda não são tão facilmente previsíveis, uma vez que diversos parâmetros de processo são responsáveis pelas características geradas. Devido a isso, é importante estudos que possibilitem uma maior compreensão da influência desses parâmetros nas ligas a serem processadas.

Diante disso, este trabalho tem por objetivo investigar o efeito da velocidade de varredura, *hatching* (distância de varredura), tamanho da amostra e temperatura do substrato na microestrutura e na dureza da liga reciclada $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ formadora de fase quasicristalina, quando processada por fusão seletiva a laser.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Ligas Quasicristalinas

Materiais cristalinos são caracterizados por terem seus átomos ou íons arranjados espacialmente de modo ordenado em longas distâncias atômicas no material sólido. Assim, é possível descrever sua estrutura a partir de sua célula unitária que corresponde a menor unidade da qual toda a estrutura se repete de forma simétrica. Estes materiais apresentam simetria translacional e simetria rotacional da ordem um, dois, três, quatro e seis (GARGARELLA, 2009; BONAVINA, 2011).

Por outro lado, materiais quasicristalinos possuem uma estrutura atômica quasiperiódica. Constituem uma classe que se encontra entre materiais cristalinos e amorfos (sem cristalinidade), onde não possuem simetria translacional e sua simetria rotacional é de uma ordem proibida para cristais periódicos, de cerca de cinco, oito, dez e doze (GARGARELLA, 2009; BONAVINA, 2011). Quasicristais apresentam ordem atômica, mas não apresentam periodicidade e, portanto, não possuem célula unitária característica.

A figura 1 apresenta o Padrão de difração (fig.1a) obtido em 1982 pelo químico israelense Daniel Shechtman, ganhador do Prêmio Nobel de Química em 2011 pela descoberta dos quasicristais. Nela é possível observar círculos concêntricos contendo 10 pontos cada um e figuras com simetria de ordem 5 (fig.1b).

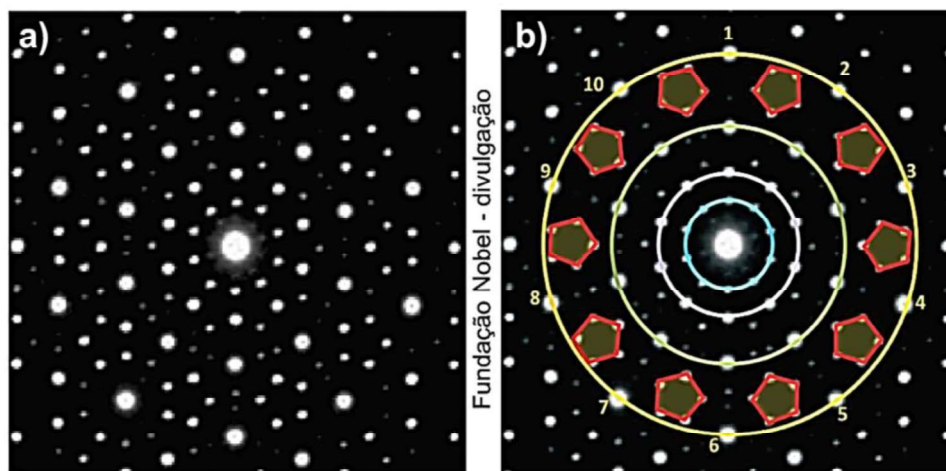


Figura 1: Padrão de difração obtido por Daniel Shechtman.(CARACELLI, 2011).

Os quasicristais são caracterizados por apresentarem propriedades como alta dureza, baixa condutividade elétrica e térmica, baixo coeficiente de atrito, baixa

energia de superfície, alta resistência à corrosão e propriedades ópticas que não são observadas em materiais de estrutura cristalinas. Estas propriedades tornam as ligas quasicristalinas de grande interesse para aplicações, estruturais, térmicas, elétricas, para revestimento, contra corrosão, dentre outras (GARGARELLA, 2009).

Os quasicristais, no entanto, possuem a característica de serem frágeis até uma temperatura de transição frágil-dúctil que é característica para cada tipo de liga, dificultando sua aplicação em estruturas que serão submetidas a baixas temperaturas ou a temperatura ambiente quando se obtêm uma liga 100% quasicristalina. Por outro lado, suas propriedades de baixo coeficiente de atrito e alta dureza os tornam muito resistentes a abrasão e ao desgaste e, por terem uma baixa condutividade térmica, o uso destas ligas tem sido cada vez mais estudado em aplicações que necessitam de barreiras térmicas e também contra oxidação em temperaturas elevadas, possibilitando assim que seja aplicável para aumentar a temperatura de trabalho de determinados componentes. Estes estudos proporcionam possíveis aplicações destas ligas em indústrias automotivas e espaciais, em particular para motores e turbinas (GARGARELLA, 2009; BONAVINA, 2011).

As ligas quasicristalinas podem ser classificadas em estáveis ou metaestáveis. As estáveis, podem ser previstos em diagramas de fases, possibilitando sua obtenção por meio de técnicas convencionais, tornando-as economicamente mais viáveis quando comparadas com as metaestáveis. A maioria destas ligas é constituída a base de alumínio, porém podem conter outros elementos como constituinte principal, por exemplo Mg, Zn e Co. No caso das ligas metaestáveis, elas sofrem uma transformação irreversível para cristais regulares durante um processo de aquecimento (BONAVINA, 2011).

As ligas quasicristalinas estáveis podem ser utilizadas em temperaturas elevadas preservando suas propriedades, enquanto que as ligas metaestáveis possuem um grande campo de estudo voltado para aplicações estruturais (GARGARELLA, 2009; BONAVINA, 2011).

Para as ligas quasicristalinas estáveis o método mais utilizado para produção é por meio de solidificação convencional, enquanto que ligas metaestáveis são obtidas por meio de solidificação rápida onde as técnicas mais utilizadas são por melt-spinning e por atomização a gás. No caso da atomização, esta técnica é empregada para obtenção de pós contendo fases quasicristalinas que podem ser utilizados como revestimentos por processos de aspersão, deposição por laser, processos de

recobrimento, fabricação de peças extrudadas, dentre outras aplicações (GARGARELLA, 2009; BONAVINA, 2011).

2.2 Sistema Al-Fe-Cr-Ti

O sistema quaternário Al-Fe-Cr-Ti tem sido utilizado como foco de estudo para o desenvolvimento de ligas quasicristalinas devido à baixa difusividade atômica dos elementos Fe, Cr e Ti no Al (GARGARELLA, 2009; BONAVINA, 2011).

Os primeiros resultados obtidos utilizando este sistema processado por “*melt-spinning*” com a composição $\text{Al}_{84,2}\text{Fe}_{7,0}\text{Cr}_{6,3}\text{Ti}_{2,5}$ (%at), resultaram em uma fase quasicristalina do tipo icosaedral rica em alumínio com morfologia esferoidal-equiaxial, com tamanhos que variavam da ordem 50-250 nm, possuindo alta densidade de defeitos que conduz a uma configuração atômica de curto alcance semelhante a de uma estrutura amorfa. Tal fase caracterizou-se por ser metaestável termicamente sofrendo uma decomposição para as fases cristalinas Al + $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2$ + $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$ + $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ quando submetida a aquecimento na faixa de temperatura de 577 a 647 °C em uma taxa de 40°C/min (BONAVINA, 2011).

Além disso, quando comparada com ligas quasicristalinas binárias do sistema Al-Mn, Al-Cr e Al-Vn, conforme a Tabela 1, a liga $\text{Al}_{84,2}\text{Fe}_{7,0}\text{Cr}_{6,3}\text{Ti}_{2,5}$ demonstrou maior estabilidade térmica em altas temperaturas, justificada não somente pela baixa difusividade dos elementos Fe, Cr, Ti no Al, como também devido as elevadas temperaturas de fusão dos elementos de ligas (BONAVINA, 2011).

Tabela 1: Propriedades térmicas de quasicristais de ligas de alumínio.

Sistema	Microestrutura	Decomposição da fase QC
$\text{Al}_{85,7}\text{Mn}_{14,3}$	Al + Quasicristal	427 °C
$\text{Al}_{85,5}\text{Cr}_{14,5}$	Al + Quasicristal	407 °C
$\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$	Al + Quasicristal	447 °C
$\text{Al}_{84,2}\text{Fe}_{7,0}\text{Cr}_{6,3}\text{Ti}_{2,5}$	Al + Quasicristal + $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$	577 a 647 °C

Fonte: adaptado (BONAVINA, 2011).

Entre os sistemas quaternários que apresentam a formação de fases metaestáveis encontram-se os da família Al-Fe-Cr-M (M= Ti, V, Nb, Ta), cuja

microestrutura é caracterizada por conter às fases metaestáveis embebidas em uma matriz dúctil de alumínio. A fragilidade das fases quasicristalinas em baixas temperaturas é superada pela ductilidade da matriz dendrítica de alumínio, assim esse material se apresenta como um compósito, sendo as fases quasicristalinas caracterizadas como o reforço da matriz. Quando estão presentes em escala nanométrica (menores que 100 nm) homoganeamente dispersas em uma matriz de solução sólida, elas tendem a atuar como âncoras restringindo o movimento das discordâncias, o que aumenta a resistência da liga (ARAÚJO, 2020).

É importante destacar que todos os trabalhos disponíveis na literatura sobre ligas quasicristalinas pertencentes ao sistema Al-Fe-Cr-Ti fazem uso de elementos puros para produção das mesmas. Contudo, foi comprovada capacidade de formação de fases quasicristalinas na liga $Al_{91}Fe_4Cr_3Ti_2$ quando esta é produzida a partir do alumínio reciclado proveniente de latas de alumínio, possibilitando assim uma fabricação mais econômica e ecologicamente sustentável (MICHELOTI, 2016). Além disso, recentemente foi investigado o comportamento da liga $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$, também produzida por meio da reciclagem de alumínio, quando submetida ao processo de manufatura aditiva do tipo FSL, onde ficou comprovado a capacidade de obtenção de peças volumosas ricas em fase quasicristalina do tipo metaestável (ARAÚJO, 2020).

2.3 Fusão Seletiva a Laser (FSL)

O processo de FSL é uma técnica de manufatura aditiva que possui uma grande versatilidade na fabricação de peças com geometrias complexas, podendo empregar diferentes tipos de materiais como matéria prima. A grande vantagem reside na possibilidade de criar peças que seriam inviáveis de serem obtidas por processos convencionais de fabricação (como fundição, usinagem e conformação mecânica).

O processo de fabricação consiste na deposição de uma camada de pó de uma liga metálica sobre um substrato (ou mesa de fusão) por onde um feixe de laser percorre uma trajetória pré-definida, fundindo o pó metálico depositado (ARAÚJO, 2020). O substrato, a cada etapa, é abaixado a uma profundidade igual a de uma espessura da camada e uma nova camada de pó é pré-depositada e fundida, construindo a peça verticalmente, camada a camada, até a fabricação completa

(KUMAR, 2014). Logo, as propriedades finais da peça dependem fortemente das propriedades das camadas impressas que constituem a estrutura da peça gerada. A baixa qualidade superficial da camada anterior fundida pode resultar numa distribuição não uniforme da nova camada de pó e a criação a geração de defeitos como porosidade, que reduzem a densidade final da peça, ou uma ligação insuficiente entre as camadas, que leva a redução das propriedades mecânicas das peças finais (MARQUES, 2014).

O processamento por FSL é acompanhado por altas taxas de resfriamento devido ao baixo tempo de interação e alto gradiente térmico, o que pode resultar em elevadas tensões térmicas residuais na estrutura do material (MARQUES, 2014). O pequeno tamanho da poça de fusão e o curto tempo de interação entre o laser e o pó favorecem a alta condutividade térmica do metal que circunda a poça, e com isso, taxas de resfriamento da ordem de 10^5 - 10^6 K/s são atingidas, resultando na formação de microestruturas altamente refinadas, na supressão de fases cristalinas de equilíbrio e a precipitação de fases metaestáveis, como as quasicristalinas (ARAÚJO, 2020).

Dentre as principais vantagens deste processo, destacam-se: a versatilidade de materiais que podem ser processados, a possibilidade de reutilizar o pó não fundido e a construção de peças com alto nível de detalhes (MARQUES, 2014; ARAÚJO, 2020). Por outro lado, existem alguns desafios a serem superados como: a baixa qualidade superficial das peças, a necessidade do emprego de matéria-prima com tamanho de partículas bem refinadas e a necessidade de atmosfera inerte para controlar a oxidação. Dentre estes grandes desafios, o maior deles é a caracterização e predição das propriedades das peças fabricadas e sua relação com os parâmetros empregados (ARAÚJO, 2020).

Ressalta-se que, embora conceitualmente simples, o processo de FSL é influenciado por mais de 100 variáveis diferentes sendo de extrema relevância uma investigação da influência dos principais parâmetros de processo na qualidade da peça a ser produzida (ARAÚJO, 2020). Dentre os principais parâmetros que afetam a FSL, destacam-se:

- 1) Pó: é um componente básico do processo, deste modo, a distribuição granulométrica, a morfologia e a fluidez, são propriedades que influenciam o processo, a densidade da peça, a interação laser-material (KUMAR, 2014).

2) Potência do laser: a magnitude está diretamente relacionada ao tipo de material a ser processado. A seleção de energia empregada depende de outros parâmetros do processo, como o diâmetro do feixe do laser, já que, para a mesma potência do laser, com uma diminuição do seu diâmetro, é alcançada uma densidade de energia mais alta, que pode ser usada para processar materiais com pontos de fusão mais altos. A energia do laser empregada também depende do objetivo a ser atingido com os pó, onde para fundir completamente, é preciso mais energia; já para fundir o pó parcialmente, é necessária menos energia (KUMAR, 2014). Para processar camadas mais espessas, são necessárias maiores energias do laser, no entanto, existe um limite para o qual a energia do laser pode ser aumentada, porque o fornecimento de alta energia às vezes causa distorção na superfície e gera imprecisão dimensional (ARAÚJO, 2020).

3) *Hatching* (Distância de varredura): que é a distância do centro de uma trilha ao centro da trilha vizinha, e é diretamente proporcional à velocidade de produção, onde quanto maior esta distância, menos tempo o laser levará para varrer e formar as camadas da peça; por outro lado se estiver muito baixa, será necessário executar várias varreduras para processar a camada inteira. Para valores de hatching maiores, é necessária uma maior potência do laser para fornecer a energia necessária para fundir, além de um maior diâmetro do laser, para evitar a formação de vazios entre duas varreduras consecutivas. Isso implica que no processo de FSL a distância máxima de varredura permitida é limitada, sendo que para evitar a formação de porosidade nos limites das varreduras, deve existir uma zona de reaquecimento no limite da camada anteriormente formada, região conhecida como *Beam Overlap*. Esse reaquecimento é necessário porque a potência do laser no centro da camada impressa é maior do que no seu limite, resultando na fusão do pó no centro e no aquecimento no limite. O reaquecimento compensa essa menor disponibilidade de calor no limite da camada anterior (KUMAR, 2014). A região que sofre o reaquecimento é denominada Zona Termicamente Afetada (ZTA) e esse reaquecimento promove alteração das fases já formadas (ARAÚJO, 2020).

