

PUCRS

ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS
MESTRADO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

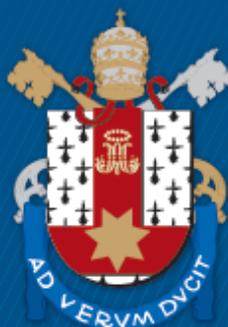
MARIA EDUARDA TEDESCO FARINA

**ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA LIGA AL64CU28FE8 DEPOSITADA POR *LASER*
CLADDING EM SUBSTRATO DE AÇO AISI 304**

Porto Alegre

2021

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



**ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA LIGA $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$
DEPOSITADA POR *LASER CLADDING* EM SUBSTRATO DE AÇO
AISI 304**

MARIA EDUARDA TEDESCO FARINA
ENGENHEIRA MECÂNICA

**DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM
ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre
Março, 2021



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

ESCOLA POLITÉCNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA LIGA $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$
DEPOSITADA POR *LASER CLADDING* EM SUBSTRATO DE AÇO
AISI 304**

MARIA EDUARDA TEDESCO FARINA

ENGENHEIRA MECÂNICA

ORIENTADOR: PROF(a). DR(a). BERENICE ANINA DEDAVID

Dissertação de Mestrado realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Porto Alegre

Março, 2021



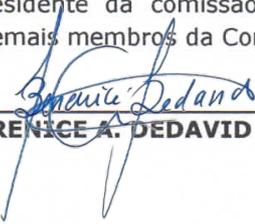
Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

ESCOLA POLITÉCNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ATA Nº 318

Aos trinta dias do mês de março do ano de dois mil e vinte e um, realizou-se a 318ª sessão de defesa de dissertação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, apresentada em caráter excepcional de forma não presencial, considerando a necessidade de adoção de medidas emergenciais para a contenção da propagação do novo coronavírus, de acordo com a Resolução PROPESQ 01/2020. A candidata MARIA EDUARDA TEDESCO FARINA apresentou a dissertação, "Aspectos microestruturais da liga Al64Cu28Fe8 depositada por Laser Cladding em substrato de aço inoxidável AISI 304", orientada pela Profa. Dra. Berenice A. Dedavid, para obtenção de grau de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais. A comissão esteve constituída pelos professores, Dra. Berenice A. Dedavid, que a presidiu, Dra. Cintia Cristiane Petry Mazzaferro, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da UFRGS e Dra. Eleani Maria da Costa, PGETEMA, da PUCRS. A comissão APROVOU a candidata neste requisito parcial e último para obtenção do grau de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais, desde que as correções sugeridas pela banca examinadora sejam efetuadas no prazo de sessenta dias. Nada mais havendo aconstar, eu, Berenice A. Dedavid, na qualidade de presidente da comissão examinadora, lavrei a presente ata que vai assinada por mim e pelos demais membros da Comissão de Avaliação.



DRA. BERENICE A. DEDAVID - ORIENTADORA

BANCA EXAMINADORA



DRA. CINTIA CRISTIANE PETRY MAZZAFERRO - PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA - UFRGS



DRA. ELEANI MARIA DA COSTA - PGETEMA - PUCRS

PUCRS

Campus Central

Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 32 - Sala 507 - CEP: 90619-900

Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625

E-mail: engenharia.pg.materiais@pucrs.br

www.pucrs.br/politecnica

Ficha Catalográfica

F225a Farina, Maria Eduarda Tedesco

Aspectos microestruturais da liga Al₆₄Cu₂₈Fe₈ depositada por laser cladding em substrato de aço inoxidável AISI 304 / Maria Eduarda Tedesco Farina.

– 2021.

86.

Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PUCRS.

Orientadora: Profa. Dra. Berenice Anina Dedavid.

1. laser cladding. 2. microestrutura. 3. fase quasicristalina. 4. fase cristalina. 5. morfologia do depósito. I. Dedavid, Berenice Anina. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da PUCRS
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).
Bibliotecária responsável: Clarissa Jesinska Selbach CRB-10/2051

*“And I knew exactly what to do. But
in a much real sense, I had no idea
what to do.”*

(Michael Scott – The Office)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais Iandra e Evandro, que sempre estiveram ao meu lado e apoiaram todas as minhas decisões, e a minha orientadora que incentivou e proporcionou que esta pesquisa fosse desenvolvida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que de alguma forma contribuíram para que este trabalho pudesse ser concretizado, especialmente:

À minha orientadora Dra. Berenice Anina Dedavid por ter me guiado e orientado durante todo o decorrer deste trabalho, sempre com parcimônia e dedicação.

Aos meus pais que estiveram sempre me ouvindo nos momentos difíceis e comemorando ao meu lado nas pequenas conquistas decorrentes desta pesquisa.

Aos meus amigos Fernanda e Lucas que estiveram sempre me apoiando e auxiliando no que puderam.

À toda equipe do LAMAT pelos momentos de descontração e pela prontidão em realizar os ensaios e procedimentos desta pesquisa.

À Katryanne que foi uma grande amiga no decorrer do mestrado, tornando cada trabalho mais leve e divertido.

À professora Eleani pelas sugestões e apoio ao longo do trabalho.

Ao Moisés e ao Alexandre do SENAI-Joinville que cederam seus conhecimentos em deposição à laser.

À PUCRS por proporcionar o ambiente para essa pesquisa.

Ao SENAI-Joinville que cedeu seu tempo e experiência pra auxiliar no processo de revestimento.

Por fim, agradeço a mim mesma, que me mantive resiliente e proativa para que essa dissertação pudesse ser concluída.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	7
AGRADECIMENTOS	8
SUMÁRIO	9
LISTA DE FIGURAS	10
LISTA DE TABELAS.....	12
LISTA DE SÍMBOLOS.....	13
RESUMO	14
ABSTRACT	15
1. INTRODUÇÃO.....	16
2. OBJETIVOS	18
2.1. Objetivos Específicos.....	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1. A Estrutura Quasicristalina.....	19
3.1.1. Principais ligas quasicristalinas	20
3.1.2. Propriedades das ligas quasicristalinas.....	22
3.2. A liga Al-Cu-Fe	26
3.2.1. Formação de fases na liga Al-Cu-Fe	26
3.3. Laser Cladding.....	31
3.3.1. Descrição do processo	32
3.3.2. Parâmetros do processo	35
3.3.3. Vantagens e desvantagens do processo.....	39
3.3.4. <i>Laser cladding</i> da liga Al-Cu-Fe	40
4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS E RESULTADOS	43
5. CONSIDERAÇÕES FINAIS	73
6. CONCLUSÕES.....	78
7. PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS.....	79
8. BIBLIOGRÁFICAS	80
ANEXOS.....	89

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1.1. Padrão de difração de elétrons de um quasicristal icosaédrico da liga AlCuFe.....	20
Figura 3.1.2.1. Ângulo de molhamento e lei de Young para um sólido plano horizontal.	24
Figura 3.1.2.2. Coeficiente de fricção de vários materiais, incluindo quasicristais. Todas a medidas foram realizadas a vácuo.	25
Figura 3.2.1.1. Diagrama de fases pseudo-binário para a liga $Al_{62,5}Cu_{37,5-x}Fe_x$	28
Figura 3.2.1.2. Difração de raios X das ligas (a) $Al_{60}Cu_{25}Fe_{15}$, (b) $Al_{60}Cu_{27,5}Fe_{12,5}$ e (c) $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$	29
Figura 3.2.1.3. Micrografias óticas das ligas, solidificadas convencionalmente, (a) $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$, (b) $Al_{64}Cu_{22,5}Fe_{13,5}$, (c) $Al_{61}Cu_{26}Fe_{13}$ e (d) $Al_{62}Cu_{25,5}Fe_{12,5}$	30
Figura 3.3.1.1. Principais regiões presentes em uma deposição por <i>laser cladding</i>	32
Figura 3.3.1.2. Principais tipos de adição de material durante o <i>laser cladding</i> : (a) em pasta, (b) em pó com gás inerte, (c) em fio e (d) com o pó pré-depositado.	33
Figura 3.3.1.3. Tipos de configuração do alimentador de pó: a) coaxial e b) lateral.....	34
Figura 3.3.2.1. Principais formatos de poça de diluição gerados por <i>laser cladding</i>	37
Figura 3.3.2.2. Esquema das áreas presentes em uma deposição por <i>laser cladding</i>	38
Figura 3.3.4.1. Microscopia eletrônica de varredura do depósito da liga $Al_{65}Cu_{23,3}Fe_{11,7}$ sobre substrato de alumínio puro com as fases IQC, λ - $Al_{13}Fe$ e θ - Al_2Cu indicadas.....	40
Figura 3.3.4.2. Difração de raios X da liga $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ em (a) solidificada convencionalmente e em (b) depositada por <i>laser cladding</i> sobre substrato de aço	41

- Figura 5.1. Imagens da microscopia eletrônica de varredura de corte transversal das amostras 37 e 40G. A Tabela 5.1 apresenta os valores da composição química dos pontos 1 (substrato), 2 (ZAC) e 3 (depósito). 72
- Figura 5.2. Imagem de microscopia eletrônica de varredura das amostras 1R e 2R que sofrerão o processo de refusão. 75

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1.1.1 Relação das principais ligas quasicristalinas identificadas e sua respectiva unidade de repetição.....	21
Tabela 3.1.2.1 Valores comparativos das principais propriedades mecânicas e físicas de ligas IQC e outros materiais convencionais. Todos os valores foram obtidos em condições de temperatura ambiente.	23
Tabela 3.2.1.1 Relação das fases binárias e ternárias verificadas no sistema Al-Cu-Fe.	27
Tabela 3.3.2.1. Influência do aumento dos parâmetros do processo nas propriedades do revestimento.	35
Tabela 5.1. Composição química referente aos pontos da Figura 5.1.....	73

LISTA DE SÍMBOLOS

IQC	Icosaedro Quasicristalino
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
DRX	Difração de Raios X
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
Dz	Zona de diluição
H	Altura do recobrimento
β	Fase AlFe(Cu)
η	Fase AlCu
τ	Fase AlCu(Fe)
θ	Fase Al ₂ Cu
ω	Fase Al ₇ Cu ₂ Fe
ϕ	Fase Al ₁₀ Cu ₁₀ Fe
ψ	Fase Al ₆ Cu ₂ Fe
λ	Fase Al ₁₃ Fe ₄

RESUMO

TEDESCO FARINA, Maria Eduarda. **Aspectos microestruturais da liga $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ depositada por *Laser Cladding* em substrato de AISI 304.** Porto Alegre. 2021. Dissertação. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

A liga $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ possui a fase icoasédrica quasicristalina (IQC) que lhe confere algumas características típicas de materiais cerâmicos como boa resistência à corrosão e oxidação, baixo coeficiente de fricção, elevada dureza e boa resistência ao desgaste. Essas propriedades contribuem para a aplicação das ligas Al-Cu-Fe em revestimentos de ferramentas, tubulações e superfícies sujeitas ao desgaste. O objetivo deste trabalho foi estudar como os parâmetros do *laser cladding* influenciam o comportamento microestrutural da liga $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ quando depositada sobre um substrato de aço inoxidável AISI 304. *Laser cladding* é um processo de revestimento por fusão onde um feixe de laser é utilizado para fundir o pó metálico ou cerâmico sobre um substrato. Parâmetros como a potência, espessura do feixe, velocidade de varredura do laser junto com a composição e a quantidade de pó disponibilizado durante o processo, determinam a microestrutura, espessura e profundidade do depósito. A avaliação da microestrutura e a morfologia dos depósitos foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura, microanálise e difração de raios X. Os resultados indicam que o processo de *laser cladding* é adequado para a deposição da liga $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ em substratos de AISI 304. Para os parâmetros do processo de *laser cladding* utilizado neste experimento, a formação de depósitos com uma zona de diluição simétrica e centralizada em revestimentos com a fase IQC foram obtidas com energia de entrada linear entre 2.0 – 2.4 W.min/mm.

Palavras-Chaves: *laser cladding*; $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$; morfologia do depósito; fases cristalinas; fase quasicristalina.

ABSTRACT

TEDESCO FARINA, Maria Eduarda. **Microstructural aspects of the $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ alloy deposited by Laser Cladding on an AISI 304 substrate.** Porto Alegre. 2021. Master Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ alloy has an icosahedral quasicrystalline (IQC) phase that gives some typical characteristics of ceramic materials such as good resistance to corrosion and oxidation, low friction coefficient, high hardness and good wear resistance. These attributes contribute to the application of Al-Cu-Fe alloys in tool coatings, pipes and wear surfaces. The objective of this work was to study how the parameters of laser cladding influence the microstructural behavior of the $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ alloy when deposited on a substrate of stainless steel AISI 304. Laser cladding is a melt coating process where a laser beam is used to melt metallic or ceramic powder onto a substrate. Parameters such as power, beam thickness, laser scanning speed, along with the composition and the amount of powder available during the process, determine the microstructure, thickness and depth of the deposit. The microstructure evaluation and deposit morphology were performed by scanning electron microscopy, microanalysis and X-ray diffraction. The results indicate that the laser cladding process is suitable for the deposition of the $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ alloy on AISI 304 substrates. From the laser cladding process used in this experiment, the formation of deposits with a symmetric dilution zone and centralized in coatings with the IQC phase were obtained with linear input energy between 2.0 – 2.4 W.min/mm.