4) Velocidade de varredura: é a taxa na qual o feixe de laser varre uma linha contínua no leito de pó. Ela determina o comprimento e a profundidade da poça de fusão, assim

como a velocidade de produção, onde uma velocidade de varredura mais alta gera uma poça de fusão mais larga e mais fina, além de aumentar a velocidade de produção tornando o processamento economicamente mais viável (KUMAR, 2014). Além disso, o aumento da velocidade de varredura implica no aumento da taxa de resfriamento e nas velocidades de solidificação, alterando as fases formadas na peça final (ARAÚJO, 2020).

5) Espessura da camada: é a espessura de uma camada da peça em um modelo 3D em CAD, que é convertido em camada física pelo processamento a laser. É equivalente a altura da camada de pó usada no processo, que é definida alterando a altura do substrato. Está diretamente relacionada à velocidade de produção, já que com um aumento da espessura da camada, é alcançada uma velocidade de produção mais alta e, com sua diminuição, uma precisão mais alta é obtida. Uma camada mais fina precisa de baixa densidade de energia para fundir e fornece produtos densos com baixa rugosidade da superfície. No entanto, para fazer uma camada fina, é necessário pós com tamanhos de partículas reduzidos, além do tempo de produção se tornar maior, bem como o custo de produção (ARAÚJO, 2020).

6) Atmosfera protetora: durante o processo de FSL, bolhas de gases e inclusões de óxidos podem ficar aprisionadas durante a solidificação do material devido a vários fatores, como o aumento na solubilidade dos elementos dissolvidos na poça fundida, reações químicas e gases aprisionados. Com a finalidade de evitar a formação de porosidades a atmosfera deve ser inerte, onde os gases utilizados na câmara são geralmente argônio, para materiais reativos como ligas de titânio e alumínio, e nitrogênio para as demais ligas metálicas (MARQUES, 2014).

Atualmente a abordagem mais utilizada para descrever o processo de fabricação é através da entrada de energia do feixe de laser por unidade de volume, referida como a densidade de energia volumétrica (E), dada por:

$$E = \frac{P}{h * t * v} \text{ (equação 1)}$$

onde, P é a potência do laser em watts, h a distância do *hatching*, t a espessura da camada, estes últimos em unidade de comprimento e v a velocidade de varredura em

comprimento por segundo (ARAÚJO, 2020).

Alguns destes principais parâmetros estão ilustrados na figura 2, enquanto que a figura 4 ilustra a distância de varredura (*hatching*) e a zona de reaquecimento (*Beam Overlap*).

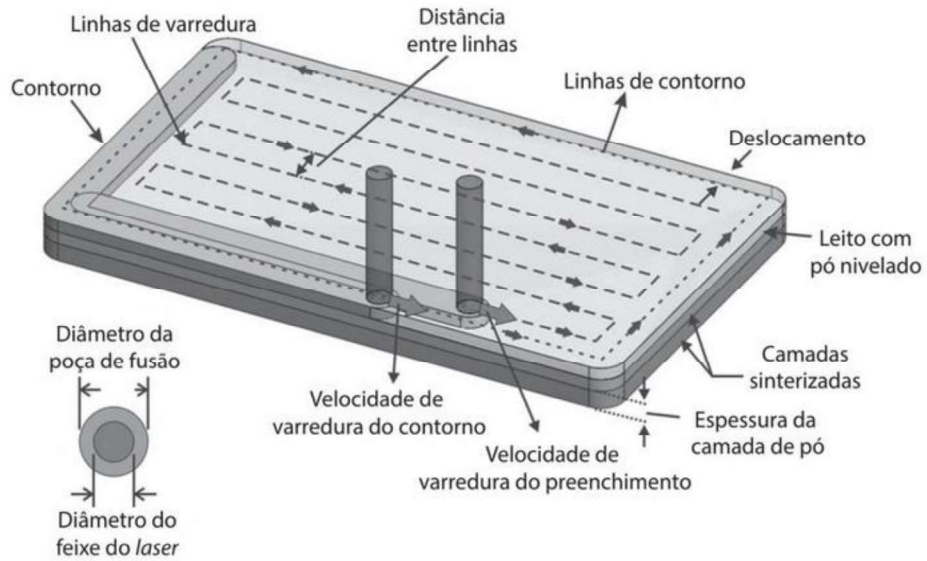


Figura 2: Estratégia de varredura e principais parâmetros de processos (VOLPATO, 2017).

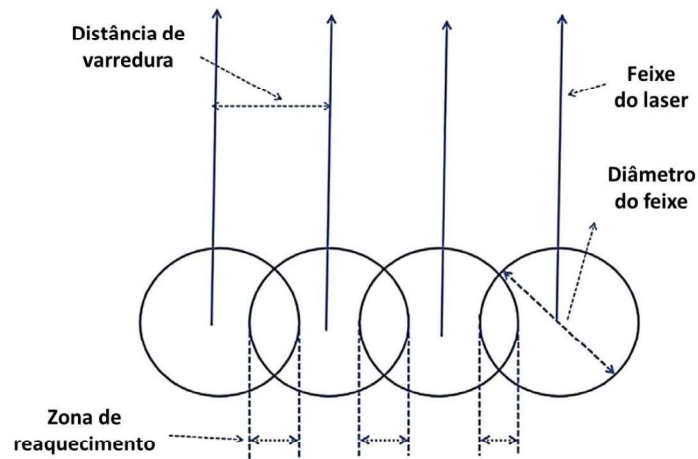


Figura 3: Distância de varredura (*Hatching*) e zona de reaquecimento (*Beam Overlap*) (KUMAR, 2014).

2.4 O pó metálico usado na manufatura aditiva

Na manufatura aditiva (ou impressão 3D de metais), não há uso de molde para produção da peça, mas esta é produzida camada a camada a partir de um modelo de CAD 3D, na qual é feito o uso de um laser que funde o pó em camadas ultrafinas que são sequencialmente sobrepostas, possibilitando a criação de peças com geometrias complexas, que não seriam possíveis de serem fabricadas em processos que utilizam moldes.

Deste modo, as propriedades do pó utilizado como matéria prima influenciam fortemente as propriedades finais das peças geradas por essas técnicas, onde deseja-se obter peças com homogeneidade estrutural, densidade elevada e resistentes mecanicamente. Tais propriedades dependem do fator de empacotamento de partículas, que está relacionado com a densidade de compactação da peça final (KIMINAMI, 2013; Collins, 2016).

Os pós utilizados na manufatura aditiva, portanto, devem atender a especificações baseadas em composição química, esferoidicidade e distribuição granulométrica, na qual as duas últimas características irão influenciar nas propriedades de fluxo e empacotamento (Collins, 2016). Por exemplo, partículas esféricas fluem melhor durante a deposição do pó, enquanto a distribuição granulométrica pode influenciar na microestrutura das peças finais (Collins, 2016).

Como mostrado na figura 4a, quanto maior a irregularidade na forma e rugosidade superficial do pó, menor tende a ser a densidade de empacotamento, devido as partículas se enroscarem umas nas outras dificultando a acomodação. Além disso, como mostrado na figura 4b, uma distribuição de partículas estreita, ou seja, contendo apenas partículas grandes ou apenas pequenas, tendem a reduzir o fator de empacotamento devido a formação de vazios entre cada partícula, que após a sinterização podem dar origem a porosidades que levam à fragilização do produto final. O ponto ótimo no gráfico é atingido quando ocorre uma distribuição contínua de tamanho de partículas, na qual consiste na presença tanto de partículas grandes quanto de partículas finas, onde o fator de empacotamento é maximizado devido as partículas finas ocuparem os vazios gerados pelas partículas mais grosseiras, reduzindo a presença de porosidades.

Assim, em processos que envolvem o uso de pós metálicos como matéria prima, a distribuição contínua de tamanho de partículas e a morfologia esférica são requisitos imprescindíveis para a melhoria das propriedades do produto final. Buscando-se essas características, a técnica de atomização destaca-se por produzir pós com superfície lisa e distribuição de perfil normal.

Na técnica de atomização, utiliza-se jatos de gás com alta velocidade para fragmentar o metal fundido em grande número de pequenas gotas. Os jatos de gás, ao se colidirem com o metal líquido, que é vazado dentro de uma câmara, produz gotas que podem se resfriar e solidificar rapidamente no voo para formar o pó. Quanto maior a pressão do gás de atomização, maior o rendimento de tamanhos de partículas mais finas (SURYANARAYANA, 1999). Além disso, por ser uma técnica de solidificação rápida envolvendo velocidades de resfriamento da ordem de 10^3 a 10^9 K/s (SURYANARAYANA, 1999), é uma rota que tem sido estudada nos últimos anos para a produção de pós contendo a presença da fase quasicristalina (BONAVINA, 2011; MICHELOTI, 2016; ARAÚJO, 2018).

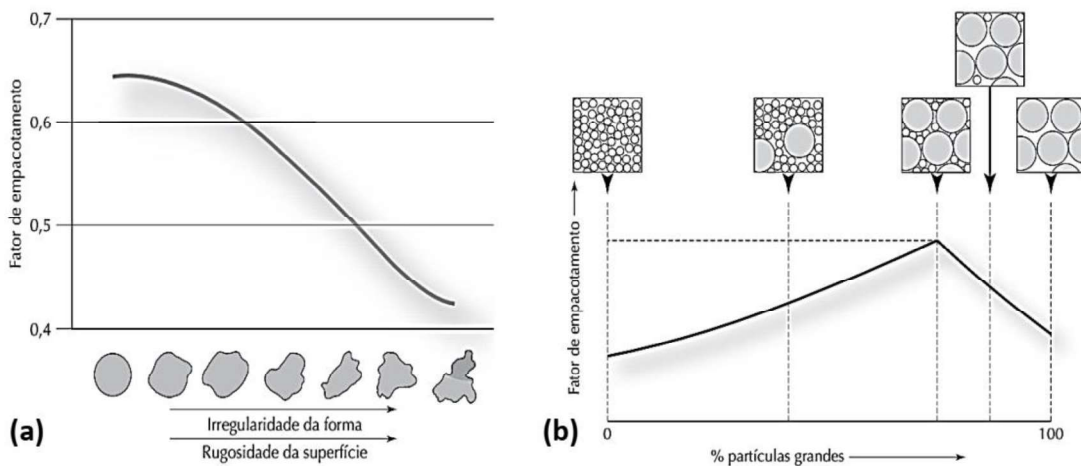


Figura 4: Fator de empacotamento em função (a) da morfologia e (b) em função da distribuição granulométrica de pós metálicos (KIMINAMI, 2013).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho se deu em três etapas, que consistiram em: produção da matéria-prima (pó), processamento do pó por FSL e caracterização das peças produzidas. Os tópicos seguintes descrevem detalhadamente cada uma destas etapas.

3.1 Produção do pó utilizado no processo de FSL:

A liga estudada corresponde ao sistema Al-Fe-Cr-Ti, com composição química de $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ (at. %). Para produção da liga, foram utilizadas latas de alumínio, como fonte de alumínio, enquanto os demais elementos metálicos utilizados para ajuste composicional foram elementos de alta pureza, Ti-99,8%, Cr-99,997% e Fe-99,9%. Lingotes dessa liga foram produzidos em forno de indução e seguiram para a etapa de atomização. O pó foi preparado por atomização a gás a partir do metal líquido, utilizando o equipamento Gás Atomiser HERMIGA 75/5VI(EAC) da marca PSI localizado no Laboratório de Atomização e Revestimento – DEMa/UFSCar. A temperatura de vazamento utilizada foi de 870°C e o metal líquido quando vazado foi pulverizado por jatos de argônio sob pressão de 40 bar. A razão gás/metál utilizada foi de 1.7. Obteve-se um total de 2,150 Kg de pós, equivalente a um rendimento total de 82%, com relação a carga mássica inicial utilizada.

3.2 Processamento do pó por FSL:

Para o processo de FSL, utilizou-se o pó com tamanho de partículas inferior a 63 μm , cujo um percentual de 90% das partículas do pó atomizado encontrava-se nesta faixa de tamanho. Os pós foram processados no Institute for *Complex Materials* do IFW-Dresden/Alemanha, pelo doutorando Rodolfo Batalha, utilizando o equipamento Realizer SLM-50, que opera com laser de fibra de potência máxima nominal de 129 W e $\lambda = 1070$ nm. A atmosfera da câmara é controlada com argônio e o software próprio do equipamento é o Realizer Control Software. Foram construídas amostras cilíndricas, sob um substrato de alumínio, as quais foram classificadas em grupos: A, B e C (construídas com as dimensões de 3x8 mm), e grupo D (construídas com dimensões de 5x12 mm). Todas as amostras foram construídas na direção vertical (0° com relação a direção de construção). Com relação aos parâmetros de processo, foram fixados a espessura de camada de 30 μm , a potência de 129W, a distância focal em 9,55 mm e a abertura do feixe de $\phi = 60$ μm

em combinação com os parâmetros especificados na tabela 2, sendo a densidade de energia volumétrica calculada utilizando-se a Equação 1.

Tabela 2: Parâmetros de processo empregados para a confecção de cada amostra, onde a potência foi mantida fixa em 129W.

Amostra	Velocidade (mm/s)	Hatching (μm)	Entrada de Energia (j/mm^3)	Temperatura do Substrato ($^{\circ}\text{C}$)
A1	300	51	281,05	25
A2	300	102	140,52	25
A3	300	154	93,07	25
B1	500	48	179,17	25
B2	500	95	90,53	25
B3	500	143	60,14	25
C1	750	42	136,51	25
C2	750	84	68,25	25
C3	750	126	45,50	25
D1	750	126	45,50	200
D2	750	126	45,50	25
D3	300	102	140,52	200

3.3 Caracterização das amostras produzidas por FSL:

Com a finalidade de investigar a presença da fase quasicristalina nas amostras produzidos por FSL, retirou-se uma amostra do topo de cada peça e estas foram submetidas a análises de Difração de Raios-X (DRX) e de calorimetria diferencial de varredura (DSC). Foi utilizado o equipamento de DSC Netzsch modelo Maia, localizado no Laboratório de Hidrogênio em Metais (LHM) do DEMa/UFSCar. A análise consistiu em dois ciclos de aquecimento, partindo da temperatura ambiente até 590 $^{\circ}\text{C}$, temperatura pouco abaixo da de fusão da liga, operando com taxa de aquecimento e de resfriamento de 40 K/min, sob atmosfera de argônio e utilizando cadinhos de alumina como porta amostra. Para a análise de DRX utilizou-se o difratômetro Siemens D5005, com fonte de radiação Cu-K α com comprimento de onda $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$, pelo método de reflexão, operando na faixa de 2Θ de 30 a 90 graus, com passo de $2^{\circ}/\text{min}$, disponível no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE). As amostras também tiveram a seção longitudinal analisada por meio das técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), microscopia óptica (MO) e microdureza Vickers (HV). A investigação microestrutural da fase quasicristalina nas amostras se deu utilizando o equipamento MEV FEG modelo XL-30, equipado com

detector de EDS, disponível no LCE. Por MO, foi analisada a morfologia das poças de fusão e das camadas utilizando um microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX41M-LED, disponível no Laboratório de metalografia do DEMa/UFSCar. A dureza das regiões da base, centro e topo dessas amostras foram medidas utilizando-se o microdurômetro Vickers da Future – Tech Corp modelo FM-800, disponível no Laboratório de Ensaios mecânicos do DEMa, aplicando 4 indentações em cada região das amostras com carga de 100 gf durante 15 segundos.

3.4 – Preparação metalográfica

As amostras foram embutidas em resina fenólica, com a face da seção longitudinal voltada para baixo, para facilitar a etapa do lixamento e análise em MO. As amostras foram lixadas utilizando lixas de granulometrias 320, 400, 600 e 1200, onde a cada lixamento empregando uma granulometria diferente, a peça era rotacionada em 90° para retirar os riscos restantes do lixamento anterior. Posteriormente foram polidas utilizando alumina, já que esta liga tende a reagir com a alumina, revelando também a microestrutura das amostras durante o polimento. Para as amostras que reagiram pouco com a alumina (A2, A3, C2 e D3), foi feito um teste de ataque químico, durante cerca de 3 segundos, utilizando a solução Flick, composta de 90 ml de H₂O, 15 ml de HCl e 10 ml de HF. As amostras já preparadas para análise de MO, foram utilizadas em seguida na análise de MEV, onde elas foram fixadas no porta amostra metálico do equipamento de MEV, utilizando uma fita de carbono que também estava colada a uma ponta da amostra embutida. Não foi realizado recobrimento de ouro nas amostras.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Aspecto visual e densidade das peças produzidas por FSL

A figura 5 mostra o pó da liga reciclada $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ (at. %) obtido por atomização a gás, o qual foi utilizado no processo de fusão seletiva a laser. O pó apresenta superfície lisa e morfologia bem esférica, características essas muito importantes para a FSL, uma vez que atuam proporcionando boa fluidez durante a deposição das camadas de pós.

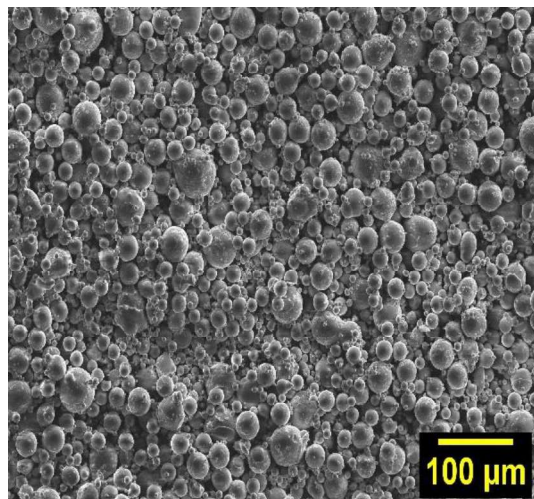


Figura 5: Imagem do pó da liga reciclada $Al_{95}Fe_2Cr_2Ti_1$ (at. %) obtido por atomização a gás utilizado no processo FSL.

As amostras produzidas com as diferentes combinações de parâmetros estão mostradas na figura 6. A inspeção visual revelou que as amostras dos grupos A, B e C apresentaram pequenas trincas superficiais e elevada rugosidade superficial. As amostras D1 e D2 apresentaram trincas superficiais mais evidentes e pouca rugosidade, enquanto que a amostra D3 não apresentou trincas superficiais, mas conteve defeitos de fusão devido a interrupção do processo de construção da peça. Por comparação entre C3 e D2 (mesmos conjunto de parâmetros, sendo C3 de tamanho inferior a D2), pode-se concluir que peças maiores favorecem a formação de trincas, o que é justificado devido ao maior número de ciclos térmicos que a peça é submetida.

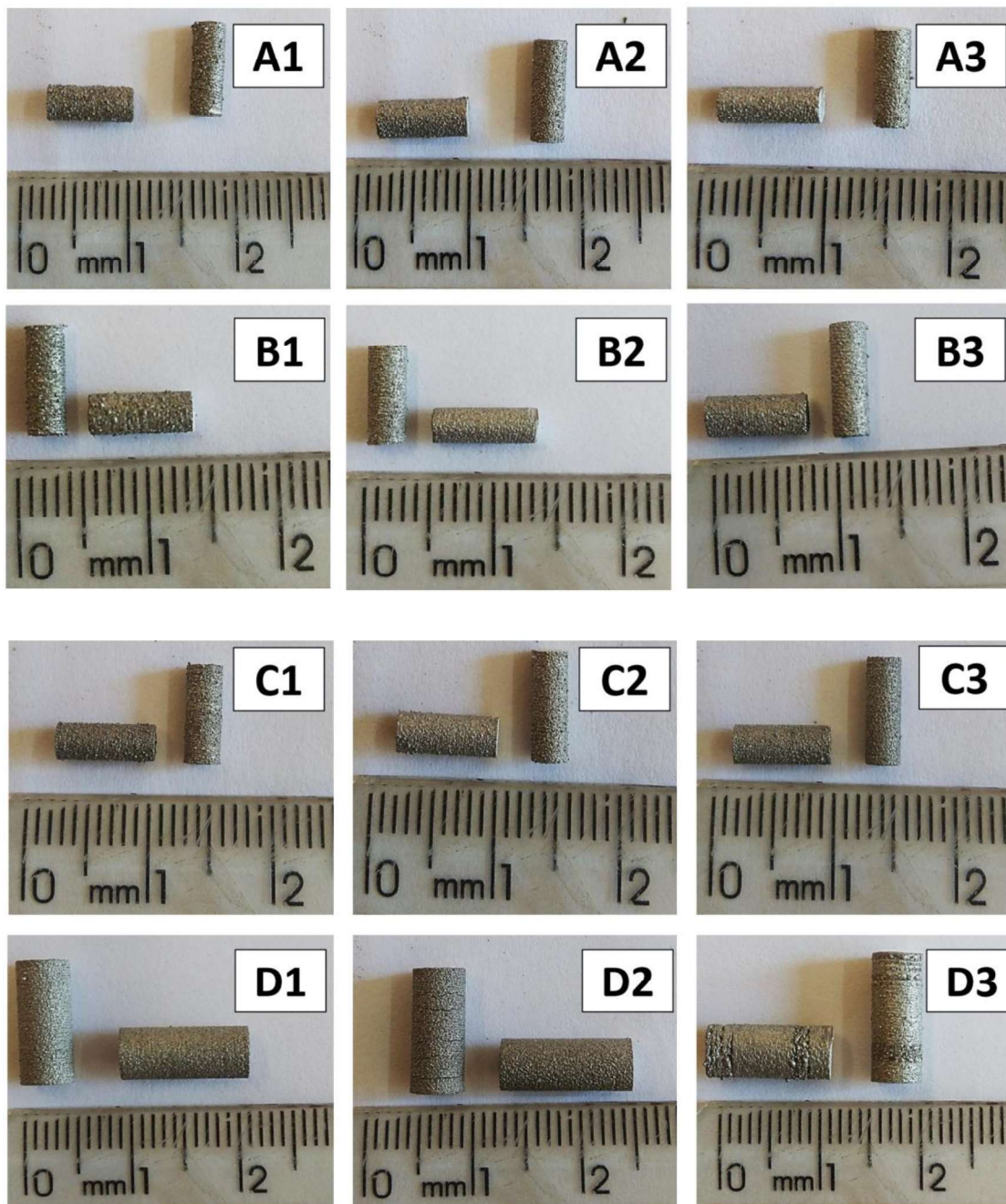


Figura 6: Peças confeccionadas por FSL utilizando diferentes conjuntos de parâmetros.

A tabela 3 apresenta os valores de densidade média das amostras construídas, onde as amostras dos grupos A, B e C foram analisadas pela técnica de Arquimedes e o grupo D, medido por picnometria de gás hélio. A diferença das técnicas empregadas foi devido a disponibilidade de equipamentos para uso no período em que se deu as medições. Com exceção de C3, todas as amostras dos grupos A, B e

C apresentaram densidade igual de 2,80 g/cm³. Já as amostras do grupo D, apresentaram densidade superior, de 2,90 g/cm³. Ressalta-se que, a presença dos erros de fusão na amostra D3 não impactaram no valor da densidade final da peça, uma vez que a densidade medida por picnometria de gás hélio desconsidera a presença de porosidade aberta, ou seja, os vazios superficiais. Estes resultados sugerem que a combinação 750mm/s, hatching 126 µm, estando o substrato aquecido ou não, promove peças com maior densidade (C3, D1 e D2).

Tabela 3: Densidade média e desvio padrão das amostras (g/cm³) produzidas por FSL utilizando diferentes conjuntos de parâmetros.

A1	A2	A3	B1	B2	B3
2,80 ± 0,01	2,80 ± 0,01	2,80 ± 0,02	2,80 ± 0,02	2,80 ± 0,02	2,80 ± 0,01
C1	C2	C3	D1	D2	D3
2,80 ± 0,00	2,80 ± 0,02	2,90 ± 0,01	2,90 ± 0,01	2,90 ± 0,02	2,90 ± 0,02

4.2 Análises por Microscopia óptica

Pelas imagens de microscopia óptica das amostras C3, D1 e D2, construídas empregando a mesma combinação de parâmetros, velocidade de 750mm/s e hatching 126 µm (fig. 7), comprovou-se o que havia sido observado na inspeção visual das amostras. Peças maiores tendem a apresentar maior presença de trincas (D2) quando comparado a peças menores (C3) construídas com a mesma combinação de parâmetros. Pelo resultado de D1 pode-se observar que o aquecimento do substrato atua diminuindo a presença dessas trincas grosseiras, já que D2 e D1 possuem o mesmo tamanho.

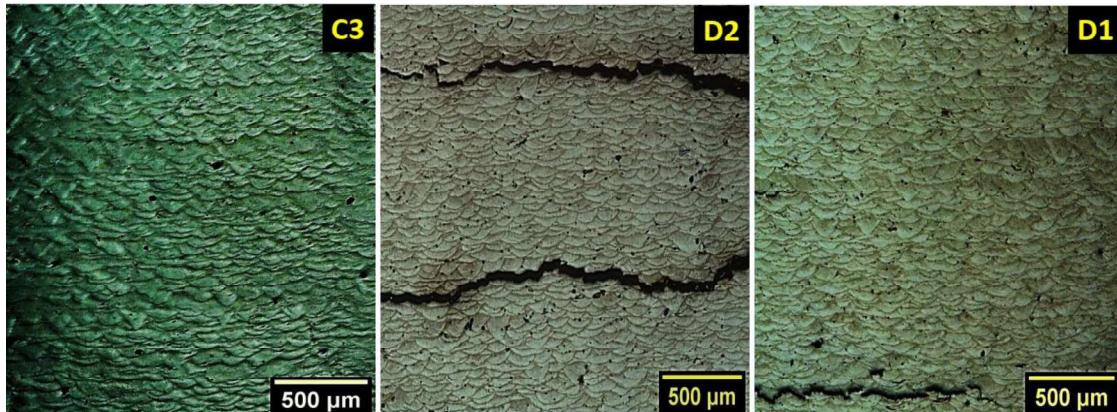


Figura 7: Imagens obtidas por MO das amostras C3, D2 e D1, respectivamente.

A figura 8, mostra as imagens obtidas por MO para as amostras A2 e D3, que foram construídas com a mesma combinação de parâmetros, 300 mm/s e 102 µm, porém sendo A2, de tamanho inferior e com substrato não aquecido e D3 maior com substrato aquecido a 200°C. Observou-se que D3 não apresentou trincas superficiais nem internas, o que é resultado do aquecimento do substrato. Pelas imagens observa-se ainda que D3 apresenta poros de tamanho inferior aos poros observados em A2, comprovando a maior densidade obtida para essa amostra. Com relação as poças de fusão, observou-se que ambas as amostras apresentaram poças que variaram desde poças rasas e estreitas a poças largas e profundas, como destacado nas imagens (fig. 8).

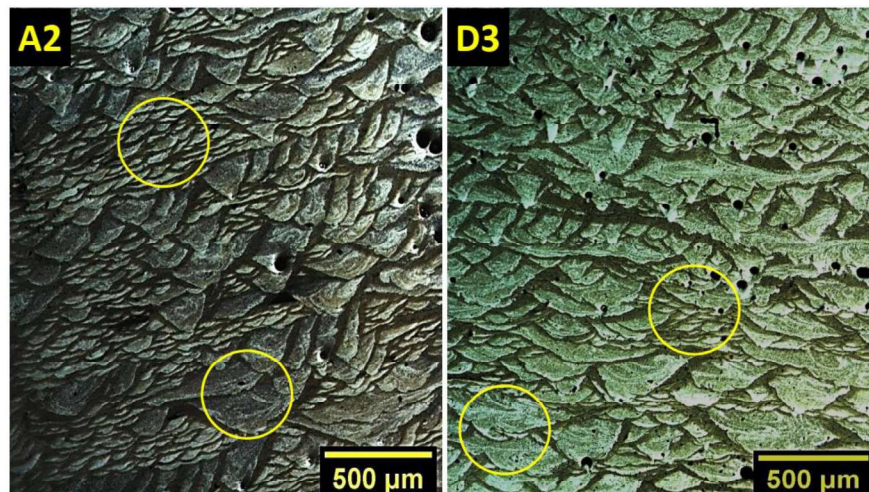


Figura 8: Imagens de MO das amostras A2 e D3, respectivamente. Os círculos nas imagens indicam a variação entre a morfologia das poças em ambas as amostras.