Key-words: laser cladding; $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$; deposit morphology; crystalline phases; quasicrystalline phase.

1. INTRODUÇÃO

As ligas quasicristalinas são conhecidas por apresentarem simetria rotacionais proibidas e foram descobertas por Shechtman *et al.* (1984) na solidificação rápida de uma liga Al-Mn. Porém, o sistema Al-Cu-Fe veio a ser o mais importante já que apresenta baixa toxicidade, é facilmente encontrado e tem baixo custo. Além disso, propriedades como elevada dureza, baixa condutividade elétrica e térmica, resistência à corrosão e oxidação e baixo coeficiente de fricção (Gogebakan *et al.*, 2011) tornam essa liga atraente para aplicações como armazenamento de hidrogênio, energia solar, isolamento térmico, revestimentos e compósitos metálicos e poliméricos (Takasaki e Kelton, 2006; Agostinho *et al.*, 2013; Jamshid *et al.*, 2014).

O mais comum é a ocorrência da fase quasicristalina icosaédrica (IQC) associada à fases cristalinas. Diversos autores (Guo e Tsai, 2001; Saarivirta e Vourinen, 2005; Lee *et al.*, 2001; Suárez *et al.*, 2011) já indicaram que a fase IQC é resultado de uma reação peritética entre a fase β -AlFe(Cu) e o líquido, conforme o resfriamento acontece as fases λ -Al₁₃Fe₄ e θ -Al₂Cu são formadas, também a partir de uma reação peritética.

Entender como se comporta a formação microestrutural desses materiais é de suma importância para a sua aplicação, pois é necessário que haja o completo entendimento de suas características, para então definir quais são as melhores técnicas a serem aplicadas, garantindo segurança e custo reduzido na produção. O

principal obstáculo na utilização desta liga é a sua fragilidade, que dificulta o seu processamento quando maciça. Por isso, técnicas que utilizam o processo de soldagem a laser para revestimento vêm sendo cada vez mais estudadas.

Uma dessas técnicas é a de *laser cladding*. Nele, o objetivo é fundir uma camada fina do substrato com um pó de liga metálica. Como o processo utiliza um laser de varredura, a precisão é elevada, gerando um revestimento de alta qualidade. O *laser cladding* promove um resfriamento rápido ($\sim 10^3$ a 10^6 °C/s) do material fundido, que favorece a formação da fase icosaédrica quasicristalina (IQC) diretamente do líquido, já que as fases cristalinas intermediárias não terão tempo para se desenvolver.

Os principais parâmetros do processo de *laser cladding* são a velocidade de varredura, a taxa de deposição e a potência do laser (Vyas e Menghani, 2021). O entendimento de como estes parâmetros se relacionam é fundamental para a desenvolvimento de depósitos centralizados e homogêneos, além de influenciar na solidificação e na microestrutura.

Neste trabalho foi realizado *laser cladding* do pó da liga $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ sobre um substrato de aço inoxidável AISI 304, onde diferentes valores de potência do laser, taxa de deposição e velocidade de varredura foram aplicados e correlacionados com a formação de fases cristalina e IQC. Além disso, a zona de diluição foi avaliada através da morfologia do depósito e relacionada com os parâmetros do processo.

2. OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é investigar a influência da potência e da velocidade de varredura do laser na microestrutura da liga $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ depositada por *laser cladding* em um substrato de aço inoxidável AISI 304.

2.1. Objetivos Específicos

- Correlacionar a energia linear entregue durante a varredura laser e fluxo de alimentação do pó com a morfologia do depósito;
- Investigar a formação das fases cristalinas e quasicristalinas no revestimento em relação a energia linear entregue pelo laser no processo.
- Estabelecer uma relação ideal entre a potência do laser e a velocidade de varredura que favoreça a formação de um depósito com uma zona de diluição simétrica e centralizada em revestimento com fase IQC.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. A Estrutura Quasicristalina

Quando se aborda a estrutura de um sólido, sabe-se que um material é dito cristalino quando tem seus átomos organizados em um padrão periódico e exibindo simetria rotacional, sendo fácil de ser descrito matematicamente. O oposto seriam os sólidos amorfos, que são característicos por não serem ordenados em nenhum padrão, seja ele periódico ou não, além de não exibirem nenhuma simetria rotacional. Até 1984, acreditava-se que um sólido só poderia ser cristalino ou amorfo. Porém, Shechtman *et al.* (1984) relataram a ocorrência de um material sólido que apresentava um padrão, como os cristais, mas seus átomos não eram ordenados de maneira periódica, além de exibirem simetrias rotacionais proibidas para um cristal. Esse material sólido foi denominado quasicristalino, por apresentar características cristalográficas similares aos cristais e, também, aos amorfos.

Os átomos de um sólido cristalino estão em um arranjo repetitivo, organizado e periódico por toda a estrutura. A partir da cristalografia clássica, são permitidas apenas simetrias rotacionais de uma, duas, três, quatro e seis vezes (Tilley, 2006). Qualquer valor que seja cinco ou maior que seis vezes estão proibidos e foi exatamente isso que Shechtman *et al.* (1984) observaram: um material com simetria rotacional de ordem cinco. Apesar de ter sido contestado na época, hoje as estruturas quasicristalinas já são amplamente aceitas, sendo identificadas simetrias rotacionais de ordem cinco, oito, dez e doze, com consequentes unidades de repetições icosaédricas, octogonais, decagonais e dodecagonais, divergindo dos conceitos de cristalografia dos 14 retículos de Bravais (Saarivirta, 2004). A Figura 3.1.1. mostra um

padrão de difração de elétrons de um quasicristal icosaédrico da liga AlCuFe onde pode-se observar o eixo de simetria de cinco ou dez vezes ao redor da origem.

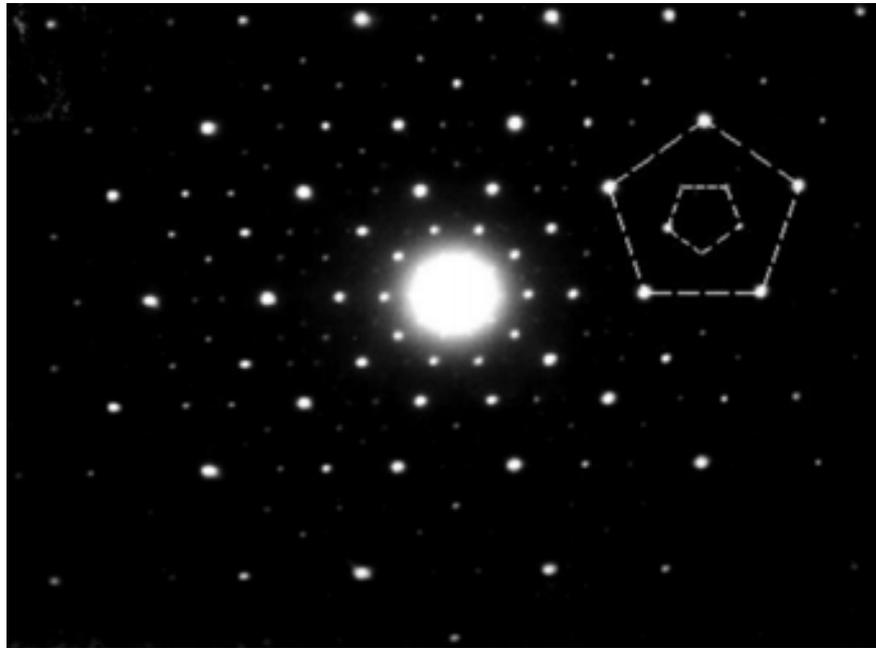


Figura 3.1.1. Padrão de difração de elétrons de um quasicristal icosaédrico da liga AlCuFe. Fonte: (Macia, 2014).

Apesar de os quasicristais terem seus planos montados de forma aperiódica, eles são bem ordenados e podem ser previstos matematicamente, porém, o espaço interplanar pode variar de forma controlada e repetitiva, o que faz com que os quasicristais apresentem translação de longo alcance. Dentre as unidades de repetições, as icosaédricas tem quasiperiodicidade nas três dimensões. As octogonais, decagonais e dodecagonais são quasiperiódicas em duas dimensões e periódicas em uma dimensão (Steurer & Deloudi, 2009).

3.1.1. Principais ligas quasicristalinas

Mesmo com os avanços no estudo dos quasicristais, ainda não há uma regra que facilite prever quais ligas e quais composições formam uma amostra quasiperiódica. Atualmente, uma série de ligas metálicas formam fases quasicristalinas estáveis e algumas delas podem vir a se tornarem grandes grãos individuais de tamanho milimétrico em condições próximas do equilíbrio (Abe, 2012).

A Tabela 3.1.1.1. mostra algumas ligas quasicristalinas já identificadas, juntamente com a sua respectiva unidade de repetição.

Tabela 3.1.1.1. Relação das principais ligas quasicristalinas identificadas e sua respectiva unidade de repetição. Adaptado de Steurer (1990) e Steurer & Deloudi (2007).

Icosaédrica	Al ₈₆ Mn ₁₄ , Al ₈₆ Fe ₁₄ , Al ₈₅ Cr ₁₅ , Al ₄ Ru, Al ₇₈ Re ₂₂ , Al ₄ -V, Al-Mo, Al-W, Al-(Cr _{1-x} Fe _x), Al-(Mn _{1-x} Fe _x), Al ₆₂ Cr ₁₉ Si ₁₉ , Al ₆₀ Cr ₂₀ Ge ₂₀ , Al-Cr-Ru, Al-Mn-(Cr,Fe), Al ₇₃ Mn ₂₁ Si ₆ , Al ₅₅ Mn ₂₀ Si ₂₅ , Al _{75,5} Mn _{17,5} Ru ₄ Si ₃ , Al ₇₄ Mn _{17,6} Fe _{2,4} Si ₆ , Al ₇₅ Mn ₁₅ Cr ₅ Si ₅ , Al ₆₀ Ge ₂₀ Mn ₂₀ , Al ₇₀ Fe ₂₀ Ta ₁₀ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Mn ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Cr ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ V ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Ru ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Os ₁₅ , Al ₇₀ Pd ₂₀ Mn ₁₀ , Al ₆ CuLi ₃ , Al ₆ CuMg ₄ , Al ₅₁ Cu _{12,5} (Li _x Mg _{36,5-x}), Al ₆ AuLi ₃ , Al ₅₁ Zn ₁₇ Li ₃₂ , Al ₅₀ Mg ₃₅ Ag ₁₅ , Al-Ni-Nb, (Al,Zn) ₄₉ Mg ₃₂ , (Al,Zn,Cu) ₄₉ Mg ₃₂ , Ga ₁₆ Mg ₃₂ Zn ₅₂ , Ti ₂ Fe, Ti ₂ Mn, Ti ₂ Co, Ti-Ni, Ti ₂ (Ni,V), Nb-Fe, Mn-Ni-Si, V ₄₁ Ni ₃₆ Si ₂₃ , Pd _{58,8} U _{20,6} Si _{20,6}
Octogonal	V ₁₅ Ni ₁₀ Si, Cr ₅ Ni ₃ Si ₂ , Mn ₄ Si, Mn ₈₂ Si ₁₅ Al ₃ , Mn-Fe-Si
Decagonal	Al ₅ Ir, Al ₅ Pd, Al ₅ Pt, Al ₅ Os, Al ₅ Ru, Al ₅ Rh, Al ₄ Mn, Al ₄ Fe, Al _{77,5} Co _{22,5} , Al ₄ Ni, Al ₆ Ni(Si), Al-Cr(Si), Al ₇₉ Mn _{19,4} Fe _{2,6} , Al ₆₅ Cu ₂₀ Mn ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅ , Al ₆₅ Cu ₂₀ Co ₁₅ , Al ₇₅ Cu ₁₀ Ni ₁₅ , V-Ni-Si, Al ₇₀ Co ₂₀ Ni ₁₀
Dodecagonal	Cr _{70,6} Ni _{29,4} , V ₃ Ni, V ₁₅ Ni ₁₀ Si

A família que gera mais estudos e que se expandiu mais rapidamente foi a de simetria icosaédrica. Os quasicristais icosaédricos (IQC) podem ser separados em três grupos diferentes a partir de detalhes em sua estrutura e sua organização a longo alcance.

No grupo da liga Al-Mn ocorre a formação de quasicristais a partir do resfriamento rápido, porém eles são metaestáveis e quando aquecidos a temperaturas inferiores ao ponto de fusão ocorre sua decomposição para fases cristalinas (Naglic

et al., 2017). Além disso, esse grupo contém muitos defeitos estruturais e propriedades similares às de metais amorfos (Trambly de Laissardière *et al.*, 2007).

O destaque do segundo grupo são os sistemas Al-Li-Cu (Mai *et al.*, 1987), que se formam no equilíbrio a partir do resfriamento da fase líquida, sendo possível o crescimento de um único grão com tamanho milimétrico e formato de facetas triacontaedrais. Por ter uma baixa taxa de formação, a fração remanescente da solidificação permanece presa nos espaços entre os estados intermediários, o que acaba gerando uma desordem nas partículas que é difícil de ser eliminada, mas pode ser corrigida dependendo dos procedimentos de preparo. No entanto, estudos envolvendo esta liga caíram em desuso pois o componente Li em contato com o ar dá início a um processo de oxidação, favorecendo imperfeições estruturais (Tsai, 2013).

Já o terceiro grupo é o mais interessante pois consegue-se obter quasicristais icosaédricos com alto nível de perfeição, que são favorecidos pela suas composições e forma de preparação. Além disso, possuem fases estáveis e seus grãos são individuais e grandes. Os principais membros desse grupo são: Al-Cu-Fe, Al-Pd-Mn, Al-Cu-Ru e Al-Pd-Re. Os dois primeiros são os mais estudados, principalmente por causa de suas estruturas, da sua estabilidade e da sua qualidade. Porém, apesar de perfeitos, são difíceis de serem obtidos unicamente, o mais comum é que estejam misturados com fases cristalinas (Janot, 1992).

3.1.2. Propriedades das ligas quasicristalinas

Essa estrutura peculiar que compõem os quasicristais proporciona à eles propriedades especiais, muito diferente das encontradas em materiais metálicos convencionais. Como dito acima, é difícil a obtenção de ligas puramente quasicristalinas, sendo comum a presença de fases cristalinas em conjunto, porém, a maior incidência de fases quasicristalinas contribui para potencializar propriedades como: elevada dureza, baixo coeficiente de atrito, resistência ao desgaste, oxidação e corrosão, baixa condutividade térmica e elétrica, baixo coeficiente de elasticidade e baixa energia de adesão superficial (Shaitura e Enaleeva, 2007; Dubois, 2005). No entanto, a elevada dureza e a baixa deformação a temperatura ambiente, fazem com que a utilização de ligas quasicristalinas em volume seja dificultada. Com excelentes

propriedades superficiais, é visto que a sua aplicação em revestimentos é de grande potencial. A Tabela 3.1.2.1. apresenta valores das principais propriedades físicas e mecânicas de materiais icosaédricos quasicristalinos em comparação com outros materiais tradicionais.

Tabela 3.1.2.1. Valores comparativos das principais propriedades mecânicas e físicas de ligas IQC e outros materiais convencionais. Todos os valores foram obtidos em condições de temperatura ambiente. Fonte: (Jenks e Thiel, 1998).

Propriedade	Valores	Material
Dureza (HV)	6000 – 10000	Diamante
	750 – 1200	Silica
	800 – 1000	Al-Cu-Fe (IQC)
	700 – 800	Al-Pd-Mn (IQC)
	70 – 200	Aço de baixo carbono
	40 – 105	Cobre
	25 – 45	Alumínio
Coeficiente de fricção (não lubrificado, atrito com diamante)	0,42	Cobre
	0,37	Ligas de alumínio
	0,32	Aço de baixo carbono
	0,05 – 0,2	Al-Cu-Fe (IQC)
Tenacidade na fratura (MPa m ^{1/2})	4	Alumina
	1,5	Silica
	1	Al-Cu-Fe (IQC)
	0,3	Al-Pd-Mn (IQC)
		Aço inoxidável
Módulo de Young (GPa)	214	Al-Pd-Mn (IQC)
	200	Cobre
	131	Alumínio
	69	Al-Cu-Fe (IQC)
	62	
Condutividade Térmica (Wm ⁻¹ K ⁻¹)	390	Cobre
	170	Alumínio
	50	Aço de baixo carbono
	2	Al-Cu-Fe (IQC)
Energia superficial (mJ/m ²)	2480	Ferro
	1830	Cobre
	50	Alumina
	24-25	Al-Pd-Mn (IQC)
	17-18	PTFE (Teflon)

Dentre todas as propriedades dos quasicristais, a baixa energia de adesão superficial é, possivelmente, a mais importante. Essa propriedade, juntamente com a sua elevada dureza e baixo coeficiente de fricção, já contribuiu para a utilização

dessas ligas em utensílios de cozinha (Dubois e Weinland, 1990) e lâminas cirúrgicas (Symko *et al.*, 2001). Revestimentos em frigideiras e afins, se mostraram interessantes já que os quasicristais possuem antiaderência similar ao Teflon e, diferente deste, não sofrem desgaste por arranhaduras.

Rivier (1993) atribuiu a frase “o que molha, gruda” para simplificar o conceito de antiaderência. Na Figura 3.1.2.1. considera-se um sólido no plano horizontal (S) em contato com um líquido (L) e ar (G), com três ângulos de tensão superficial (γ_{SL} , γ_{SG} e γ_{LG}) onde no ponto triplo com ângulos θ_0 o balanço de forças se dá pela lei de Young (Equação 3.1.2.1.).

$$\gamma_{SG} = \gamma_{SL} + \gamma_{LG} \cdot \cos \theta_0 \quad \text{Equação 3.1.2.1}$$

Se $\theta_0 = 0$, o líquido “molha” o sólido e gruda na superfície. Quanto maior for o valor de θ_0 , há menos chances de o líquido grudar na superfície. Basicamente, quanto menor for a relação $(\gamma_{SG} - \gamma_{SL}) / \gamma_{LG}$, mais antiaderente será o sólido.

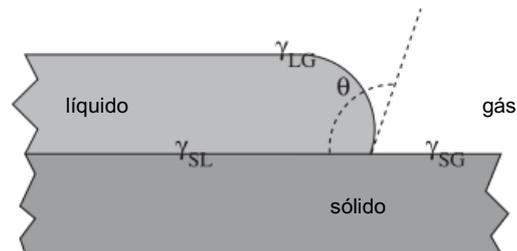


Figura 3.1.2.1. Ângulo de molhamento e lei de Young para um sólido plano horizontal. Fonte: (Rabson, 2012).

A antiaderência está associada à baixa tensão superficial (γ) e três fatores podem explicar esses valores baixos em quasicristais. O primeiro deles é a estrutura eletrônica, já que os quasicristais apresentam um pseudo-gap na energia de Fermi que persiste até a superfície do material. O segundo é a termodinâmica: os revestimentos quasicristalinos tem raio de curvatura do grão ou espessura da superfície muito menor que o do líquido, fazendo com que a curvatura dos grãos

reduza a tensão superficial. Por fim, a terceira explicação é a histerese, onde a curvatura dos grãos prendem o líquido que está tentando molhar a superfície.

A antiaderência combinada com o baixo coeficiente de fricção dos quasicristais se mostra eficaz na redução da dissipação de energia e no dano superficial quando há movimentação entre dois sólidos. Assim, é interessante, também, analisar sua aplicação como revestimento de cilindros e pistões em motores, já que aumentaria a vida útil destes e reduziria a poluição com a barreira térmica que é promovida pelos quasicristais (Yadan *et al.*, 2014). O aprimoramento do coeficiente de fricção pode ser feito através do refinamento do grão, já que este previne a formação de defeitos como *twins* ou maclas, que são a origem de microfaturas (Brunet *et al.*, 2000). A Figura 3.1.2.2. mostra uma comparação dos coeficientes de fricção de diferentes materiais, incluindo quasicristalinos e algumas fases cristalinas.

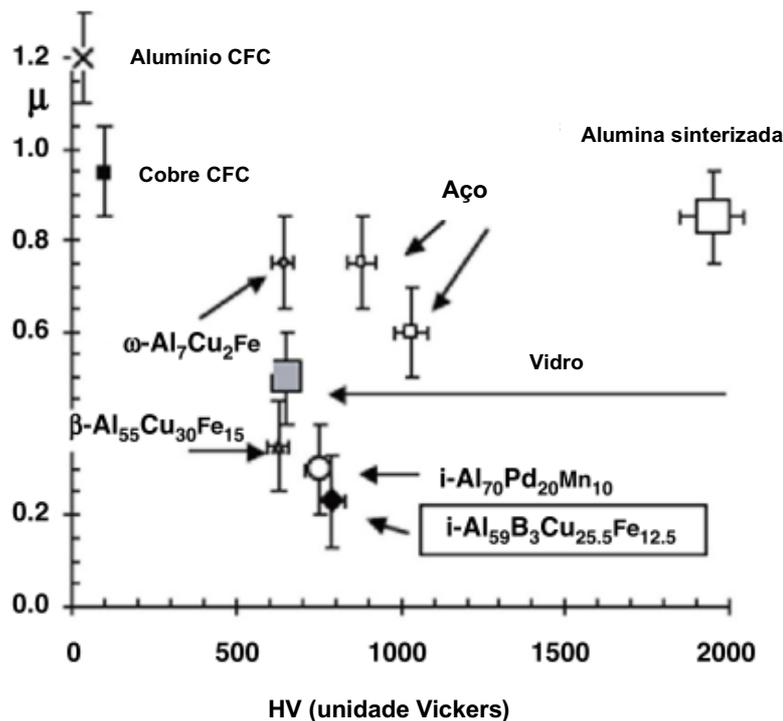


Figura 3.1.2.2. Coeficiente de fricção de vários materiais, incluindo quasicristais. Todas as medidas foram realizadas a vácuo. Fonte: (Yadav e Mukhopadhyay, 2018).

3.2. A liga Al-Cu-Fe

Mais de 100 ligas já constataram a presença de quasicristais, sendo a liga Al-Cu-Fe uma das mais atraentes, porque não é tóxica, seus elementos são de baixo custo, acessíveis e possui estabilidade térmica (Dubois, 2012). Além disso, apresenta baixa condutividade elétrica e térmica, boa resistência a corrosão e oxidação, baixo coeficiente de fricção e elevada dureza (Gogebakan *et al.*, 2011). Com isso, as ligas Al-Cu-Fe são de interesse para aplicações como revestimentos de elevada dureza, revestimentos como barreiras térmicas e materiais termoelétricos (Wolf *et al.*, 2021).

Dentre os empecilhos envolvendo esta liga tem-se o fato de que a sua elevada fragilidade dificulta o seu uso na forma maciça e que o desenvolvimento da fase IQC não ocorre com facilidade através da solidificação convencional. Com isso em mente, diversas técnicas de fabricação foram estudadas, principalmente envolvendo solidificação rápida. Destacam-se os processos de *melt-spinning* (Wolf *et al.*, 2018), aspersão térmica (Parsamehr *et al.*, 2019) e manufatura aditiva (Fu *et al.*, 2017).

3.2.1. Formação de fases na liga Al-Cu-Fe

Além do tipo de solidificação, que está diretamente relacionado com a taxa de solidificação, a composição química também influencia na formação da fase IQC. É comum a ocorrência de fases cristalinas juntamente com a fase IQC, Gui *et al.* (2001) determinou que a composição de cada fase é dependente da composição e da presença de fases coexistindo e isso afeta as suas propriedades. Além disso, a fração de fase IQC impacta na dureza de outras fases, o que faz com que o entendimento das fases formadas seja importante no âmbito tecnológico. A Tabela 3.2.1.1. mostra as principais fases binárias e ternárias relatadas na liga Al-Cu-Fe.

Tabela 3.2.1.1. Relação das fases binárias e ternárias verificadas no sistema Al-Cu-Fe.

Fase	Fórmula	Estrutura	Referência
η	AlCu	Ortorrômbica	(Schurack <i>et al.</i> , 2001)
τ	AlCu(Fe)		(Yokoyama <i>et al.</i> , 2000)
θ	Al ₂ Cu	Tetragonal	(Faudot <i>et al.</i> , 1991)
λ	Al ₁₃ Fe ₄	Monoclínica	(Yokoyama <i>et al.</i> , 2000)
β	AlFe(Cu), Al ₅ (Cu,Fe) ₅	Cúbica	(Yokoyama <i>et al.</i> , 2000)
ϕ	Al ₁₀ Cu ₁₀ Fe		(Schurack <i>et al.</i> , 2001)
λ_2	Al ₃ Fe		(Faudot <i>et al.</i> , 1991)
ω	Al ₇ Cu ₂ Fe	Tetragonal	(Schurack <i>et al.</i> , 2001)
ψ	Al ₆ Cu ₂ Fe	Icosaédro	(Schurack <i>et al.</i> , 2001)

Bradley & Goldschmidt (1939) foram os primeiros a estudar as fases formadas na solidificação da liga Al-Cu-Fe. As amostras foram reaquecidas com temperatura variando entre 550 °C e 1000 °C e resfriadas a uma taxa de 10 °C/h. Foi concluído que a fase IQC se desenvolvia de uma reação peritética entre β -AlCuFe e o líquido. Desde então, muitas pesquisas veem sendo desenvolvidas para identificar como se dá a formação de fases nessa liga.