A influência do hatching na morfologia das poças de fusão foi investigada quando

comparadas as imagens das amostras do mesmo grupo, ou seja, mesma potência, mesma velocidade, porém com *hatching* diferentes (Figuras 9, 10, 11). Observa-se que os impactos do *hatching* na morfologia das poças de fusão são mais notáveis quando se faz uso de velocidades menores (grupo A), figura 9, do que quando se utiliza velocidades maiores do laser (grupo C), mesmo tendo-se utilizado valores de *hatching* diferentes (figura 11). Além disso, quanto menor o *hatching*, ou seja, maior sobreposição das poças, maior é a presença de poças de fusão em formato de V, como observado para a amostras A2. Segundo (YANG, 2018), a incidência do laser sobre as regiões previamente solidificadas promove poças de fusão mais profundas e em formato de V. Além disso, como para velocidades menores o tempo de atuação do laser é maior, a incidência energética nessas regiões de sobreposição é ainda maior, podendo favorecer poças ainda mais profundas e irregulares. Pela figura 10, nota-se que as poças tendem a ser mais estreitas para menores valores de *hatching* e mais largas para valores de *hatching* maiores, como já era esperado. Observa-se que as amostras A2 e B2, que possuem *hatching* próximos ($\sim 100\mu\text{m}$), apresentaram maior presença de poças em formato de V.

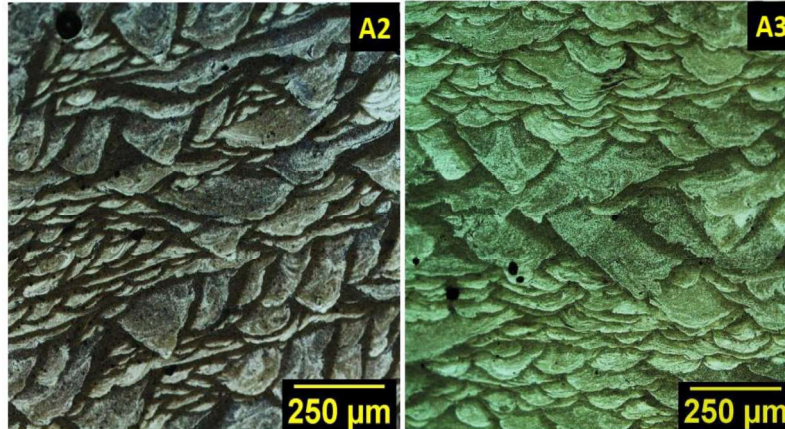


Figura 9: Imagens de MO das amostras A2 e A3, respectivamente.

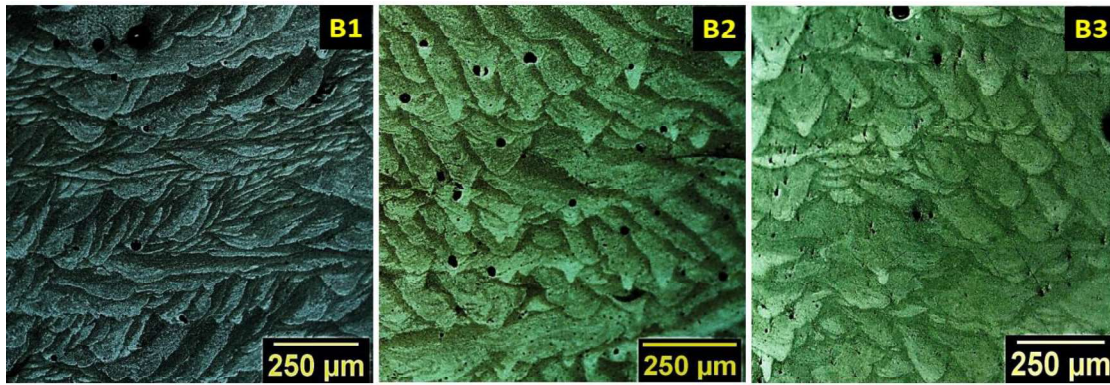


Figura 10: Imagens de MO das amostras B1, B2 e B3, respectivamente.

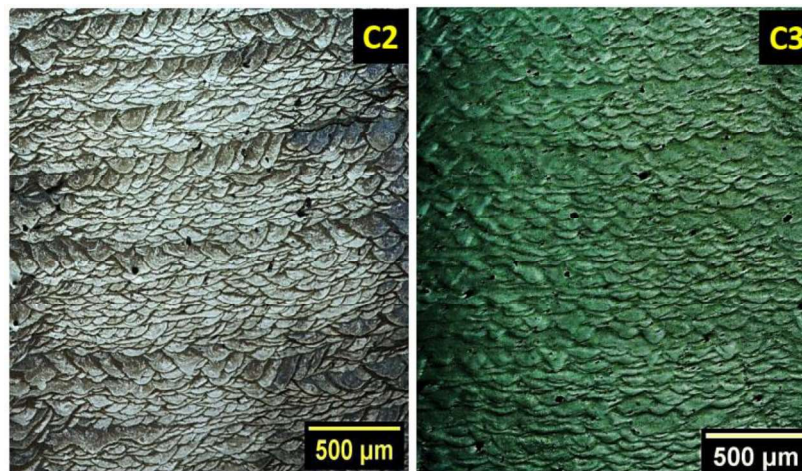


Figura 11: Imagens de MO das amostras C2 e C3, respectivamente.

Com a finalidade de entender o efeito da variação da velocidade em conjunto com *hatching* na morfologia das poças de fusão das amostras produzidas por FSL, foram comparadas as microestruturas das amostras A2 ($v=300$ mm/s e $h=102$), B2 ($v=500$ mm/s e $h=95$) e C2 ($v=750$ mm/s e $h=84$), observadas em microscopia óptica, na figura 12, e das amostras A3 ($v=300$ mm/s e $h=154$), B3 ($v=500$ mm/s e $h=143$) e C3 ($v=750$ mm/s e $h=126$), figura 13. Nota-se que na amostra A2, as poças de fusão se apresentam com perfis bem irregulares estando em algumas regiões mais largas e profundas e em outras mais rasas e estreitas. As poças de fusão da amostra B2 apresentaram menor variação nos perfis das poças, se comparada a amostra A2, apresentando predominantemente poças largas e profundas. Já as poças de fusão da amostra C2, foram as de maior homogeneidade morfológica com periodicidade entre poças largas e rasas e estreitas e profundas. Comportamento similar foi obtido quando comparado os perfis de A3, B3 e C3. A amostra A3 apresentou diferentes regiões contendo a morfologia das poças de fusão bastante distintas, enquanto que

a amostra B3 apresentou poças de fusão mais regulares, porém contendo uma alta porosidade interna; por outro lado a amostra C3 apresentou poças de fusão mais homogêneas e contendo baixa porosidade. Observou-se que as amostra do grupo B (B2 e B3) apresentaram maior porosidade que as demais amostras e que essa porosidade se apresenta majoritariamente no fundo das poças de fusão, como indicado nas figuras 12 e 13. Este defeito, denominado *keyhole*, geralmente está associado ao uso de parâmetros inadequados, como o emprego de uma potência excessiva ou uma elevada entrada de energia; no entanto, outros fatores ainda não identificados também podem estar relacionados à sua formação (YANG, 2018). O *keyhole* é caracterizado por ser uma porosidade esférica formada no fundo da poça de fusão com formato de V (YANG, 2018). Embora as amostras do grupo A, também tenham apresentado uma elevada entrada de energia, essas não apresentaram a formação deste tipo de defeito tão significativamente quanto as amostras do grupo B. Enquanto que a maior velocidade de varredura e conseqüente menor entrada de energia nas amostras do grupo C, D1 e D2, também contribuíram para a baixa formação de *keyhole*, bem como a formação de poças de fusão mais regulares.

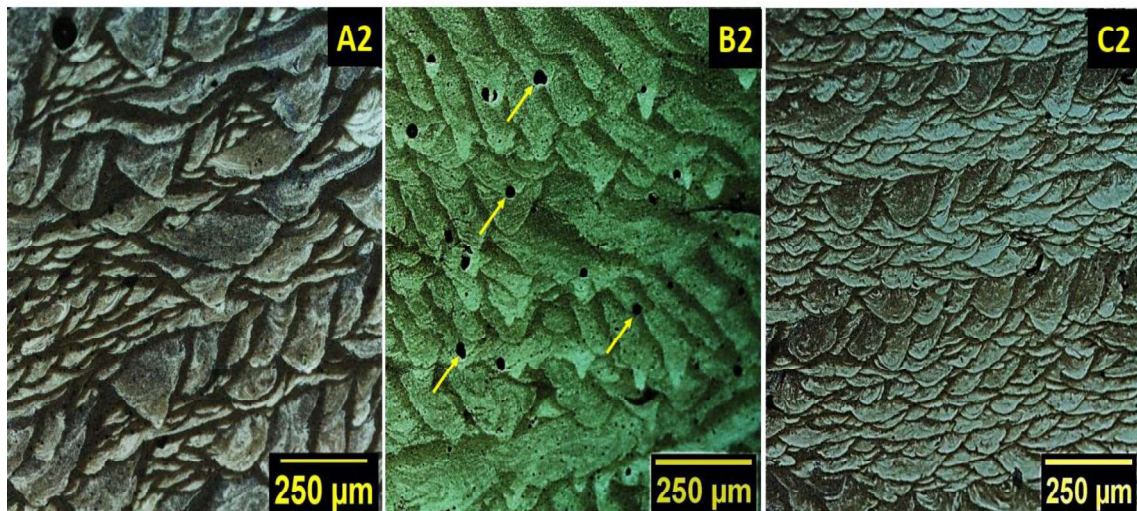


Figura 12: Imagens de MO das amostras A2, B2 e C2, respectivamente. As setas indicam a presença de porosidades.

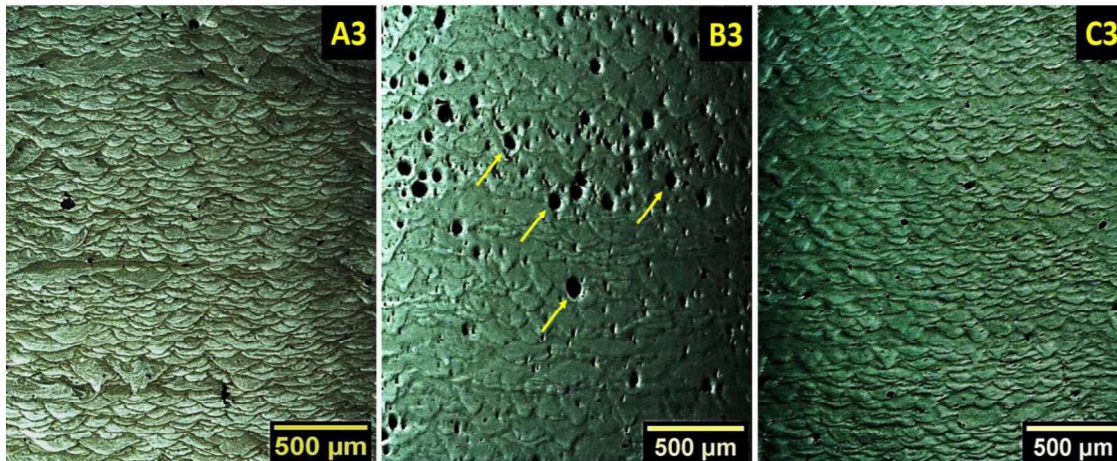


Figura 13: Imagens de MO das amostras A3, B3 e C3, respectivamente. As setas indicam a presença de porosidades.

A tabela 4 apresenta a largura e a profundidade média das poças de fusão das amostras discutidas anteriormente, quando comparadas por grupo. Observa-se que a largura média das poças é maior para velocidades mais baixas (grupo A e D3), e tende a ser equivalente para velocidades de 500 e 750mm/s. Observa-se que, mesmo as amostras dos grupos C e D1 e D2, tendo sido construídas com hatching e tamanhos diferentes, possivelmente pela velocidade ser a mesma, acarretou em equivalentes largura ($\sim 170 \mu\text{m}$) e profundidade ($\sim 80 \mu\text{m}$) de poça. Observa-se que a profundidade da poça para o grupo B foi maior que os demais grupos ($\sim 115 \mu\text{m}$), com exceção de D3. Isso corrobora com as imagens de MO, onde as amostras do grupo B apresentaram maior porosidade, principalmente localizados no fundo das poças. A amostra D3 apresentou os maiores valores de largura ($\sim 310 \mu\text{m}$) e profundidade ($\sim 170 \mu\text{m}$) de poças quando comparada aos demais grupos. Isso é uma consequência da combinação entre baixa velocidade de laser com o acúmulo de calor em cada camada fundida ao longo do processo de construção das peças devido ao aquecimento do substrato.

Tabela 4: Largura e profundidade média das poças de fusão para cada grupo.

Amostra	Largura Média (μm)	Profundidade Média (μm)
Grupo A	$231,81 \pm 86,48$	$112,57 \pm 61,10$
Grupo B	$170,81 \pm 60,36$	$115,18 \pm 41,25$
Grupo C	$169,47 \pm 48,33$	$76,79 \pm 29,81$
D1 e D2	$173,59 \pm 22,58$	$83,81 \pm 17,57$
D3	$313,63 \pm 168,66$	$170,60 \pm 72,34$

4.3 Análise Térmica e microestrutural

A figura 14 mostra os resultados de difratometria de raios X para as amostras produzidas por FSL com diferentes conjuntos de parâmetros. Esses resultados revelaram predominantemente picos referentes as fases α -Al e quasicristalinas (QC). Pelos difratogramas não é possível destacar diferença significativa entre as amostras construídas com as diferentes combinações de parâmetros.

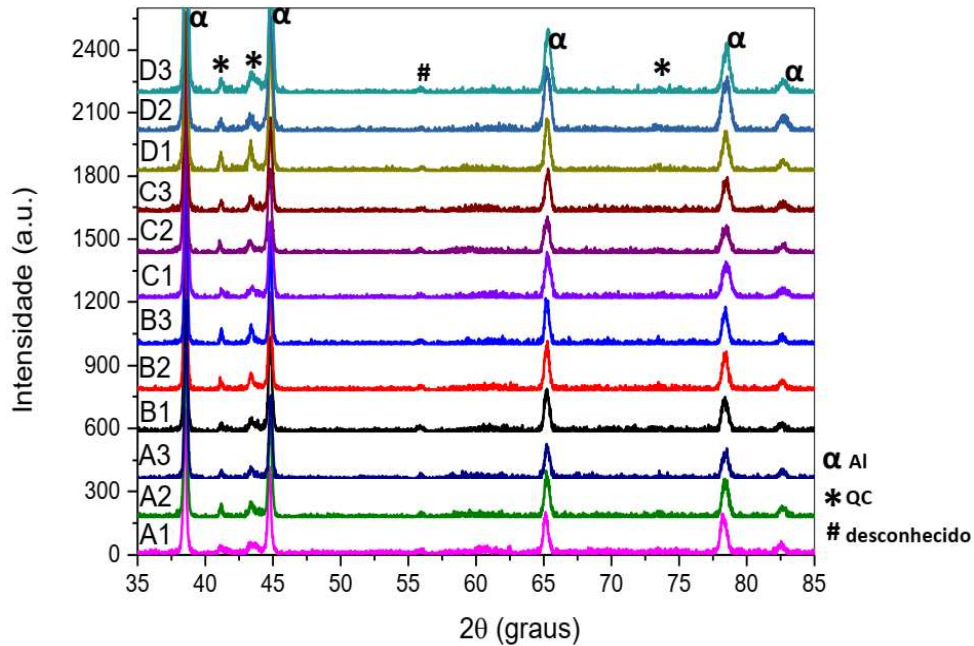


Figura 14: Difratogramas das amostras produzidas por FSL.