Guo e Tsai (2001) avaliaram a formação de fases na solidificação da liga Al_{62,5}Cu_{37,5-x}Fe_x. Ela foi mantida aquecida a 1000 °C para homogeneizar e em seguida intercalado o resfriamento e aquecimento entre 800 °C e 900 °C. Para uma variação de 2,5 a 25% at. de Fe, a primeira reação ocorre a 950 °C e corresponde a fase

Em outro estudo, conduzido por Saarivirta & Vourinen (2005), três ligas com composição entre $\text{Al}_{60-65}\text{Cu}_{20-27.5}\text{Fe}_{12.5-15}$ foram solidificadas convencionalmente e apresentaram as fases $\beta\text{-AlFe}$, $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$, $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ e IQC. Aqui também se conclui que fase IQC é originada de uma reação peritética entre a fase $\beta\text{-AlFe}$ e o líquido; conforme o resfriamento ocorre, as fases $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ e $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ se formam, também derivadas de uma reação peritética. A Figura 3.2.1.2. mostra a difração de raios X das três amostras onde é possível identificar os picos intensos da fase IQC, representada pela letra ψ .

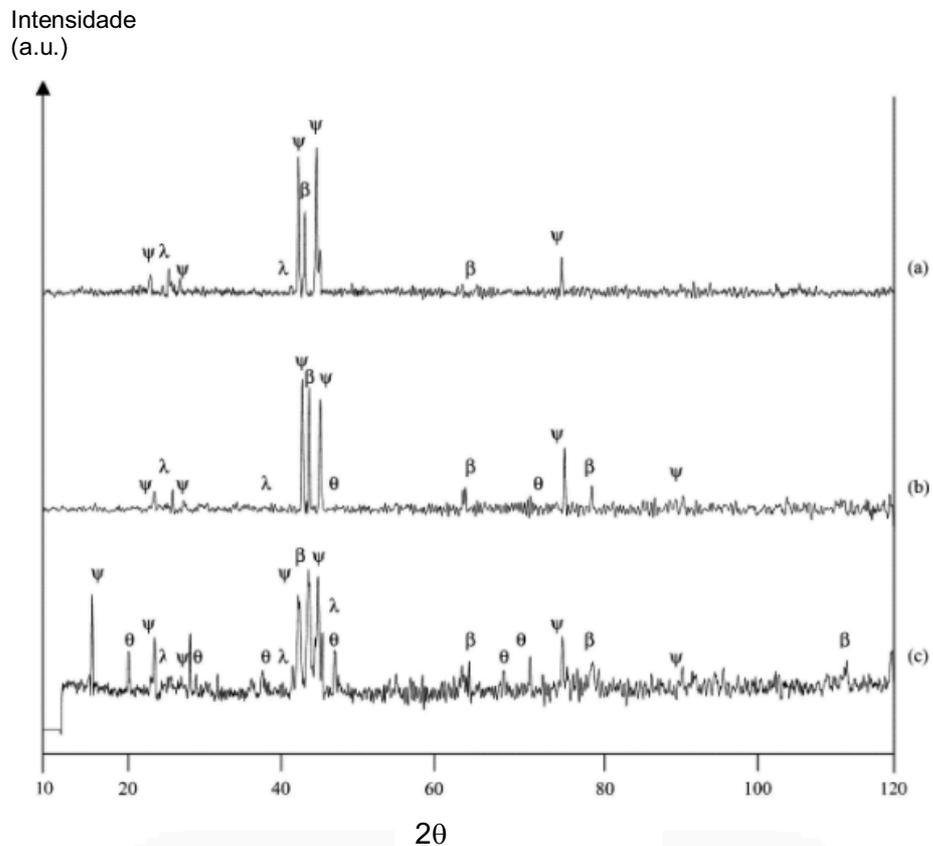


Figura 3.2.1.2. Difração de raios X das ligas (a) $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{15}$, (b) $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{27.5}\text{Fe}_{12.5}$ e (c) $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$. Fonte: (Saarivirta e Vourinen, 2005).

Lee *et al.* (2001) utilizou um molde cilíndrico de ferro com quatro andares de diferentes diâmetros para solidificar a liga $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25.5}\text{Fe}_{12.5}$ e obter diversas taxas de

resfriamento. Quando a taxa varia entre 1 °C/s e 10² °C/s, as fases λ -Al₁₃Fe₄ e β -AlFe(Cu) são formadas primeiro direto do líquido e em seguida, através de uma reação peritética, a fase IQC ocorre. Para taxas de resfriamentos superiores, a fase IQC é formada diretamente do líquido resfriado, sem a presença das fases λ -Al₁₃Fe₄ e β -AlFe(Cu).

Para Suárez *et al.* (2011), os padrões de difração de raios X das ligas Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅, Al₆₄Cu_{22,5}Fe_{13,5}, Al₆₁Cu₂₆Fe₁₃ e Al₆₂Cu_{25,5}Fe_{12,5}, com taxa de resfriamento entre 10¹ - 10² °C/s, apontaram a presença de picos da fase IQC e também das fases λ -Al₁₃Fe₄, β -AlFe(Cu), τ -AlCu(Fe) e θ -Al₂Cu. Segundo ele, a primeira fase a se formar é a λ -Al₁₃Fe₄, em seguida a fase IQC se forma a partir do λ -Al₁₃Fe₄ + L. A baixas temperaturas, ocorre a formação das fases cristalinas τ -AlCu(Fe) e θ -Al₂Cu. Quando a taxa de solidificação é lenta, tem-se ainda a formação de β -AlFe(Cu) e η -AlCu, mas na solidificação rápida, essas fases não tem tempo para nucleação e acabam não se desenvolvendo. A Figura 3.2.1.3. mostra as micrografias óticas das quatro ligas estudadas e a identificação das fases presentes. É interessante ressaltar que as fases τ -AlCu(Fe) e β -AlFe(Cu), por apresentarem estrutura cúbica CsCl, não conseguem ser diferenciadas na DRX; o que as difere é o fato de a fase β -AlFe(Cu) ser mais rica em Fe que a fase τ -AlCu(Fe).

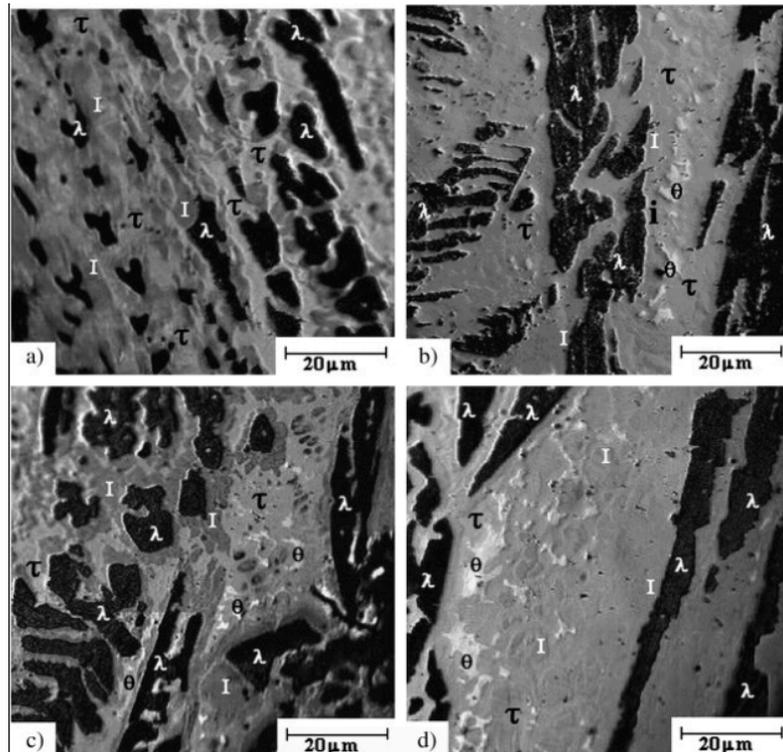


Figura 3.2.1.3. Micrografias óticas das ligas, solidificadas convencionalmente, (a) $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$, (b) $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{22.5}\text{Fe}_{13.5}$, (c) $\text{Al}_{61}\text{Cu}_{26}\text{Fe}_{13}$ e (d) $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25.5}\text{Fe}_{12.5}$. Fonte: (Suárez *et al.*, 2011).

Em um estudo recente, Zhu *et al.* (2019) observaram que quando a taxa de resfriamento aplicada é lenta a fase IQC é resultado de um reação peritética envolvendo o líquido, $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ e $\beta\text{-AlFe(Cu)}$. Porém, se a solidificação for rápida, a nucleação e crescimento das fases estáveis é dificultada, fazendo com quem a reação peritética não se completa.

3.3. Laser Cladding

Nos últimos anos, os tratamentos superficiais vêm sendo constantemente aprimorados visando atender os requisitos das indústrias que requerem soluções para projetos cada vez mais complexos, muitas vezes difíceis de serem contornados por técnicas convencionais. Nesse campo têm se destacado os processos de soldagem

a laser, que consistem em utilizar a energia de um laser como fonte de calor, sendo facilmente aplicada em diversos tipos de geometrias e apresentando uma boa adesão no material (Saddiqui e Dubey, 2021).

Dentre as opções de tecnologias a laser, uma das mais promissoras é a de *laser cladding*, que aprimora a qualidade das superfícies, modificando propriedades mecânicas, químicas e térmicas. Ele é largamente utilizado nas indústrias aeronáutica e automotiva, principalmente para reparar e remodelar ferramentas, lâminas de turbinas, peças de motores de combustão interna e como deposição em revestimentos resistentes ao desgaste e à corrosão (Torims, 2013).

3.3.1. Descrição do processo

O processo de *laser cladding* é do tipo aditivo e consiste no revestimento de um substrato a partir de um pó ou fio metálico com propriedades superiores, promovendo a fusão de uma fina camada da superfície do substrato (Gao *et al.*, 2018). A fusão se dá através da luz do laser que é gerada pela excitação de um meio ativo que pode ser sólido, líquido ou gasoso, em conjunto com uma fonte de energia como luz, eletricidade ou calor. Um feixe de luz intenso, coerente e direcional é produzido a partir de um processo de emissão estimulada e foco adicional utilizando lentes (Ion, 2005). O resultado disso é que a luz pode ser focada em um ponto específico com muita precisão, reduzindo significativamente o tamanho da zona afetada pelo calor (ZAC) em comparação com outros processos (Plooya e Akinlabi, 2018). A Figura 3.3.1.1. mostra as regiões que compõem um depósito feito por *laser cladding*. Como os parâmetros do laser podem ser controlados, o método resulta em depósitos com microestrutura refinada, baixa porosidade e baixa diluição, que favorecem alcançar melhores valores de dureza, resistência à corrosão e outras propriedades (Smurov, 2008; Baldan, 2013).



Figura 3.3.1.1. Principais regiões presentes em uma deposição por *laser cladding*. (Fonte: Sousa, 2019).

A maioria dos processos que utilizam *laser cladding* na indústria são para a produção de partes de materiais compósitos, visando melhorar propriedades mecânicas, e no reparo de peças desgastadas, com a intenção de melhorar sua vida útil (Jae-Do Kim, 2000). A Figura 3.3.1.2. mostra os principais métodos para adicionar o material, podendo ser em (a) pasta, (b) pó ou (c) fio; esses três primeiros são os processos de uma etapa, já que tanto o material que será adicionado e o laser são aplicados simultaneamente. Em (d), a deposição é dita de duas etapas, já que o pó é pré-depositado sobre o substrato e posteriormente o laser é acionado. Recomenda-se utilizar o fio quando a geometria é mais complexa, pois o posicionamento do fio é mais preciso. Porém, o mais comum é a deposição em pó, já que este acaba apresentando elevada absorção da energia do laser e maior taxa de deposição (Toyserkani *et al.*, 2005).

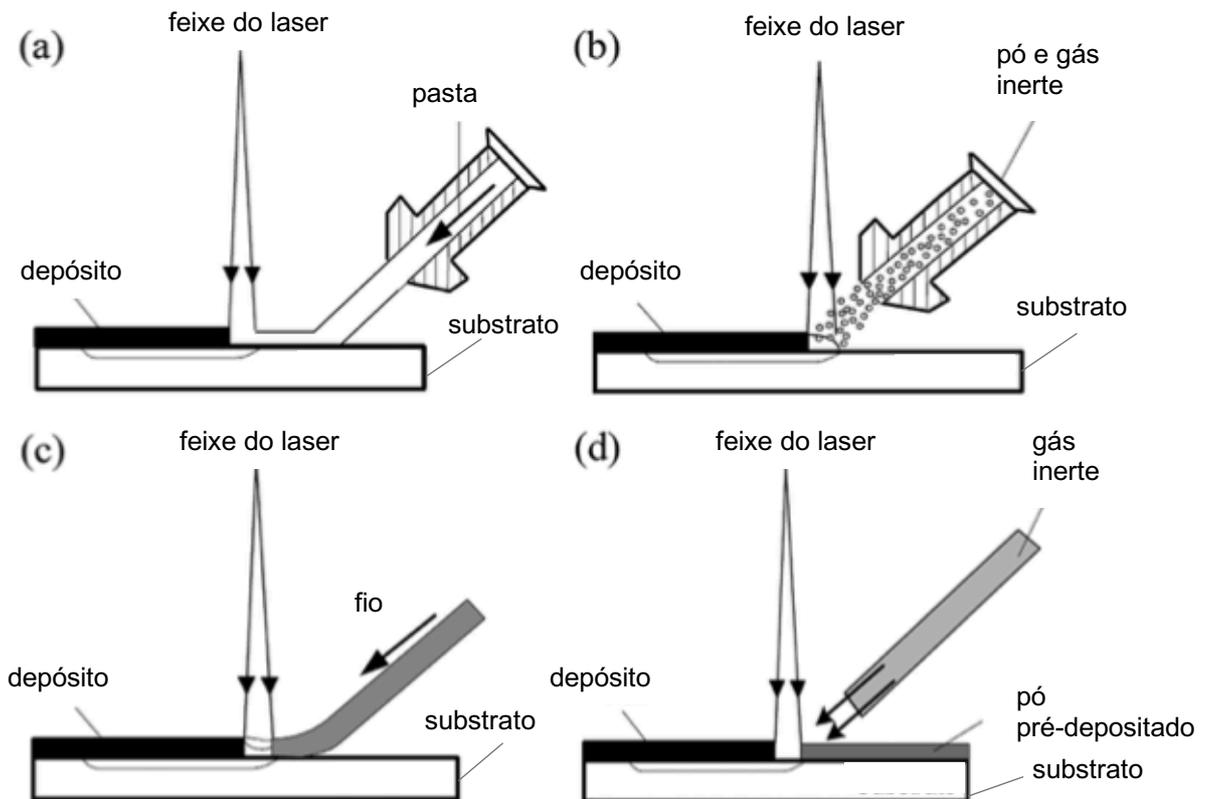


Figura 3.3.1.2. Principais tipos de adição de material durante o *laser cladding*: (a) em pasta, (b) em pó com gás inerte, (c) em fio e (d) com o pó pré-depositado. (Fonte: Weng & Dai, 2017).

Quando a adição do pó metálico ocorrer antes do processamento do laser chama-se de pré-deposição, quando ocorre durante o processamento é dita codeposição. No caso da pré-deposição, a frente de fusão se move rapidamente através da liga, até alcançar a interface com o substrato. O pouco do substrato que é fundido dilui a liga, fazendo com que o substrato atue como um dissipador térmico, causando uma solidificação rápida (Ion, 2005). Já na codeposição, uma parte do feixe do laser funde o pó e outra parte funde o substrato.

Os principais componentes do processo de *laser cladding* são o alimentador de pó, o laser e o sistema de posicionamento. Além disso, o alimentador de pó pode ser coaxial ou lateral (Figura 3.3.1.3.).

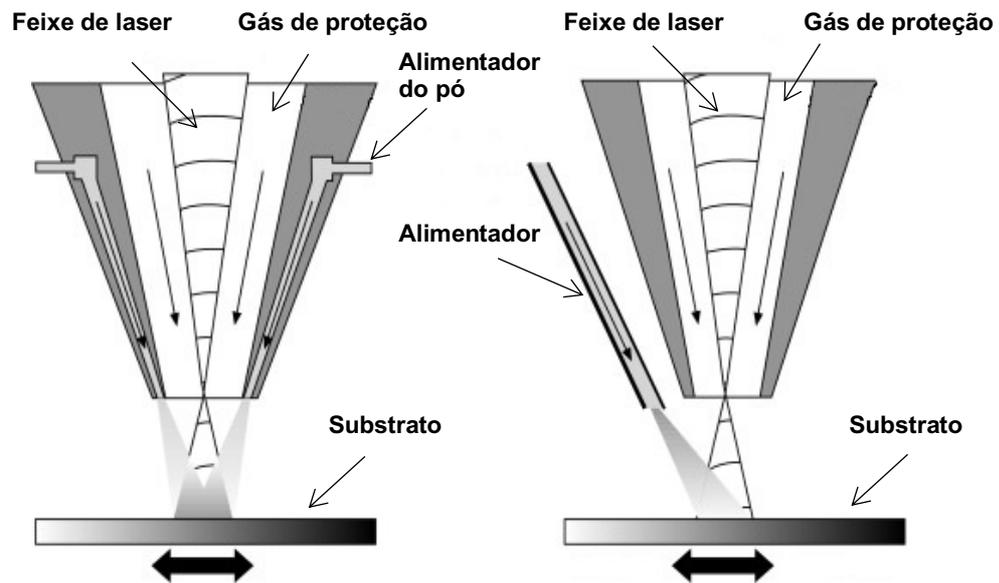


Figura 3.3.1.3. Tipos de configuração do alimentador de pó: a) coaxial e b) lateral.

Fonte: Adaptado de Ocelík e De Hosson (2018).

3.3.2. Parâmetros do processo

No âmbito de revestimentos, o *laser cladding* compete com vários outros processos, mas ele se destaca com revestimentos de baixa porosidade e poucas imperfeições, pois a qualidade e precisão da deposição são altas. Além disso, a alta taxa de resfriamento torna a microestrutura do revestimento muito mais aprimorada, o que melhora propriedades como corrosão e desgaste. Os principais parâmetros que influenciam no processo são a velocidade de varredura, a potência do laser e a taxa de deposição do pó (Vyas e Menghani, 2021). O controle destes parâmetros impacta na propagação de poros ou rachaduras, na homogeneidade, na rugosidade superficial e na diluição do revestimento. A Tabela 3.3.2.1. mostra como esses três principais parâmetros influenciam no revestimento.

Tabela 3.3.2.1. Influência do aumento dos parâmetros do processo nas propriedades do revestimento. (Adaptado de: TWI, 2019).

Parâmetros de Processo	Altura do depósito (H)	Penetração	Diluição	Espessura do depósito
Potência do Laser (P) ↑	reduz	aumenta	aumenta	aumenta
Velocidade de Varredura (mm/s) ↑	aumenta	reduz	reduz	reduz
Taxa de alimentação (g/min) ↑	aumenta	reduz	reduz	aumenta

Para cada processo de *laser cladding* deve ser buscada a potência de laser ideal. Se a potência for muito alta a camada depositada tende a fraturar e ficar deformada; se a potência for muito baixa não ocorre uma boa aderência do material ao substrato e a fusão não se completa (Zhu et al., 2021). Song et al. (2019) mostrou que conforme aumenta a potência do laser, aumentam também a altura, a largura e a penetração do depósito. Além disso, a taxa de resfriamento diminui e o crescimento de grãos é acentuado quando a potência do laser é elevada. Isso faz com que uma potência mais baixa favoreça uma microestrutura refinada.

Apesar de as combinações dos três parâmetros serem fundamentais para determinar a morfologia do depósito, sabe-se que a altura e a largura são dependentes da velocidade de varredura (Ju et al., 2018). Trabalhar com elevada velocidade de varredura faz com que haja pouco tempo para que ocorra o depósito e a interação entre material e substrato, prejudicando a fusão por falta de material e calor aplicado, o que costuma resultar em geometrias indesejadas. Quando tem-se uma velocidade de varredura insuficiente, o calor resultante da interação entre material e substrato é excessivo. Além disso, Plooy e Akinlabi (2018) ao trabalharem com uma liga de titânio e variarem a velocidade de varredura entre 0,5 m/min e 3,5 m/min, observaram que para valores inferiores a rugosidade superficial era reduzida enquanto a corrosão era aumentada.

A densidade de potência tem papel fundamental na geometria do depósito e é influenciada pela taxa de deposição. Ao usar valores baixos de taxa de deposição, a penetração é aumentada pois aumenta o tempo e a quantidade de material interagindo com o substrato. Para taxas de deposição superiores, a quantidade de material fundido aumenta pois há mais material entrando na poça de fusão, isso faz com que o ângulo de contato do depósito seja alterado (Goodarzi, 2015).

O que determina o nível de adesão entre a camada depositada e o substrato é a diluição. Conforme a Figura 3.3.1.1., a diluição é a zona que fica entre o depósito e a zona afetada pelo calor (ZAC). Uma das vantagens do processo de *laser cladding* é justamente a possibilidade de promover revestimentos com uma diluição baixa, inferior a 10%, o que é de grande interesse para quem busca bons resultados para corrosão e oxidação. Os principais influenciadores da diluição são a altura do depósito e a profundidade de penetração, combinando esses fatores com os parâmetros do laser é possível prever a diluição (Shayanfar et al., 2020).

Idealmente, a diluição deve formar uma poça centralizada que seja suficientemente profunda para fazer uma boa ligação entre o material e o substrato, conforme a Figura 3.3.2.1. (a). Porém, na prática, o que mais ocorre é que no processo de *laser cladding* a energia emitida pelo laser acaba se concentrando no centro e gerando uma diluição como a Figura 3.3.2.1. (b). Já na Figura 3.3.2.1. (c) pode-se observar que há uma assimetria no contorno na zona de diluição, na maioria dos casos

isso ocorre quando a alimentação do material é feita lateralmente, gerando um acúmulo de depósito e energia em uma das extremidades (Alizadeh-Sh et al., 2020)

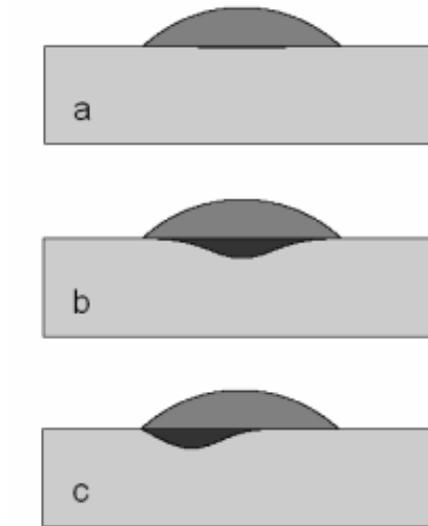


Figura 3.3.2.1. Principais formatos de poça de diluição gerados por *laser cladding*. (Adaptado de Lange et al., 2005).

A Equação 3.3.2.1. mostra como é feito o cálculo da porcentagem de diluição, que pode ser definida como a razão a zona de diluição (Dz) e a soma da zona de diluição (Dz) com a altura do depósito (H), conforme ilustrado na Figura 3.3.2.2. Selecionando os parâmetros de processo ideais é possível produzir revestimentos com menores porcentagens de diluição.

$$\text{Diluição (\%)} = \frac{Dz}{H+Dz} \times 100$$

Equação 3.3.2.1.

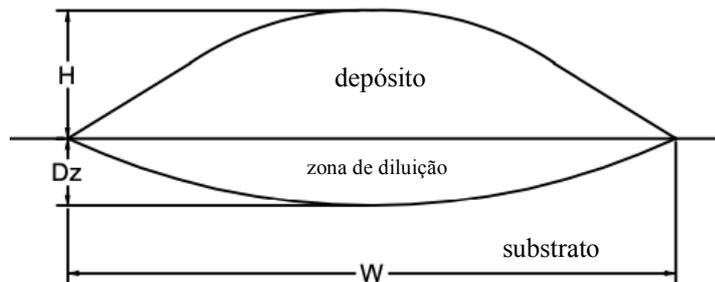


Figura 3.3.2.2. Esquema das áreas presentes em uma deposição por *laser cladding*. (Fonte: Autor, 2021).

3.3.3. Vantagens e desvantagens do processo

Esse tipo de revestimento a laser é popular quando se necessitam peças cuja superfície tenha elevada dureza, se tornando muito mais efetivo e útil quando o revestimento se dá sobre substratos com dureza inferior. Algumas de suas vantagens são:

- Precisão para revestir áreas pequenas, pontuais e seletivas, por meio do controle das entradas térmicas. Possui uma densidade de potência de 10^4 a 10^7 W/cm² e atingindo até 105 K (Zhong e Liu., 2010).

- A potência do laser tem uma concentração tão intensa que resulta em um processamento muito rápido. Em comparação com outros métodos, a entrada de calor para depositar o material é muito menor na irradiação a laser (Sun *et al.*, 2014).

- Através de uma fonte intensa de laser com alta velocidade de irradiação é possível controlar a diluição excessiva e diminuir a ZAC no substrato, itens que provocam estresse térmico residual (Sexton *et al.*, 2002).

- Elevadas taxas de aquecimento e resfriamentos (104 a 1011 K/s), alto gradiente térmico (106 a 108 K/m) e velocidade rápida de re-solidificação (1 a 30 m/s), resultam em uma microestrutura fina e formação de fases amorfas e metaestáveis (Majumdar e Manna, 2003).

Além disso, uma série de materiais podem ser processados por *laser cladding*, como pós metálicos de diversos tipos e formatos. O processo é rápido e relativamente mais barato e é menos arriscado que revestimentos por spray a plasma (Podchernyaev *et al.*, 2000).