As curvas de DSC das amostras produzidas por FSL com diferentes conjuntos de parâmetros estão apresentados na figura 15. É possível observar nas curvas do primeiro ciclo de aquecimento a presença de um pico exotérmico próximo a 500 °C, indicando a decomposição da fase metaestável quasicristalina. Este pico não é observado na curva de aquecimento para o segundo ciclo, confirmando a decomposição desta fase para o primeiro aquecimento.

A tabela 5 apresenta os valores médios por grupo da temperatura de início e de fim da reação de decomposição da fase quasicristalina e a energia liberada nesta decomposição. Nota-se que para as amostras produzidas em velocidades mais baixas (grupo A e D3), a temperatura de início da decomposição se deu em valores

mais altos (~512 °C) que as amostras produzidas em velocidades maiores, grupos B, C e D1 e D2 (~473 °C). Já a temperatura do fim da reação de decomposição da fase quasicristalina para todas as amostras apresentou-se por volta de 575 °C. A energia liberada na reação de decomposição foi menor para as amostras do grupo A (produzidas com menor velocidade de varredura) do que aquela liberada para as amostras construídas com maiores velocidades. Isso pode ser justificado, pois maiores velocidades promovem maiores taxas de resfriamento durante a construção, favorecendo por sua vez a formação da fase QC nas amostras do grupo C, D1 e D2. A amostra D3, construída com velocidade 300 mm/s, mas com tamanho superior as amostras do grupo A, mostrou uma temperatura final da reação de decomposição da fase QC superior a todas as amostras (~584 °C) e liberação de energia equivalente aos grupos que utilizaram velocidades maiores (40,12 J/g), porém como o pico de decomposição da fase QC é mais raso para esta amostra, o teor real de fase QC pode ser mais baixo que este valor calculado.

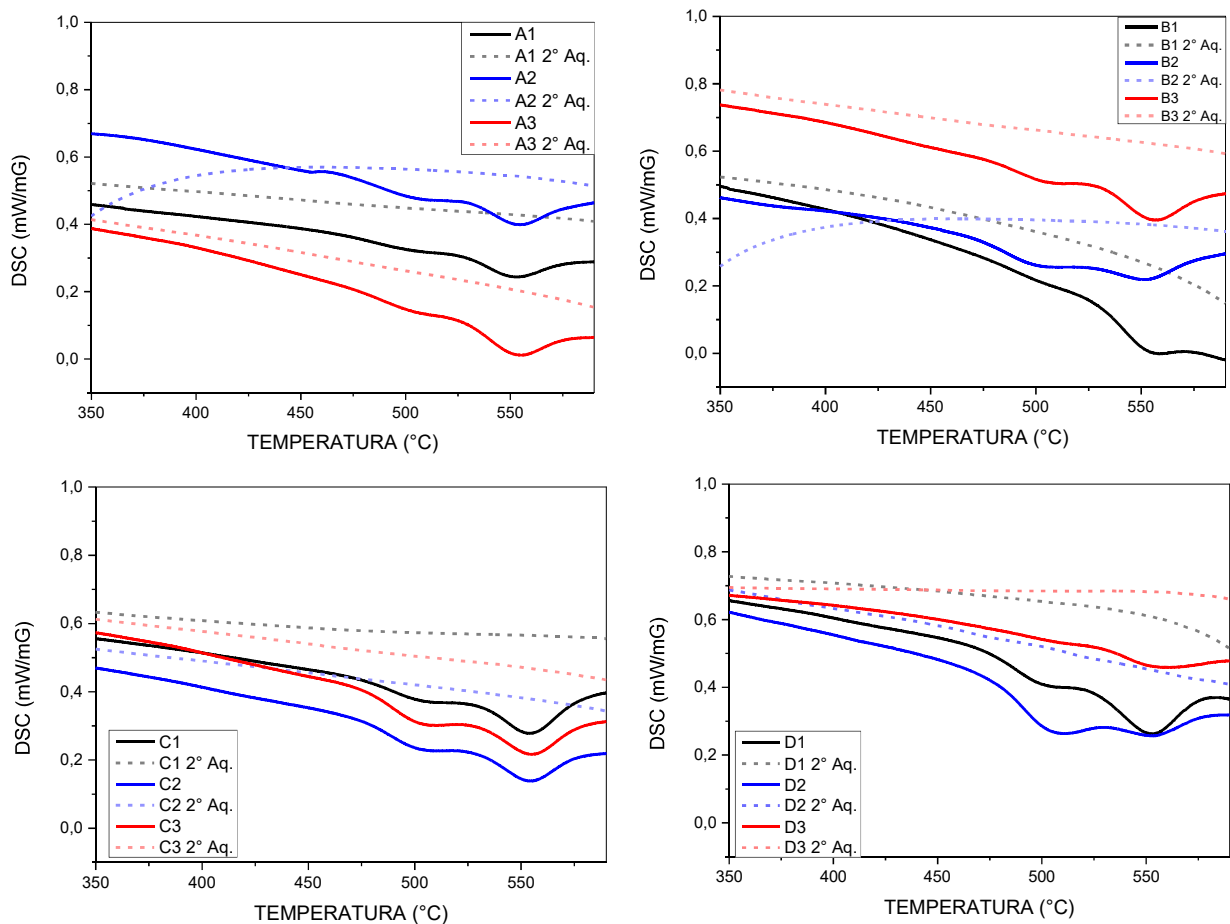


Figura 15: Curvas de DSC das amostras produzidas por FSL com diferentes conjuntos de parâmetros.

Tabela 5: Temperaturas de início e fim da reação de decomposição da fase QC e a energia liberada na reação.

Amostras	Energia (J/g)	Temperatura de Início (°C)	Temperatura de Fim (°C)
Grupo A	20,03 ± 5,10	512,65 ± 27,90	574,28 ± 0,64
Grupo B	43,22 ± 17,23	475,78 ± 5,83	574,62 ± 1,90
Grupo C	44,33 ± 7,71	474,62 ± 0,90	577,12 ± 2,26
D1 e D2	53,51 ± 6,44	470,65 ± 3,25	576,25 ± 1,84
D3	40,12	528,05	584,55

4.4 Análise microestrutural

Na análise de MEV da seção longitudinal das amostras pode-se observar que as poças de fusão consistiram de uma matriz de alumínio em solução sólida e precipitações globulares submicrométricas, características da fase quasicristalina. O contraste de fase permite a identificação destas duas fases: o branco para a fase QC e o cinza para a fase α -Al primária rica em Al.

Pelas imagens de MEV (figuras 16 a 17) observou-se que todas as amostras apresentaram microestrutura heterogênea quando considerando-se o volume da poça de fusão. Destaca-se no volume da poça de fusão: regiões ricas em fases QC com diferentes refinamentos (micro e nano) bem como regiões onde a fase α Al é predominante.

Pela figura 16, amostra A1, pode-se observar regiões contendo a fase QC da ordem de microns (região B) e de nano (regiões A e C). A amostra A2, figura 17, apresentou um alto teor de nano poros internos, que podem ser diferenciados da fase QC (de contraste branco) por apresentarem coloração escura. Observa-se que estes nano poros estão distribuídos de forma semelhante à fase QC no interior das poças de fusão. A amostra A3, figura 18, apresenta regiões contendo a fase QC de ordem de microns (região C), onde também é possível notar alguns nano poros indicados por setas na figura, e regiões onde a fase α -Al é predominante (região B). Estas diferenças microestruturais podem estar relacionadas à entrada de energia ter se dado de forma não uniforme ao longo do volume das poças, como resultado de um processo de fusão/refusão ou reaquecimento heterogêneo, devido à baixa velocidade de varredura imposta, produzindo poças de fusão irregulares e distintas uma das outras, e gerando diferentes taxas de solidificação e de resfriamento ao longo de cada

pista individual.

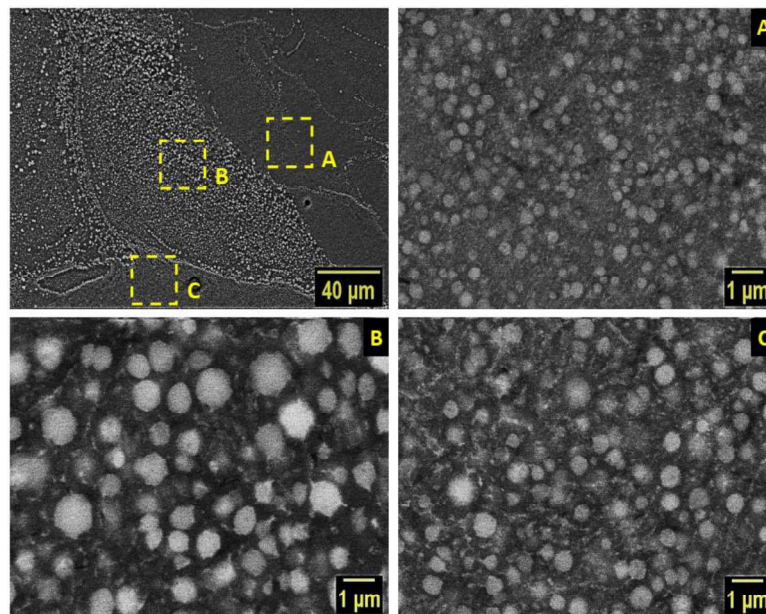


Figura 16: Imagens de MEV da amostra A1. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento.

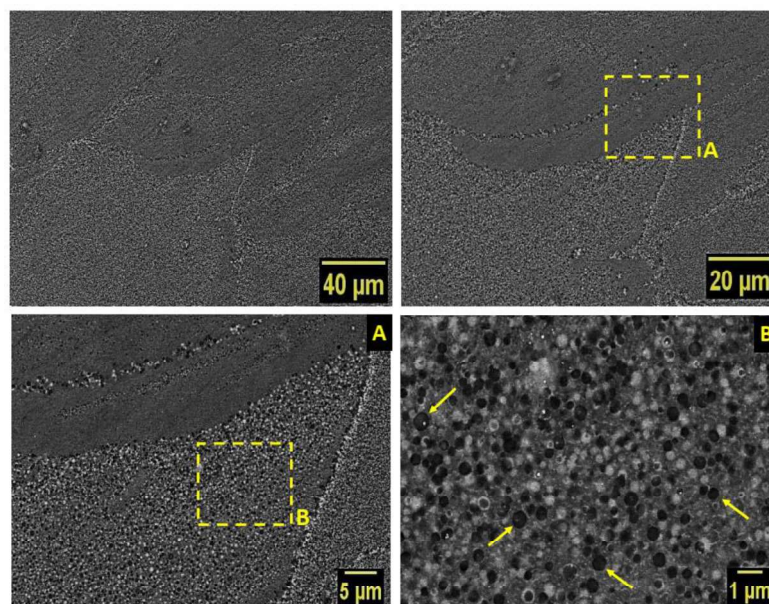


Figura 17: Imagens de MEV da amostra A2. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento, enquanto que as setas indicam a presença de nano poros.

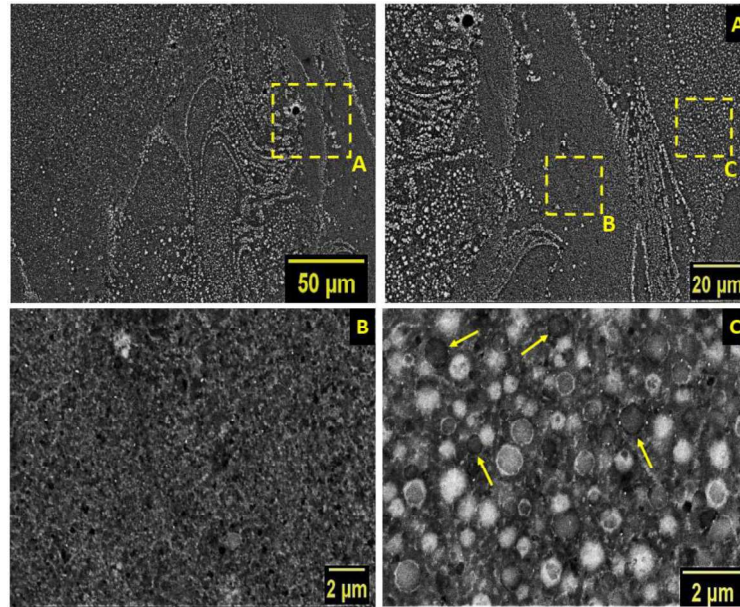


Figura 18: Imagens de MEV da amostra A3. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento, enquanto que as setas indicam a presença de nano poros.

Nas amostras B1, figura 19, e B2, figura 20, é possível observar porosidades, que são características das amostras do grupo B, o qual apresentou maior tendência à formação de *keyhole*. Nota-se regiões de fases QC grosseiras e com morfologias não-esférica (rosetas) contendo tamanhos próximos a 1,5 μm (regiões B), como também regiões com predominância de fases QC refinadas de ordem nanométrica (região C). Na amostra B3, figura 21, é possível observar que o tamanho da fase QC se torna cada vez menor à medida que avança da borda para o centro da poça de fusão (região D). Nas bordas das poças, também se observa a formação de fases maiores com morfologias irregulares (região A), que são formadas devido ao reaquecimento a cada fusão subsequente que altera termicamente as fases inicialmente formadas.

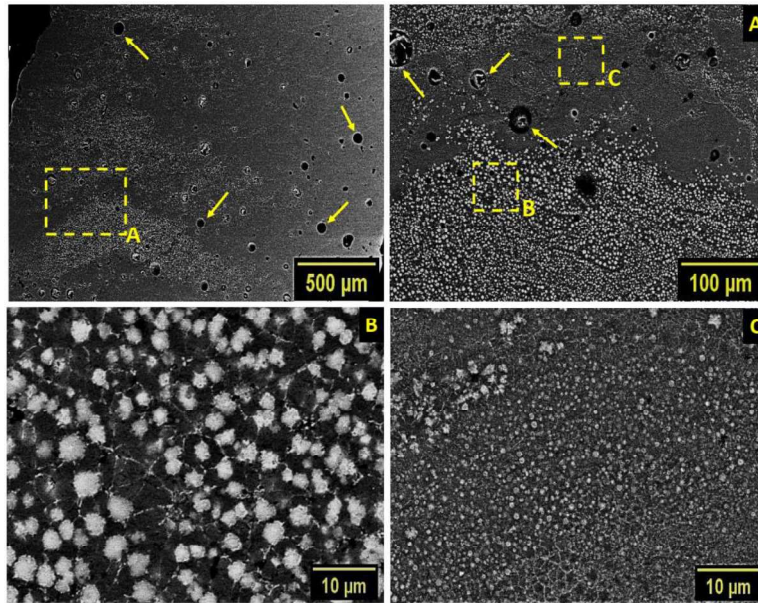


Figura 19: Imagens de MEV da amostra B1. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento, enquanto que as setas indicam a presença de porosidades.