Com todas essas vantagens, o maior problema desse tipo de revestimento são as rachaduras ou trincas (Ouyang *et al.*, 2001). Isso ocorre devido as tensões térmicas oriundas do resfriamento rápido que ocorre no revestimento (Tian *et al.*, 2005). Se a trinca for paralela a superfície é possível que ocorra a fragmentação do revestimento. Já as trincas verticais, são favoráveis a acomodar a tensão e estender a vida cíclica térmica. Pode-se evitar as trincas por meio da distribuição adequada da energia do laser (Zhou *et al.*, 2008), que pode inclusive favorecer a tensão residual compressiva (Majumdar *et al.*, 2011). Outra alternativa é aquecer substrato, o que culminaria em uma taxa de resfriamento mais lenta (Farahmand *et al.*, 2014). Utilizando pó de Colmonoy 6 sobre substrato de aço inoxidável AISI316L aquecido a 450 °C, Zhang *et al.* (2010) relataram não ter ocorrido trincas. Outro método para reduzir as trincas são acrescentar agentes de refino de grão como Sc, Ti e Zr, minimizando os efeitos da fissuração por solidificação (Kau *et al.*, 2003).

3.3.4. ***Laser cladding* da liga Al-Cu-Fe**

Trabalhar com ligas quasicristalinas na forma maciça é muito complicado devido a sua fragilidade, por isso a ideia de utilizar pó dessas ligas para revestimentos

através de *laser cladding* é muito promissora. Com isso em mente, se faz necessário entender como se dá o processo de solidificação envolvendo fases IQC e quais outras fases cristalinas são promovidas ao aplicar *laser cladding*.

Biswas et al. (2004) depositaram a liga $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23.3}\text{Fe}_{11.7}$ sobre substrato de alumínio puro com potência de 5kW, velocidade de varredura de 300 mm/min e taxa de alimentação de 6 gm/min. Concluíram que a fase IQC é formada a partir de uma reação peritética entre $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ e o líquido remanescente. Além da fase IQC e da $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$, a fase $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ também foi encontrada, como pode-se observar na microscopia eletrônica de varredura da Figura 3.3.4.1.

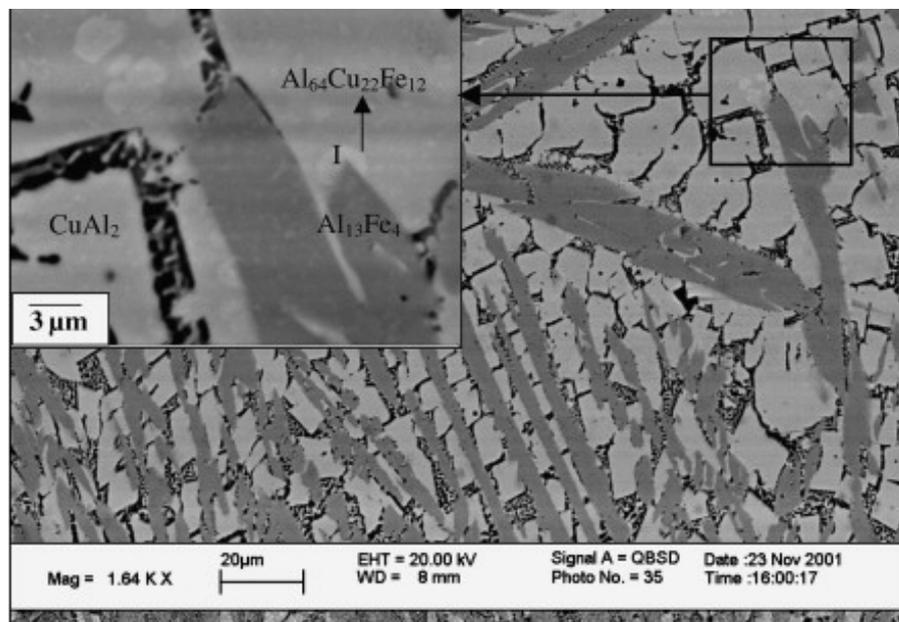


Figura 3.3.4.1. Microscopia eletrônica de varredura do depósito da liga $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23.3}\text{Fe}_{11.7}$ sobre substrato de alumínio puro com as fases IQC, $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}$ e $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ indicadas. (Fonte: Biswas et al., 2004).

A Figura 3.3.4.2. mostra a difração de raios X obtida por Feng et al. (2012) ao trabalhar com a liga $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$, em (a) na forma maciça e em (b) depositada por *laser cladding* com mais de uma camada sobre substrato de aço médio carbono. A

solidificação convencional foi realizada a uma taxa de 10^2 K/s e apresentou as fases IQC, λ - Al_{13}Fe e θ - Al_2Cu . No processo de *laser cladding*, com potência variando entre 900 – 1400 W e a velocidade de varredura entre 5 – 10 mm/s, a fase θ - Al_2Cu não foi verificada. Acredita-se que alta taxa de resfriamento, resultado do processo de *laser cladding*, tenha suprimido a formação da fase θ - Al_2Cu , que na solidificação lenta ou moderada é obtida do líquido residual.

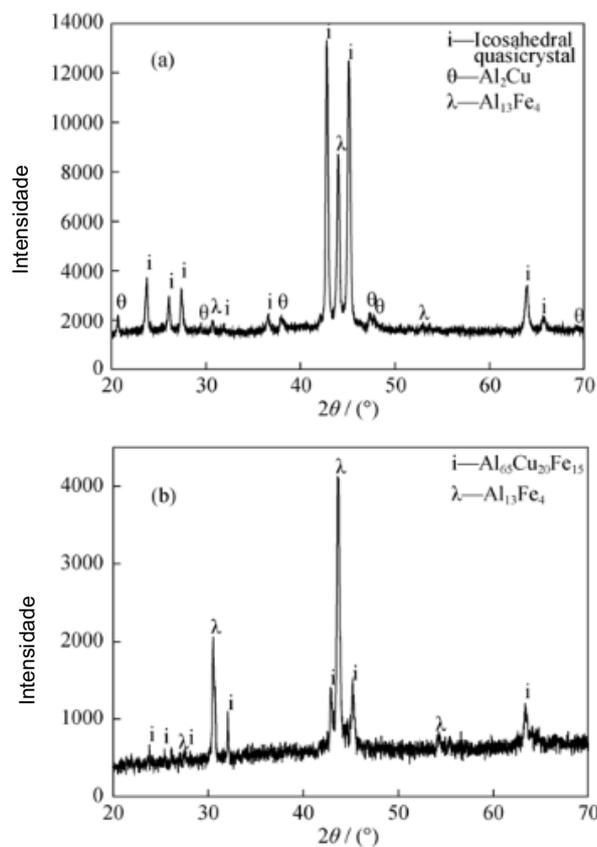


Figura 3.3.4.2. Difração de raios X da liga $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ em (a) solidificada convencionalmente e em (b) depositada por *laser cladding* sobre substrato de aço.

(Fonte: Feng et al., 2012)

4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS E RESULTADOS

A metodologia, resultados e discussões referentes à esta dissertação foram apresentados através da produção do artigo “Laser Cladding of Al-Cu-Fe Alloy Powder on AISI 304 Substrate: Microstructure Characterization”. O mesmo foi submetido à revista “Materials Research Ibero-american Journal of Materials”, ao final deste trabalho consta o comprovante de submissão do artigo.

**Laser Cladding of Al-Cu-Fe Alloy Powder on AISI 304 Substrate: Microstructure
Characterization**

*Maria Eduarda Farina^a, Moisés Felipe Teixeira^b, Alexandre Cunha^b, Berenice Anina
Dedavid^a*

*^aSchool of Technology, Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul – PUCRS, Porto
Alegre, RS, Brazil*

^bSENAI Institute of Laser Processing Innovation – Joinville, SC, Brazil

Al-Cu-Fe alloys family has a stable quasicrystalline icosahedral phase (IQC) coexisting with crystalline phases. The IQC phase has some characteristics, such as good corrosion and oxidation resistance, low coefficient of friction, high hardness, and good wear resistance, suitable for surface applications. This work aimed to study the behavior of the $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ alloy deposited on stainless steel AISI 304 substrate by laser cladding. Clads morphology, microstructure characteristics, and phase formation were evaluated according to the laser cladding parameters by scanning electron microscopy, microanalysis and X-ray diffraction analysis. The results indicate that laser cladding is effective for deposition of the $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ alloy on stainless steel if the linear energy input is set between 2.0 - 2.4 W.min/mm.

Keywords: laser coating, dilution zone, rapid solidification, AlCuFe alloy, quasicrystalline phase.

Introduction

Since the discovery of quasicrystals¹ in a rapid solidified Al-Mn alloy in 1984, much research has been done to develop new applications for these materials with uncommon structures, which properties are not usually found in metals e metal alloys, such as low electrical and thermal conductivity, high corrosion and oxidation resistance, high hardness and low friction coefficients². Quasicrystalline phases are characterized by their long-range order with no translational periodicity featuring non-crystallographic symmetry and Bragg diffraction like crystalline materials¹.

The thermodynamic stability of the quasicrystalline phase, low toxicity, low cost and availability of its components have drawn scientists' attention to the alloys of the Al-Cu-Fe system^{3,4,5}. The quasicrystalline Al-Cu-Fe alloy is a promising candidate for numerous applications, including metal surface coating^{3,4}. Coatings with Al-Cu-Fe alloy are mainly aimed at surface hardening, reduction of friction coefficient and increase of wear resistance⁴⁻⁷.

The first study about the phases in the Al-Cu-Fe system was held in 1939 on annealing samples with temperatures varying from 550 °C to 1000 °C and cooled to room temperature at 10 °C/h⁸. The researchers identified the Al₆Cu₂Fe phase, developed from a peritectic reaction between the β -AlFe(Cu) phase and the liquid melt. Also, the phases χ -Al₁₈Cu₁₀Fe, ω -Al₇Cu₂Fe, ψ -Al₆Cu₂Fe, and ϕ -Al₁₀Cu₁₀Fe were observed. Later, the Al₆Cu₂Fe phase was identified as an icosahedral quasicrystalline phase (ψ -phase).

Tsai *et al.*⁹ were the first to observe the icosahedral quasicrystalline phase (IQC phase) thermodynamically stable both in the conventionally solidified state and in the annealed state in the Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅ alloy⁹. Since then, there have been many studies to understand the complex phase transformations involving the Al-Cu-Fe system¹⁰⁻¹³.

Holland-Moritz *et al.*¹⁰ conducted a study with an alloy with composition $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25.5}\text{Fe}_{12.5}$ to evaluate phase transitions on moderate ($10^1 - 10^2 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) and rapid ($10^6 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) solidified samples through differential thermal analysis (DTA)¹⁰. The research showed that in moderate cooling, $\beta\text{-AlFe(Cu)} + \lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ phases were the first to be formed, and the $\psi\text{-Al}_6\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase was developed in sequence from a peritectic reaction. When applying high cooling rates, the same formation sequence is maintained, but the $\beta\text{-AlFe(Cu)}$ phase was not observed. Also, after the $\psi\text{-Al}_6\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase formation, a $\tau\text{-AlCu(Fe)}$ occurs. The $\tau\text{-AlCu(Fe)}$ phase was once reported by Lee *et al.*¹¹ in an $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25.5}\text{Fe}_{12.5}$ alloy solidified in a cylindrical steel mold with four steps with different diameters and cooling rates varying from 1 K/s to 10^2 K/s, usually associated with high cooling rates¹¹.

Gögebakan *et al.*¹² showed XRD patterns for $\text{Al}_{70}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{10}$, $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ and $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloys that were heated up to $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ and cooled in air¹². According to the authors, the alloy with less iron showed the cubic $\beta\text{-AlFe(Cu)}$ phase, tetragonal $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ phase and tetragonal $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase. In the XRD pattern for the $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ alloy, only the ψ -phase appeared. Peaks from the ψ -phase, $\beta\text{-AlFe(Cu)}$ phase and $\tau\text{-AlCu(Fe)}$ phase were identified in the $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloy¹².

In another work, Suárez *et al.*¹³ show the XRD pattern of $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{22.5}\text{Fe}_{13.5}$, $\text{Al}_{61}\text{Cu}_{26}\text{Fe}_{12}$, $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25.5}\text{Fe}_{12.5}$ and $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ alloys solidified with high rates¹³. $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{22.5}\text{Fe}_{13.5}$ showed high presence of the ψ -phase and $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ phase, associated with small amounts of $\beta\text{-AlFe(Cu)}$ or $\tau\text{-AlCu(Fe)}$ phases, and $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ phase. The ψ -phase, $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ and $\beta\text{-AlFe(Cu)}$ or $\tau\text{-AlCu(Fe)}$ were seen in the $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ alloy^{12,13,14}.

Avar *et al.*¹⁴ analyzed the XRD pattern in melt-spun samples of Al-Cu-Fe alloys¹⁴. In the melt-spun $\text{Al}_{70}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{10}$ alloy only two phases were identified, namely the IQC phase (ψ -phase) and the Al_2Cu phase (θ -phase). However, in the melt-spun $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloy was

identified the IQC phase coexisting with a small amount of the β -phase. Therefore, in addition to the cooling rate, the amount of iron in the Al-Cu-Fe alloys has an influence on the formation of crystalline and quasicrystalline phases¹⁴.