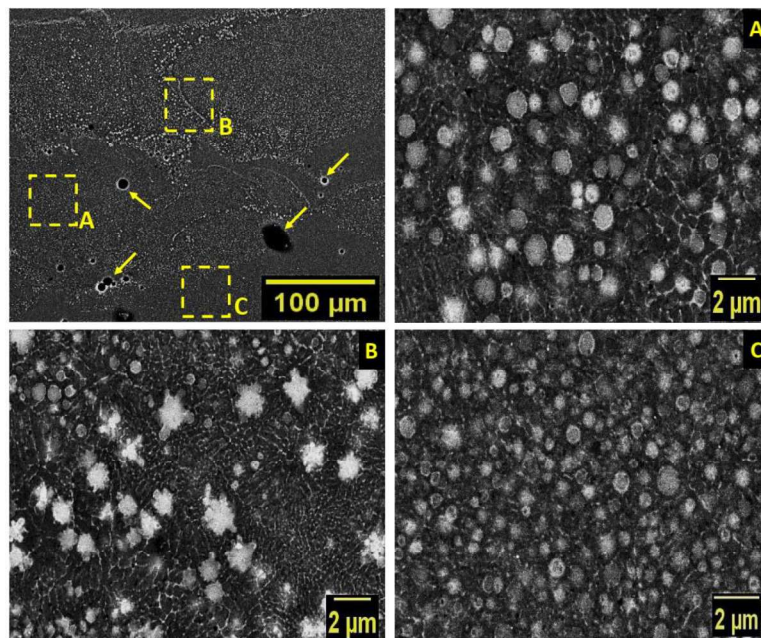


Figura 20: Imagens de MEV da amostra B2. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento, enquanto que as setas indicam a presença de porosidades.

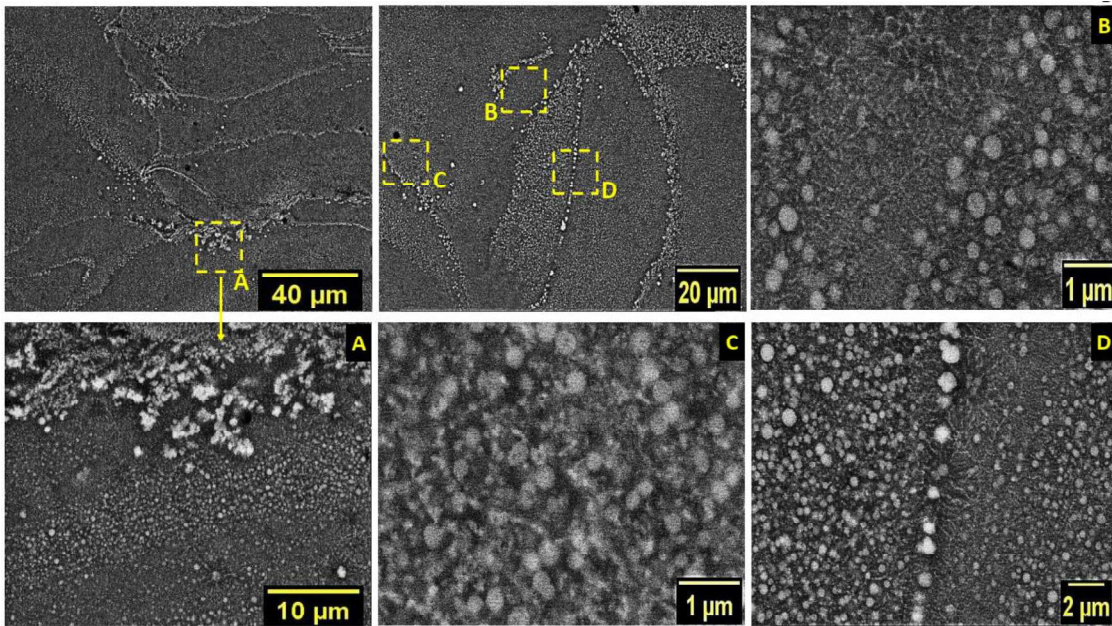


Figura 21: Imagens de MEV da amostra B3. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento.

As amostras do grupo C apresentaram a fase QC majoritariamente refinada, de ordem nanométrica, como consequência da maior velocidade de varredura imposta; além de também apresentarem poucos poros e estes com tamanhos reduzidos. A figura 22, amostra C1, demonstra o refinamento da fase QC no interior de diferentes regiões das poças de fusão. A amostra C2, figura 23, apresentou poças de fusão mais homogêneas, porém com alto teor de nano poros em seu interior; microestrutura semelhante à observada na amostra A2 (fig. 17). Para a amostra C3, figura 24, observa-se o refinamento gradual da fase QC em diferentes poças de fusão, consequência de um histórico térmico diferente durante a construção da peça.

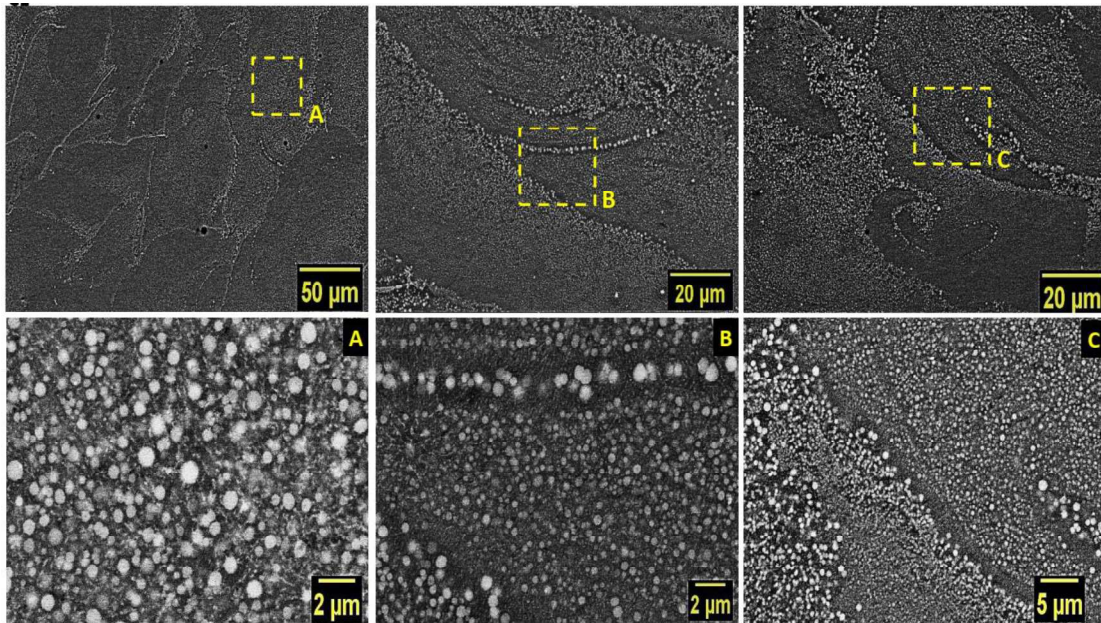


Figura 22: Imagens de MEV da amostra C1. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento.

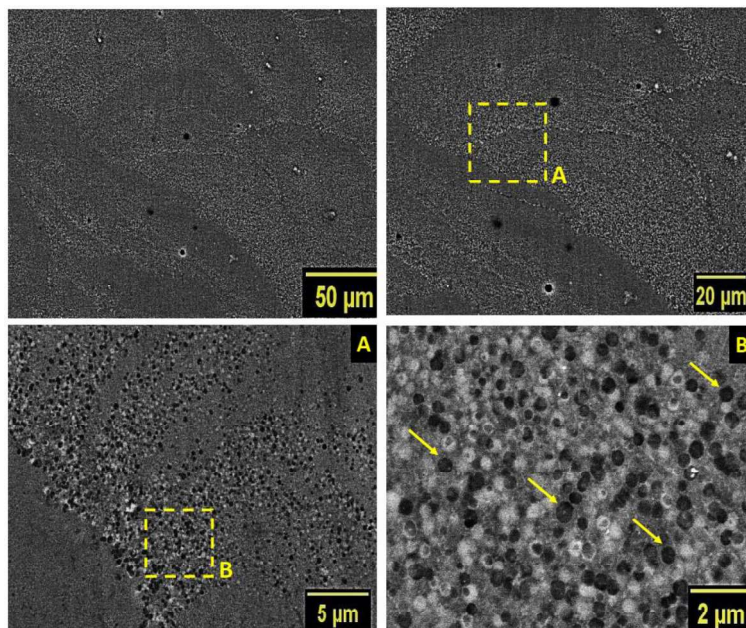


Figura 23: Imagens de MEV da amostra C2. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento, enquanto que as setas indicam a presença de nano poros.

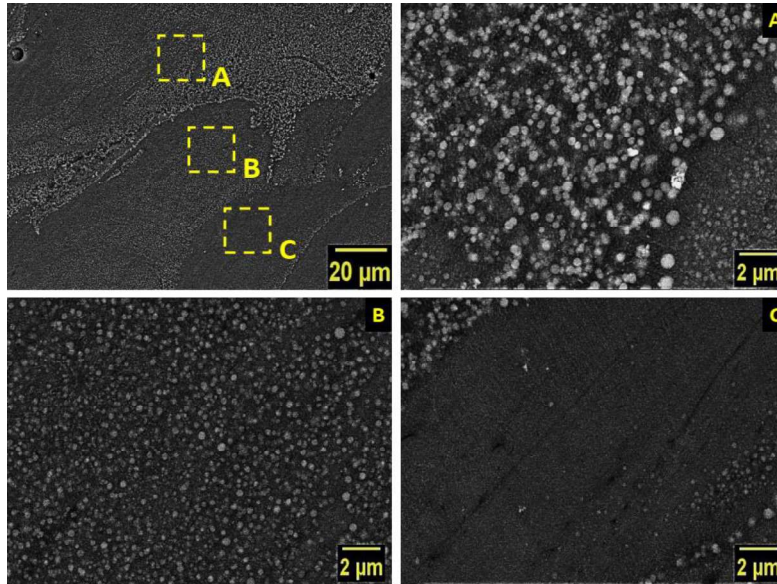


Figura 24: Imagens de MEV da amostra C3. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento.

As figuras 25 e 26, apresentam as morfologias das poças de fusão das amostras D1 e D2, respectivamente. Por essas imagens, observa-se que as poças de fusão apresentaram-se mais regulares e similares entre si, quando considerada toda a área da imagem. Essa padronização também foi observada pelos resultados de MO. Isso pode justificar a maior densidade dessas peças, já que uma maior regularidade de poças, indica maior regularidade de trilhas e consequentemente de camadas. Essas duas amostras apresentaram microestrutura mais rica em fases QC do que as demais amostras discutidas até aqui, comprovando os resultados de DSC. Tanto as bordas quanto o interior das camadas consistem de fases QC ultra refinadas de escala nanométrica.

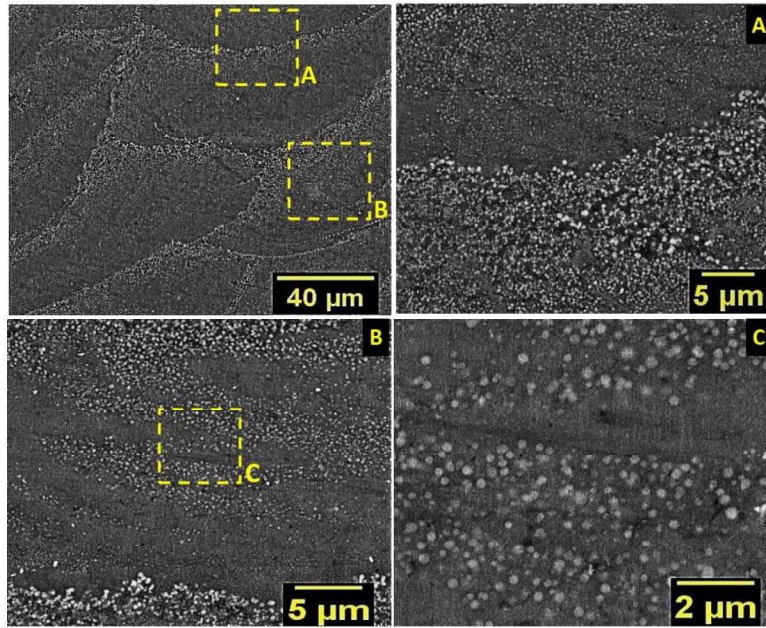


Figura 25: Imagens de MEV da amostra D1. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento.

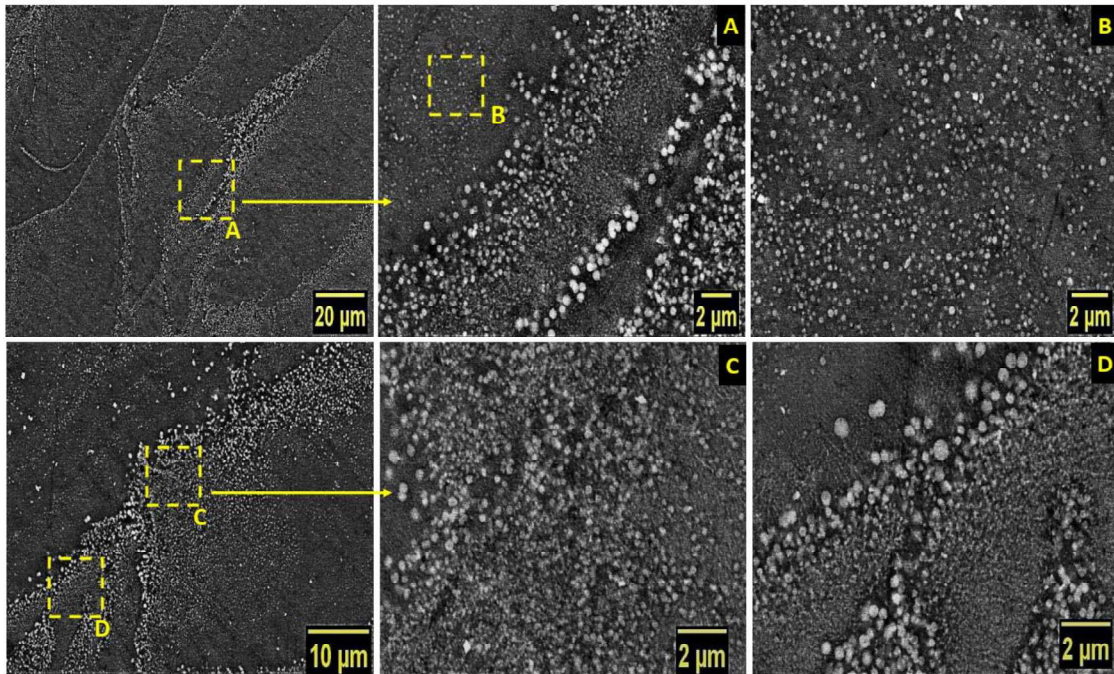


Figura 26: Imagens de MEV da amostra D2. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento.

A amostra D3, figura 27, apresentou quasicristais mais grosseiros (ordem de microns) dentro das poças de fusão, se comparados aos das amostras D1 e D2. Nesta amostra as fases parecem ter se decomposto, uma vez que a forma e a

tonalidade de branco destas fases se apresentam irregular e menos intensa, respectivamente. Também é possível observar poucos nano poros (indicados pelas setas contidas na região D) que também foram observados nas amostras A2 e C2 (fig. 17 e fig. 23). O aquecimento do substrato atuou tanto diminuindo a taxa de resfriamento, como impondo mais calor a peça, o que favoreceu a decomposição da fase QC.

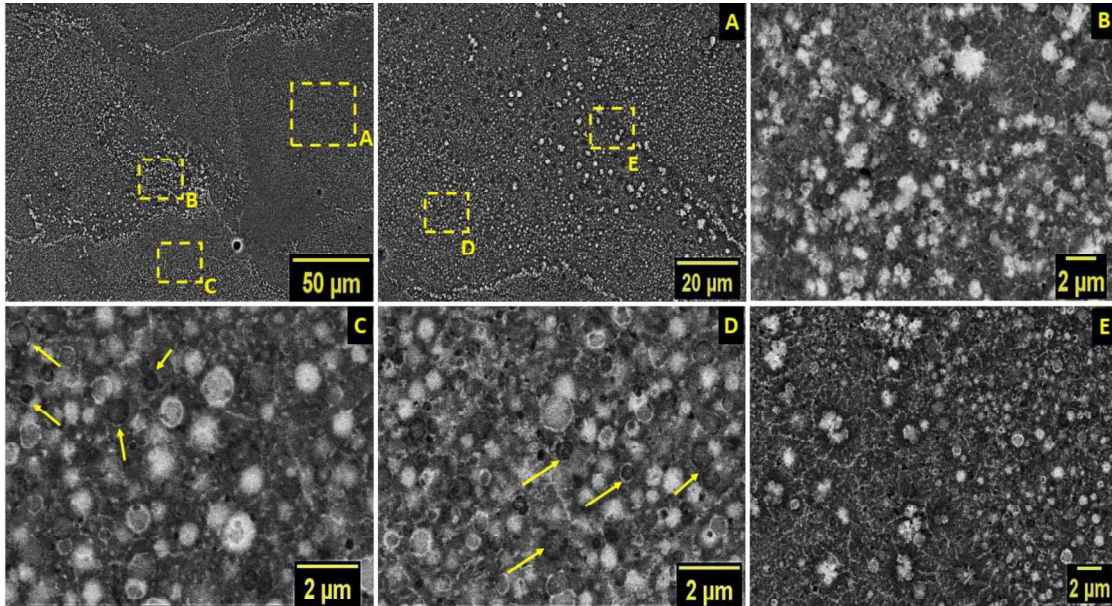


Figura 27: Imagens de MEV da amostra D3. Os destaques indicam as regiões analisadas em maior aumento, enquanto que as setas indicam a presença de nano poros.

A figura 28 mostra imagens com o mesmo aumento obtidas em MEV do interior da poça de fusão de cada amostra. Embora as fases QC estejam bem refinadas em todas as amostras, pode-se observar maior refinamento da fase QC nas peças construídas com maior velocidade de varredura (C, D1 e D2). Observando-se as imagens dos grupos A, B e C, pode-se destacar um refinamento gradativo nas fases QC com o aumento da velocidade de varredura do laser. Nota-se que a amostra D3 ($v=300\text{mm/s}$), mesmo tendo sido produzida com o substrato aquecido, apresentou microestrutura semelhante aquelas do grupo A e B, as quais também utilizaram menores velocidades de varredura (300 e 500mm/s, respectivamente). Observa-se ainda uma maior homogeneidade de tamanhos das fases QC quando utilizadas maiores velocidades (750mm/s) grupos C, D1 e D2. Esses resultados confirmam os resultados obtidos por DSC, onde a energia liberada na reação de decomposição da

fase QC foi maior para as peças dos grupos C e D (exceto D3), ou seja, peças construídas com maior velocidade.

Com base nas imagens da fig. 28 foram calculados os valores médios do diâmetro das fases quasicristalinas e a porcentagem dessa mesma fase para cada grupo (A, B, C e D). Esses valores estão mostrados na tabela 6. Observou-se que menores velocidades (300mm/s) promovem a formação de fases QC com diâmetros maiores (0,58 μm média do grupo A e 0,90 μm para a amostra D3), enquanto maiores velocidades (750mm/s) favorecem a formação de fases QC com diâmetros menores (0,31 μm para D1 e D2 e 0,36 μm para o grupo C). Observa-se ainda que, como as peças D1 e D2 foram construídas em tamanhos maiores, a taxa de resfriamento é ainda maior, o que favorece a formação de fase QC mais refinadas quando comparadas as amostras do grupo C. Já o percentual de fase QC foi sutilmente diferente entre as amostras, apresentando uma tendência de que, maiores velocidades favorecem a formação de maior teor de fases QC (grupo C, D1 e D2), com aproximadamente 40% desta fase. A amostra D3 com menor velocidade e substrato aquecido obteve o menor teor de fase QC (~31%).

Como as amostras A2 e C2 apresentaram alto teor de nano porosidades juntamente com a fase QC dentro das poças de fusão, esse teor foi calculado sendo de 28,90% para a amostra A2, com tamanhos médios de 0,44 $\mu\text{m} \pm 0,14$, e de 26,83%, com tamanhos médios de 0,44 $\mu\text{m} \pm 0,08$, para a amostra C2. Além disso, como estes nano poros foram observados apenas nas amostras que foram atacadas com o reagente Flick (A2, A3, C2 e D3), pode-se concluir que o uso deste reagente na liga empregada neste trabalho, tende a evidenciar a microestrutura das amostras produzidas por FSL para análise em MO, tornando os resultados melhores para observação das morfologias das poças de fusão; no entanto seu uso também parece afetar a fase QC, como observado ao analisá-las por MEV, não sendo, porém, indicado sua utilização antes das análises por MEV. Ressalta-se que nas análises (DRX e DSC), as amostras analisadas não estavam atacadas e, portanto, estes nano poros observados no MEV não influenciaram nos resultados destas amostras.

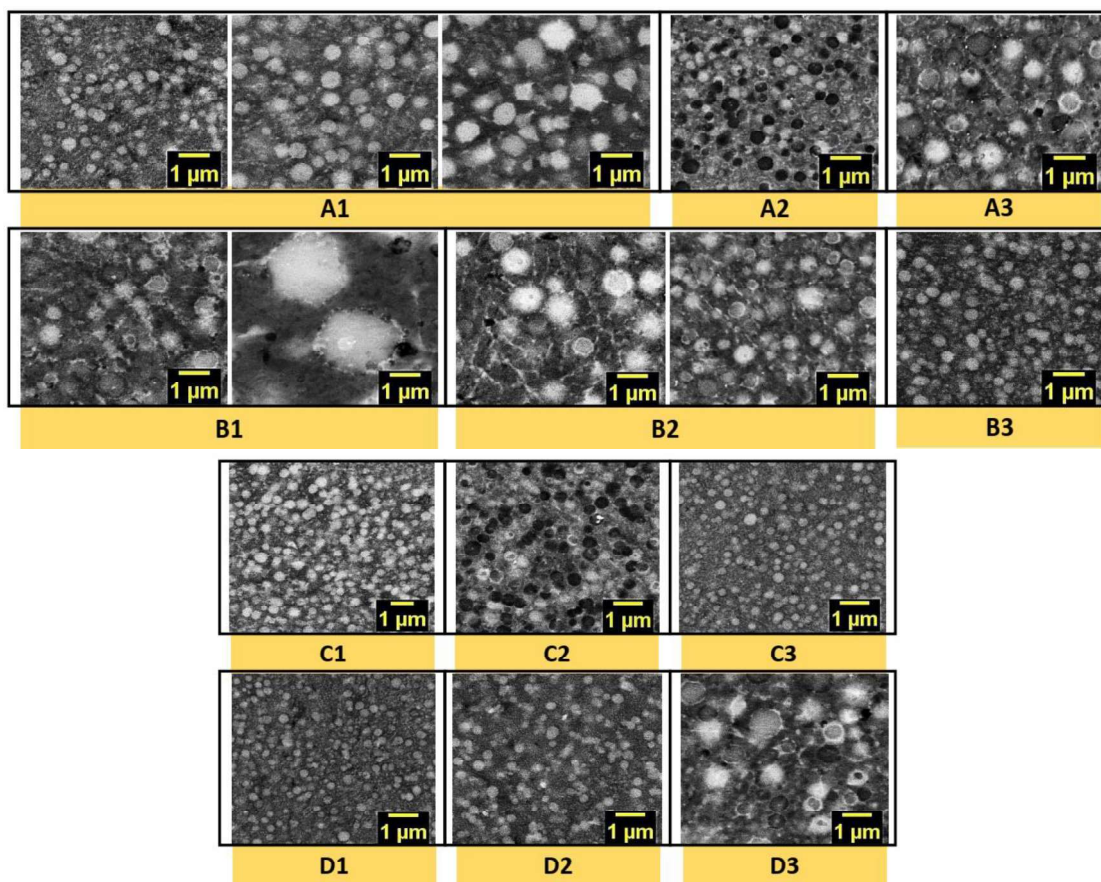


Figura 28: Imagens de MEV do interior da poça de fusão de cada amostra.

Tabela 6: diâmetro médio e porcentagem das fases QC.

Amostra	Diâmetro médio do QC (μm)	%Fase QC
Grupo A	$0,58 \pm 0,19$	$36,23 \pm 3,72$
Grupo B	$0,93 \pm 0,56$	$35,92 \pm 4,49$
Grupo C	$0,36 \pm 0,04$	$36,79 \pm 6,70$
D1 e D2	$0,31 \pm 0,03$	$40,99 \pm 1,19$
D3	$0,90 \pm 0,16$	31,46

As amostras A2 e D3 foram construídas com o mesmo conjunto de parâmetros, contudo A2 de tamanho menor que D3 e estando D3 com substrato aquecido. Por comparação entre a microestrutura dessas amostras (fig. 17 e fig. 27), podemos observar que a amostra A2 apresentou elevado teor de nano poros e fases QC bem refinadas no interior das poças de fusão, enquanto D3 as fases QC se apresentaram mais grosseiras. A figura 29, compara a região interior de uma poça de fusão destas amostras, e é possível notar que em D3 os nano poros se tornaram menos perceptíveis, visto que a fase QC está mais grosseira e mais predominante.

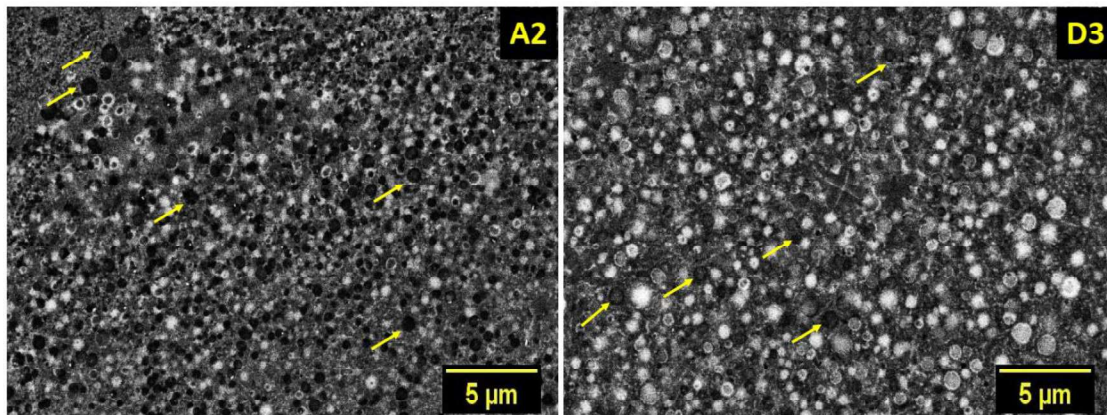


Figura 29: Imagens de MEV do interior da poça de fusão da amostra A2 e D3, respectivamente, onde as setas indicam a presença de nano poros.

A tabela 7 apresenta a média dos valores de microdureza (em HV) medidas na região do topo, centro e base das peças. A análise de microdureza indicou que em todas as amostras a região da base apresentou maiores valores de dureza do que no centro e no topo, o que é esperado já que a taxa de resfriamento é maior nesta região, por estar em contato com o substrato que se encontra a uma temperatura mais baixa que a do metal refundido. Também pode-se concluir que à medida que a velocidade foi aumentada os valores medidos de dureza tornaram-se maiores. As médias de dureza nas três regiões analisadas do grupo C e das amostras D1 e D2, produzidas com velocidades de 750mm/s, foram maiores que as obtidas para as amostras dos grupos A e B, com velocidades de 300mm/s e 500mm/s, respectivamente. Esse resultado comprova o que foi observado nos resultados de DSC, onde foi possível notar uma maior energia de decomposição da fase QC para peças construídas com maior velocidade do laser (grupo C e D1 e D2), bem como o que foi observado por MEV, onde o maior teor e maior refinamento da fase QC foi obtida para as amostras construídas com a maior velocidade. Sabe-se que a fase QC é uma fase dura e frágil e quando bem dispersa e refinada numa matriz dúctil de alumínio, essa fase atua aumentando a dureza da liga (GARGARELLA, 2009).

Tabela 7: Média de microdureza (HV) para os grupos de amostras construídas com diferentes conjuntos de parâmetros.