Zhu *et al.*¹⁵ confirm the work of Zhang and Lück¹⁶ that the ψ -phase is a result of a peritectic reaction involving three phases and two liquid phases^{14,15}. In slow cooling rates, the icosahedral phase forms by the following reaction $L + \lambda (\text{Al}_{13}\text{Fe}_4) + \beta (\text{AlFe}(\text{Cu})) \Leftrightarrow \text{IQC} + L$, at $882 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ ^{15,16}. During rapid solidification, the nucleation and growth of thermodynamically stable phases may be difficult. The peritectic transformation may not be complete when high cooling rates are applied. So, if the peritectic reaction is not completed the stable phases can be suppressed completely and metastable phases can occur¹³⁻¹⁶. Consequently, the chemical composition and solidification rates have great influence on peritectic reaction, formation of IQC phases and crystalline phases¹³⁻¹⁷.

Al-Cu-Fe alloy castings are extremely brittle, so surface coating techniques provide an alternative to the technological application of quasicrystals¹⁸. Laser cladding is a coating technique that uses a scanning laser beam to melt the powder on a substrate resulting in high quality coating due to laser precision¹⁹. The heat generated by the laser forms a fusion well, where the part of the powder that mixes with the melted substrate is called the dilution zone^{19,20}. The coating is formed by the dilution zone located below the substrate surface line and the bead zone located above the substrate surface¹⁹⁻²².

The high substrate melting causes an increase of dilution zone depth which degrades the mechanical properties of the coating, so with a very high bead zone²². To avoid a high substrate melting some laser cladding process must be adjusted. However, in practice, it is not easy to control the substrate melted depth in the cladding process^{23,24}. Besides that, high cooling rates involved in the process result in a refined microstructure, with the formation of metastable

and/or amorphous phases as well as thermally stable phases^{21,22}. The mechanical properties of cladding are strongly related with microstructure in the clad²². The fusion well depth, dilution and cooling rate are linked to the parameters used in the process, including laser beam power, scanning speed, powder feeding rate and shielding gas²³.

Therefore, a good understanding of the relationship between the laser cladding parameters and the coating microstructure is essential to identify the most suitable conditions for the process²¹⁻²⁴.

The most frequent defects that may occur in the clad samples due to incorrect selection of the cladding process parameters are: gas cavities, interdendritic shrinkage, non-melted powder particles, inclusions and cracks^{23,24}.

There are several articles about laser cladding of Al-Cu-Fe alloys on pure aluminum²⁵, aluminum-based alloys²⁶, titanium alloys²⁷ and other^{28,29} substrates. In all the studies mentioned above, it is evident that hardness, wear resistance and corrosion resistance of the coating depend on the existence of the IQC-phase and other crystalline phases in the microstructure. We chose the Al-Cu-Fe alloy to harden the surface of AISI 304 stainless steel by laser cladding process. The quasicrystalline Al-Cu-Fe alloy is a suitable coating for AISI 304 steel because the alloy has hardness approximately 10 times greater than the steel as well as elasticity module similar and thermal expansion coefficient equivalent^{27, 29-30}.

This study shows the influence of laser power, scanning speed and powder feed flow on the microstructures of the laser clad Al₆₄Cu₂₈Fe₈ alloy on AISI 304 substrate. In addition, we correlated the effect of laser cladding parameters with the composition of the coating and the dilution zone.

Experimental Procedure

Commercially pure aluminum, electrolytic copper and pure iron were used to obtain the $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ alloy ingot, which values corresponds to an approximation of the atomic composition. The casting process was held for 5 hours in an electric-resistance furnace with a temperature around 1300 K, then the melt was poured in a metallic mold. The melt was manually stirred from time to time. During casting, samples of the melt were taken for chemical analysis to correct the composition of the alloy. The analysis was carried out by optical emission spectrometry using the SPECTROMAXx. Table 1 shows the chemical composition of an ingot sample in % weight with stoichiometric approximation of $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ (at. %).

Table 1 Chemical Composition of the $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ alloy.

Material	Cu	Fe	Others	Al
<i>AlCuFe (% wt.)</i>	45.06	10.6	0.7	Bal
<i>AlCuFe (% at.)</i>	28.82	7.96	0.03	Bal

The ingot was manually grounded and a sieve was used to obtain particle size lower than 106 μm to be used in the laser cladding process. Scanning electron microscopy was performed to verify the powder granulometry and it is showed in Figure 1 aside to the particle size distribution. The substrate was an AISI 304 stainless steel with the following dimensions 110 x 200 x 12.7 mm that was rectified and then finished with 300 mesh sandpaper prior to the cladding experiments to clean the surface and obtain uniform roughness.

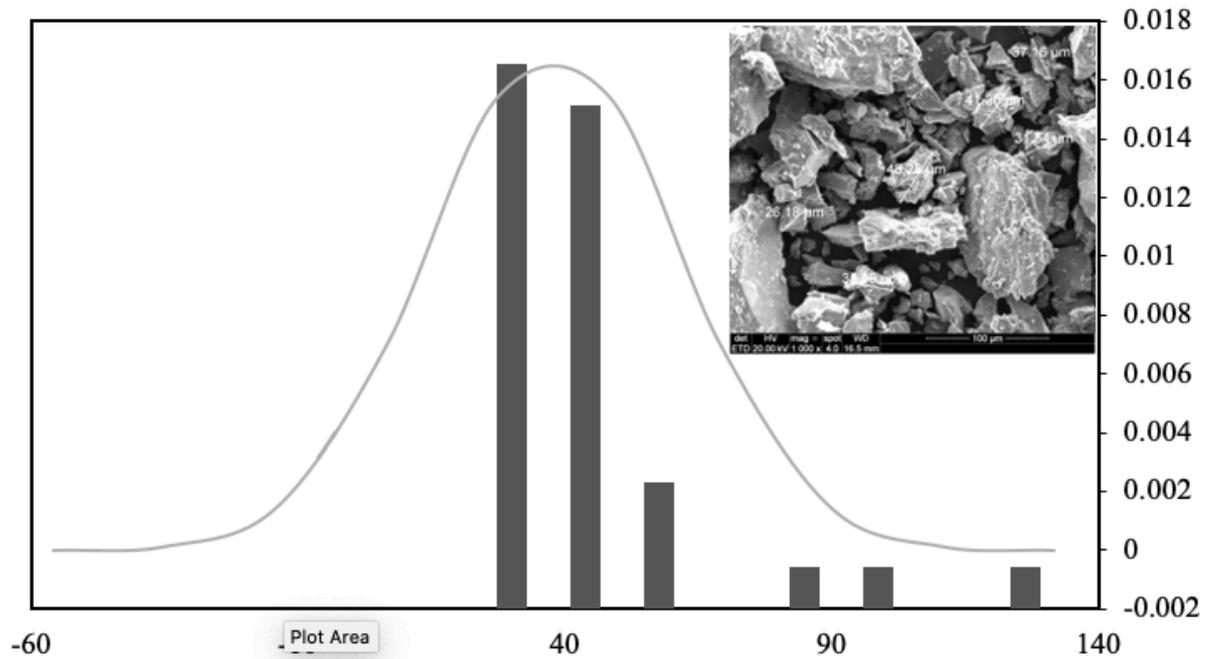


Figure 1 Normal distribution of the $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ alloy powder granulometry and the respective SEM image.

Laser cladding system used in this work has a dedicated CNC machine for DED-L (PRECO-SL8600) with coaxial feeder, argon continuum flow and Laserline diode laser source. Detailed information on the laser cladding equipment used for the experiments are given in Teixeira *et al.*³¹. During the deposition process, the laser beam was kept perpendicular to the substrate surface and all tracks were made in sequence, side by side with almost 8 mm between each track. As well as the spot size (5 mm), working distance (15 mm) and protective argon flow (7,08 L/min) did not vary throughout the process of obtaining the tracks. Figure 2 shows the substrate after the laser cladding process.

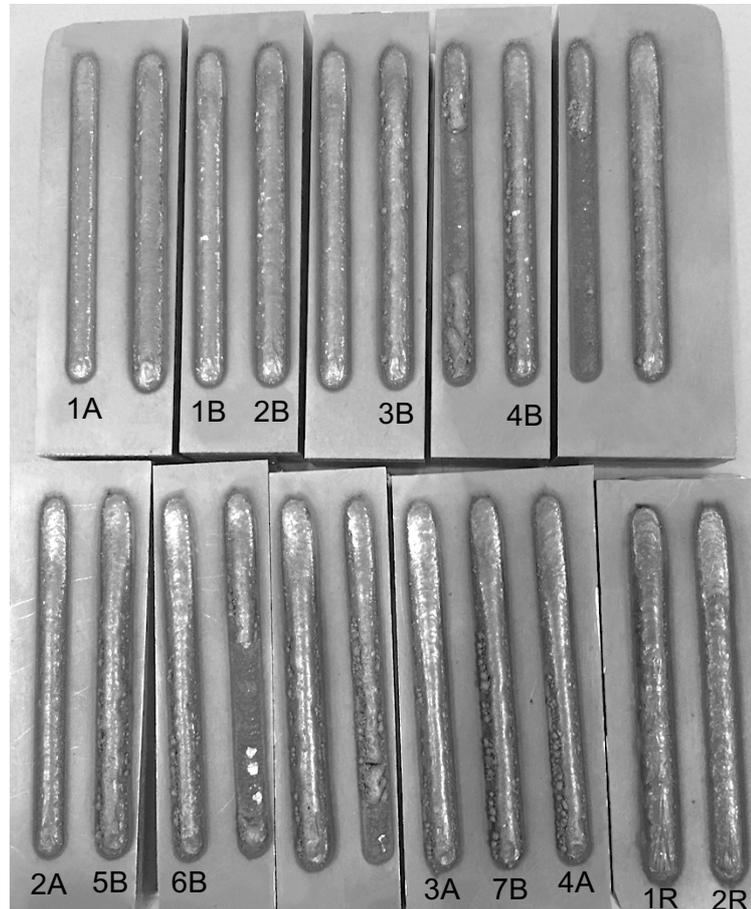


Figure 2 The stainless steel AISI 304 substrate after the laser deposition where 21 tracks were obtained and between then 11 showed the best characteristics to be evaluated. The substrate was cut after deposition to proceed with the analysis.

Laser cladding parameters used to obtain 11 tracks of $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ powder ranged between: laser powers of 1750, 1500 and 1250 W, scanning speeds of 1500, 875, 750, 650 and 500 mm/min and powder feed flows of 15 and 20 g/min. The bead length of all tracks were 50 mm. After several preliminary tests, the samples that showed less detachment of the layer

coating and less unfused powder particles were the ones which parameters were selected. Table 2 shows the parameters of the 11 tracks. A column with the derivative variable (P/V) was added and indicates the linear energy input in the process during the passage of the laser. Figure 3 shows an schematic diagram of the geometrical aspects of the clad used to calculate the geometrical dilution (%D), according to Equation 1²¹. The geometric dilution (%D) relate maximum linear depth of the dilution zone (Dz) with the maximum height of the bead zone (H).

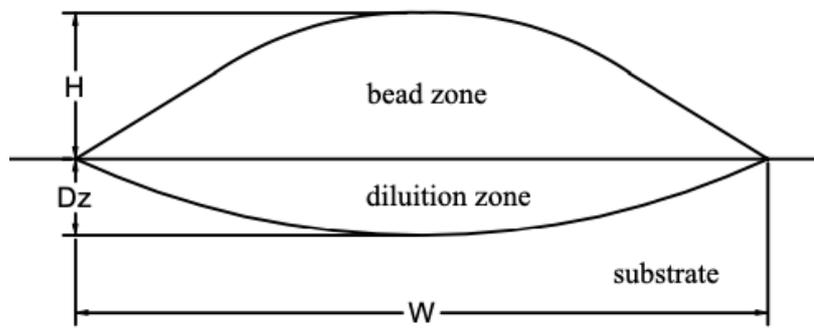


Figure 3 Schematic diagram of the clad layer and its geometrical features.

$$\frac{Dz}{H+Dz} \times 100 \quad \text{Equation (1).}$$

The samples named between 1A – 4A showed only two phases, the samples 1B – 7B were multiphase and the samples 1R – 2R were remelted. The subsequent remelting experiments were carried out employing laser power of 1500 W and scan rates of 500 and 750 mm/min. The tracks 1R and 2R (in Table 2) were remelted with the same parameters used to obtain the first clad and no material was added during remelting.

Table 2 Deposition parameters, linear energy input, geometrical dilution and energy density of as-clad samples and remelted samples.

Sample	Feeding Rate (F) (g/min)	Laser Power (W)	Scanning Speed (mm/min)	Width (mm)	Linear Energy Input (J/mm)	Geometrical Dilution (%)
1A	15	1500	1500	4.119	1.0	38.0
2A	15	1500	875	4.327	1.71	44.0
3A	15	1250	750	4.760	1.67	47.0
4A	20	1500	875	4.536	1.71	42.0
1B	15	1500	750	4.180	2.0	15.0
2B	15	1500	500	4.186	3.0	46.0
3B	15	1250	500	3.929	2.5	42.0
4B	15	1750	750	3.419	2.33	24.0
5B	20	1500	500	4.687	3.0	27.0
6B	20	1500	750	3.264	2.0	9.0
7B	20	1500	650	4.493	2.31	26.0
1R	20	1500	500	4.347	3.0	21.0
2R	20	1500	750	4.488	2.0	46.0

To evaluate the coating microstructure, the substrate with deposited layers was cut in perpendicular direction of the laser scan and prepared for observations by grinding with a sequence of SiC papers and then polished with 3 μm alumina suspension. To metallographic observation of phases, the samples were etched by HF solution (1ml of HF for 200ml of H_2O)⁹. All steps reported above are shown in an schematic diagram in Figure 4.