Amostra	Topo	Centro	Base
Grupo A	173,11 ± 14,55	166,05 ± 24,46	195,21 ± 11,07
Grupo B	173,82 ± 14,49	174,45 ± 14,99	197,77 ± 23,20
Grupo C	190,02 ± 23,23	188,59 ± 19,41	226,28 ± 18,78
D1 e D2	198,08 ± 68,81	208,85 ± 23,44	214,77 ± 23,68
D3	145,67 ± 11,56	163,44 ± 21,75	161,53 ± 6,71

5 CONCLUSÕES

- As peças produzidas por FSL com diferentes combinações de parâmetros apresentaram densidades similares;
- A rugosidades e presença de trincas superficiais variaram entre as combinações de parâmetros, sendo que o aumento do tamanho da amostra intensificou a presença das trincas;
- O aquecimento do substrato reduziu as trincas superficiais e internas das peças, mas resultou em microestrutura com menor teor de fases QC quando se utiliza velocidades do laser mais baixas;
- As análises de DRX não indicaram diferenças nas fases formadas nas amostras;
- Os resultados de DSC comprovaram que maiores velocidades do laser resultam em peças com maior teor de fase QC;
- As imagens obtidas por MO indicaram que o parâmetro de *hatching* causa maiores impactos nas morfologias das poças de fusão quando se utiliza velocidades de laser mais baixas;
- Velocidades de laser maiores tendem a tornar as poças de fusão mais homogêneas com relação a morfologia;
- Por MEV notou-se que todas as amostras apresentaram microestrutura heterogênea sendo que as poças de fusão apresentaram regiões ricas em fases QC com diferentes refinamentos (micro e nano), regiões ricas em fases com formato de rosetas, bem como regiões onde a fase αAl é predominante;
- As fases QC mais refinadas e esféricas foram obtidas nas peças construídas com a maior velocidade do laser (750mm/s);
- Os resultados de DSC concordaram com os obtidos por MEV, demonstrando que o emprego de velocidades maiores resultou na formação de um teor maior de fase QC, indicados pela maior liberação de energia de decomposição da fase QC e a maior porcentagem de fase QC medida no interior das poças de fusão;
- As peças produzidas com maior velocidade de laser apresentaram maior microdureza para as três regiões investigadas: base, centro e topo;
- As amostras apresentaram maior microdureza na região da base das peças;

- As amostras em que foi feito ataque químico com o reagente Flick, demonstraram melhores resultados na análise de MO, tornando as poças de fusão mais evidentes que as que não foram atacadas; no entanto também apresentaram nano porosidades dentro das poças de fusão, indicando que este reagente pode ter afetado a fase QC e não sendo aconselhável seu uso nesta liga para análise em MEV.

REFERÊNCIAS

Araújo, A. P. M. Manufatura Aditiva Da Liga Reciclada Al-Fe-Cr-Ti Formadora De Fase Quasicristalina. 2020, 153p. Tese (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, UFSCar, São Carlos, 2020.

Araújo, A. P. M.; Michelotti, L.; Kiminami, C. S.; Gargarella, P. Análise comparativa de pós da liga Al₉₁Fe₄Cr₃Ti₂ formadora de fase quasicristalina obtidos em equipamentos de atomização a gás distintos. In: 23° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (23 CBECIMAT), 2018, Foz do Iguaçu - PR - Brasil. 23° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (23 CBECIMAT), 2018.

Bonavina, L. F. “Processamento e caracterização da liga Al₉₃Fe₃Cr₂Ti₂ solidificada rapidamente.”, Dissertação de mestrado, UFSCar, São Carlos, 2005.

Caracelli, I. Nobel em Química 2011: Descoberta dos Quasicristais, uma Nova Classe de Sólidos. Disponível em: <http://qnesc.sbc.org.br/online/qnesc33_4/206-AQ-8911.pdf> Acesso em: 26/05/2020.

Collins, P. C.; Brice, D. A.; Samimi, P.; Ghamarian, I.; Fraser, H. L. Microstructural control of additively manufactured metallic materials. Annual Review of Materials Research, v. 46, p. 63-91, 2016.

Galano, M. Audebert, F., Stone, I, C., & Cantor, B. Nanoquasicrystalline Al–Fe–Cr-based alloys, Part I: Phase transformations, Acta Materialia, 57(17), 5107–5119, 2009.

Gargarella, P. “Revestimento de superfícies de ligas de alumínio com liga formadora de fase quasicristalina Al-Fe-Cr-Mn utilizando laser.”. Dissertação de mestrado, UFSCar, São Carlos, 2009.

Kiminami, C. S., W. B. Castro, M. F. Oliveira. Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos. 1° Edição. São Paulo: Blucher, 2013. 236 p.

Kumar, S. Selective laser sintering/melting. In: Hashmi S (ed) Comprehensive materials processing. Amsterdam, Elsevier, 2014. pp 93–133.

Marques, S. Fusão seletiva a laser para fabricação de peças metálicas com geometrias complexas. In SETIS- III Seminário de Tecnologia Inovação e Sustentabilidade. 4 e 5 nov. 2014, Joinville, SC.

Micheloti, L., Kiminami, C. S. Gomes, V. M. e Gargarella, P. “Produção de pó de liga de alumínio formadora de fase quasicristalina a partir de matéria prima reciclada”, 22o CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 06 a 10 de

Novembro de 2016, Natal, RN, Brasil., p.13, 2016.

Suryanarayana, C. Non-equilibrium processing of materials, 1° ed, vol. 2. Amsterdam; New York: Elsevier Science/ Suryanarayana, C., 1999.

Volpato, N. Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações de impressão 3D. 1° Edição. São Paulo, Blucher, 2017. 400 p.

Yang, K. V, Rometscha, P., Jarvisa, T., RAO, J., Caoa, S., Daviesd, C., Wu, X. Porosity formation mechanisms and fatigue response in Al-Si-Mg alloys made by selective laser melting. Materials Science & Engineering, 2018; pp 166–174.

APÊNDICE A – Tabelas contendo dados completos das amostras analisadas.

Tabela 8: Resultado de microdureza, em HV, de cada amostra.

Amostra	Topo	Centro	Base
A1	169,73 ± 10,59	164,22 ± 25,54	194,29 ± 13,15
A2	187,40 ± 13,93	151,02 ± 29,07	193,48 ± 8,93
A3	162,21 ± 4,86	182,92 ± 3,43	197,88 ± 13,49
B1	184,89 ± 18,52	168,13 ± 16,14	199,45 ± 14,76
B2	170,42 ± 10,83	171,92 ± 17,18	181,60 ± 22,91
B3	166,14 ± 7,24	183,32 ± 10,05	212,27 ± 24,45
C1	196,87 ± 29,45	175,54 ± 7,18	246,58 ± 7,50
C2	203,71 ± 14,06	202,25 ± 18,68	211,51 ± 10,56
C3	169,49 ± 6,33	187,98 ± 22,48	220,75 ± 15,60
D1	213,46 ± 13,63	191,55 ± 6,46	228,14 ± 18,68
D2	182,70 ± 13,65	226,16 ± 21,04	201,40 ± 21,96
D3	145,67 ± 11,56	163,44 ± 21,75	161,53 ± 6,71

Tabela 9: Energia liberada, temperaturas de início e fim da reação de decomposição quasicristalina das curvas de DSC, de cada amostra.

Amostra	Energia (J/g)	Temperatura de Início (°C)	Temperatura de Fim (°C)
A1	18,18	527,75	573,55
A2	28,43	529,75	574,55
A3	13,48	480,45	574,75
B1	18,27	479,35	572,65
B2	41,49	469,05	574,75
B3	69,89	478,95	576,45
C1	55,68	474,55	579,25
C2	32,56	473,75	574,75
C3	44,74	475,55	577,35
D1	60,34	468,35	574,95
D2	46,69	472,95	577,55
D3	40,12	528,05	584,55

Tabela 10: diâmetro médio da fase QC, desvio padrão, diâmetro mínimo e máximo medido e porcentagem de fase QC, obtidas a partir da regiões observadas na fig.28.

Amostra	Diâmetro médio do QC (μm)	Diâmetro mínimo (μm)	Diâmetro máximo (μm)	%Fase QC
A1	$0,351 \pm 0,093$	0,239	0,472	42,091
	$0,596 \pm 0,160$	0,407	0,881	33,512
	$0,928 \pm 0,243$	0,561	1,235	36,974
A2	$0,331 \pm 0,065$	0,194	0,391	35,962
A3	$0,684 \pm 0,125$	0,478	0,856	32,623
B1	$0,655 \pm 0,162$	0,409	0,935	35,911
	$2,586 \pm 0,300$	2,272	2,987	38,743
B2	$0,972 \pm 0,181$	0,628	1,301	35,388
	$0,647 \pm 0,155$	0,394	0,967	27,964
B3	$0,412 \pm 0,127$	0,235	0,598	36,182
C1	$0,412 \pm 0,124$	0,242	0,602	39,646
C2	$0,378 \pm 0,043$	0,301	0,448	29,138
C3	$0,297 \pm 0,075$	0,178	0,403	41,588
D1	$0,281 \pm 0,065$	0,173	0,409	42,499
D2	$0,336 \pm 0,074$	0,174	0,437	39,489
D3	$0,896 \pm 0,164$	0,575	1,146	31,456

APÊNDICE B – Publicações e participações em outros trabalhos.

- **Micheloti**, L., Kiminami, C. S. Gomes, V. M. e Gargarella, P. “Produção de pó de liga de alumínio formadora de fase quasicristalina a partir de matéria prima reciclada”. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (22° CBECiMat), 2016, Natal – RN - Brasil.

- **Micheloti**, L., Kiminami, C. S. e Gargarella. The use of recycled material in the production of powders of a Al-based quasicrystalline phase former alloy. In: 7th Latin American Conference on Metastable and Nanostructured Materials (NANOMAT 2017), 2017, Brotas - SP – Brasil.

- **Micheloti**, L.; Araujo, A. P. M.; Kiminami, C. S.; Gargarella, P.. Análise comparativa de pós da liga Al91Fe4Cr3Ti2 formadora de fase quasicristalina obtidos em equipamentos de atomização a gás distintos. In: XX Congresso dos Estudantes de Ciência e Engenharia de Materiais do MERCOSUL (XX CECEMM 2018), 2018, São Carlos – SP – Brasil.

- **Micheloti**, L.; Araujo, A. P. M.; Kiminami, C. S.; Gargarella, P.. Análise microestrutural e morfológica de pós de uma liga Reciclada de alumínio formadora de fase quasicristalina com potencial para aplicação na manufatura aditiva. XXV Congresso de Iniciação Científica (XXV CIC, 2018), 2018, São Carlos – SP – Brasil.

- Araújo, Aylanna P. M.; Martini, L. M.; **Micheloti**, L.; Kiminami, C. S.; Gargarella, P.. Investigação da capacidade de formação de fase quasicristalina da liga reciclada Al91Fe4Cr3Ti2. In: 23° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (23 CBECIMAT), 2018, Foz do Iguaçu – PR - Brasil.

- Araujo, A. P. M.; **Micheloti**, L.; Kiminami, C. S.; Gargarella, P.. Análise comparativa de pós da liga Al91Fe4Cr3Ti2 formadora de fase quasicristalina obtidos em equipamentos de atomização a gás distintos. In: 23° Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (23 CBECIMAT), 2018, Foz do Iguaçu - PR - Brasil.

- Araújo, Aylanna P.M.; **Micheloti**, L.; Kiminami, C. S.; Gargarella, P.. Microstructure and properties of a recycled AlFeCrTi quasicrystalline phase former alloy produced by gas atomization. In: SBPMat, 2019, Balneário Camboriú. XVIII B-MRS Meeting., 2019.

- Araújo, A.P.M.; **Micheloti**, L.C.; Kiminami, C.S.; Bolfarni, C.; Unlenwinkel, V.; Gargarella, P.. Morphological and microstructural characterization of Al95Fe2Cr2Ti1 powders produced by two different gas atomizers, submetido na Transactions of Nonferrous Metals Society of China em 25 de fevereiro de 2020.

- Araújo, A.P.M.; **Micheloti**, L.C.; Kiminami, C.S.; Gargarella, P., Microstructure phase formation and properties of rapid solidified Al-Fe-Cr-Ti alloys. Materials Science and Technology. May, 2020. DOI: 10.1080/02670836.2020.1763555

ÍNDICE

alumínio, iv, vii, 12, 15, 16, 17, 22, 24, 36, 47, 50, 55
atomização, vi, 15, 18, 24, 27, 50, 55
bordas, 38, 42
composição química, 18, 24
condutividade, 12, 14, 15, 20
Daniel Shechtman, vi, 12, 14
decomposição, vii, 16, 34, 35, 36, 44, 47, 53
densidade, iv, xi, 16, 18, 20, 21, 22, 24, 27, 28, 30, 42
discordâncias, 17
distribuição granulométrica, vi, 18, 19, 20
DRX, vi, viii, 25, 34, 49
DSC, vi, viii, 25, 34, 36, 42, 44, 47, 49, 53
dureza, 1, 2, iv, viii, 12, 13, 14, 15, 25, 47
estrutura, 12, 14, 15, 16, 19, 20
fase quasicristalina, 1, 2, iv, 12, 13, 16, 17, 19, 25, 35, 36, 50, 55
fase α -Al, 36
frágil, 15, 47
FSL, iv, vi, vii, viii, xi, 17, 19, 20, 21, 22, 24, 25, 27, 28, 29, 31, 34, 36, 49
hatching, iv, v, 13, 21, 22, 29, 30, 31, 33, 49
laser, 1, 2, v, 13, 15, 17, 19, 20, 21, 22, 24, 27, 30, 33, 44, 47, 49, 50
liga reciclada, 1, 2, vi, 13, 27, 55
ligas quasicristalinas, iv, 12, 15, 16, 17
manufatura aditiva, iv, 12, 17, 18, 19, 55
materiais, iii, iv, 12, 14, 15, 19, 20, 21, 22
matriz dendrítica, 17
metaestáveis, iv, 12, 15, 16, 20
MEV, vi, viii, 25, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 46, 47, 49
microdureza, iv, vii, 25, 47, 49, 53
microestrutura, 1, 2, 12, 13, 17, 18, 36, 40, 42, 44, 46, 49
MO, vi, viii, 25, 29, 30, 31, 32, 33, 42, 49
nano poros, vi, 36, 40, 44, 46, 47
parâmetros de processos, vi, 23
periodicidade, 12, 14, 32
pó, iv, vi, xi, 12, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 24, 27, 50, 55
poças de fusão, iv, vii, 25, 30, 31, 33, 36, 40, 42, 43, 45, 46, 49
porosidade, 21, 29, 32, 33
Potência, ix, 20
quasicristais, vii, 12, 14, 15, 16, 43
reciclagem de alumínio, 17
resistência, iv, 12, 15, 17
rugosidade, 18, 22, 27
solidificação rápida, 12, 15, 19
substrato, iv, 13, 19, 22, 24, 29, 30, 33, 44, 45, 46, 47, 49
taxas de resfriamento, iv, 12, 20, 35
trincas, iv, 27, 29, 30, 49
velocidade, iv, 13, 18, 21, 22, 29, 30, 31, 33, 35, 36, 40, 44, 45, 47, 49
zona de reaquecimento, vi, 21, 22, 23