The qualitative analysis of powder and the clad tracks samples was performed with an X-ray diffractometer XRD 7000 from Shimadzu® with Cu-K α radiation ($\lambda=154,060 \mu\text{m}$) and

2 θ angle ranging from 20° to 80°. Scanning electron microscope (FEG Inspect F50 – FEI ®) and microanalysis by Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) with an OXFORD® AZtecOneXT system detector was used to select and analyze the coatings microstructures.

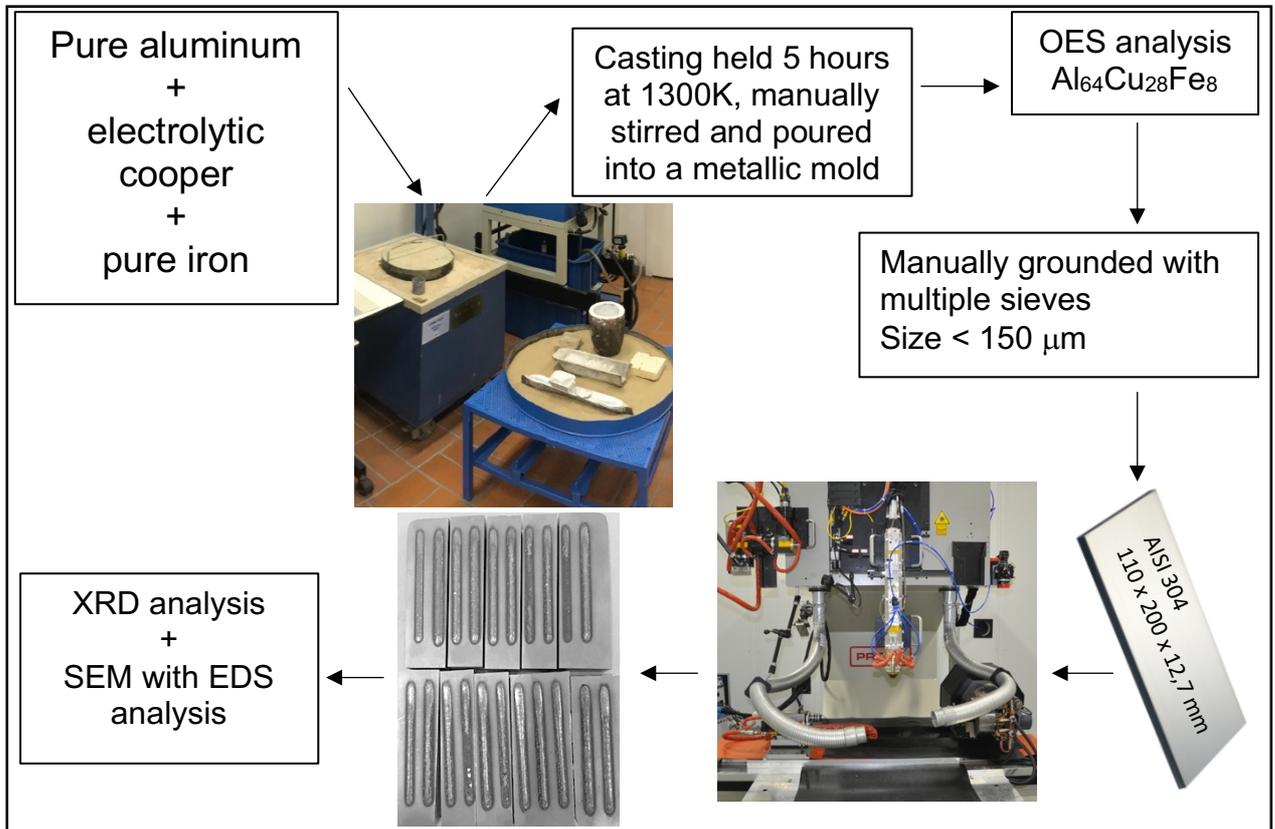


Figure 4 Schematic diagram of the process realized.

Results and Discussion

Effect of linear energy input (P/V) in geometrical dilution (%D)

Table 2 shows the laser cladding parameters, scanning speed (V), laser power (P), feeding rate (F) and geometrical dilution (%D) used to investigate and select the best conditions for optimized coatings of Al₆₄Cu₂₈Fe₈ powder on AISI 304 substrate³². From these parameters, the derivative variable (P/V), also known as linear energy input, and the geometrical dilution

(%D) were calculated. Frequently, the literature uses the relation between laser power (P) and scanning speed (V) to facilitate understanding of the solidification process that occurs during laser welding and laser coating³³⁻³⁵. While the dilution is an important agent for the quality of the clad, high values of dilution affects directly the coating properties and contributes to cracks in the clad and low values of dilution may result in bad bonding between the clad and the substrate⁴¹.

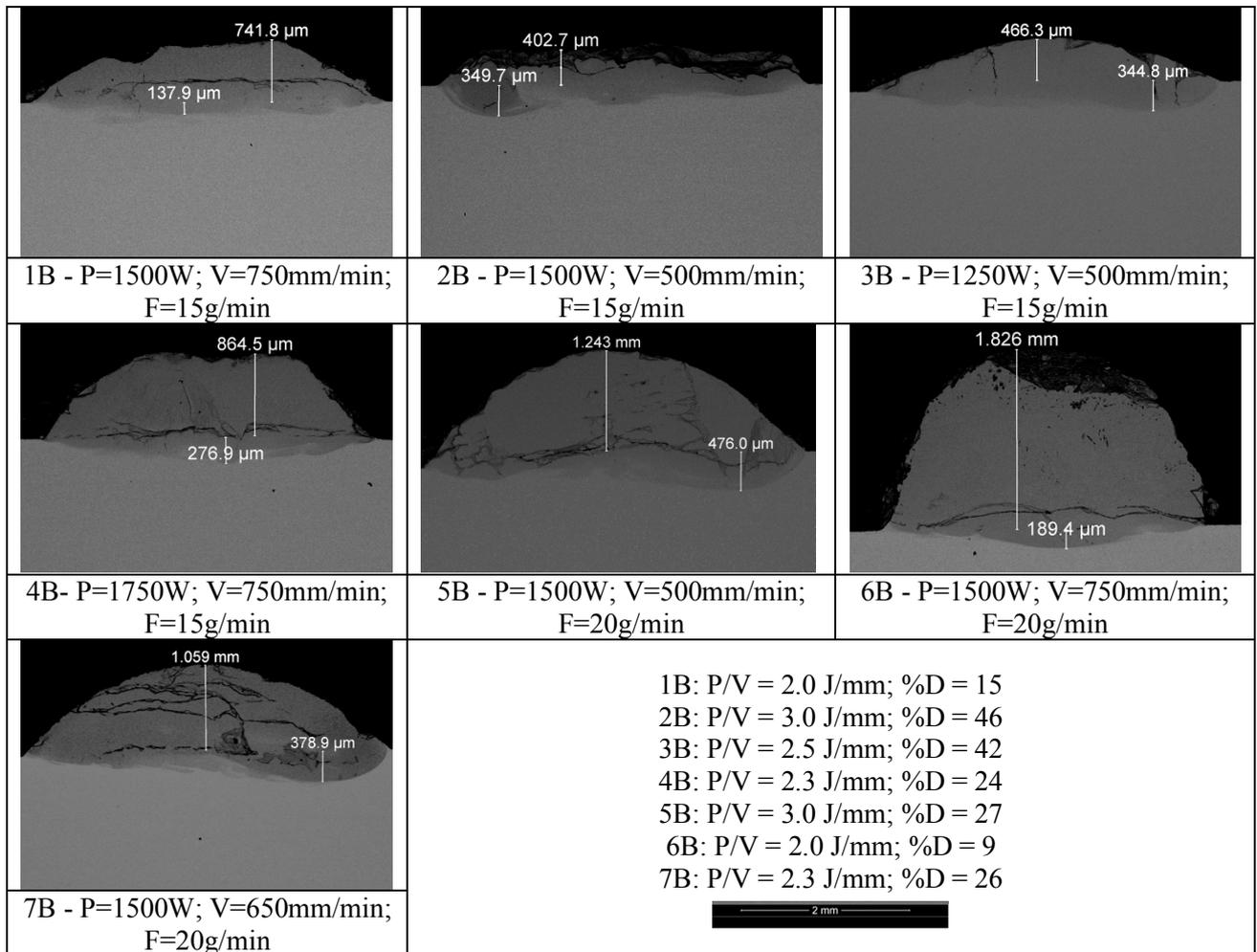


Figure 5 Cross section of the as-clad tracks with multi-phase morphology 1B to 7B, with the respective parameters and the linear energy input (P/V) for each sample.

Figure 5 shows the cross sections of the samples 1B to 7B that developed a multi-phase morphology that will be later discussed. Figure 6 shows the cross sections of the samples 1A to 4A with a binary phase morphology. It is important to notice that in both cases fractures can be

seen, which are probably consequence of the cutting during preparation of samples, since the AlCuFe alloys are extremely brittle. Therefore, there is no correlation between cracks and the microstructure.

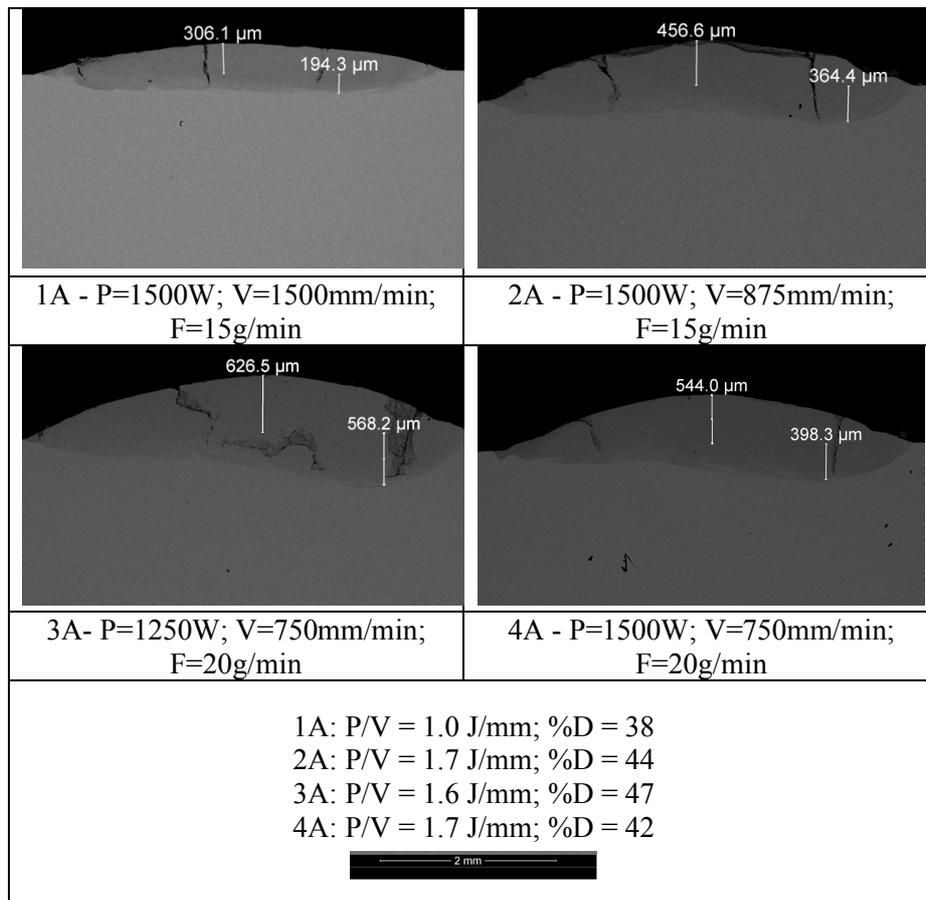


Figure 6 Cross section of the as-clad tracks with the binary morphology 1A to 4A, with the respective parameters and the linear energy input (P/V) for each sample.

Figure 7 shows SEM-BSE images of cross-section as-clad tracks microstructure of samples 1B, 2B, 4B, 6B, 1A and 4A, reported in Table 2. Samples with the letter A reveals a typical dendritic growth morphology and samples with letter B shows a microstructure equiaxed dendritic formed by several different phases, typical as-casting Al-Cu-Fe alloys^{16,28}.

Table 2 shows that microstructural variation observed in Figure 7 is a consequence of laser cladding parameter settings, in particular the linear energy input. The linear energy input (P/V) between 1.0 - 1.7 W.min/mm favored the formation of the dendritic microstructure observed in samples 1A – 4A, while (P/V) greater than 2.0 W.min/mm favored the formation of microstructures observed in samples 1B – 7B, except to remelted samples. Samples 1R and 2R were remelted with parameters identical to those used in the first laser cladding process.

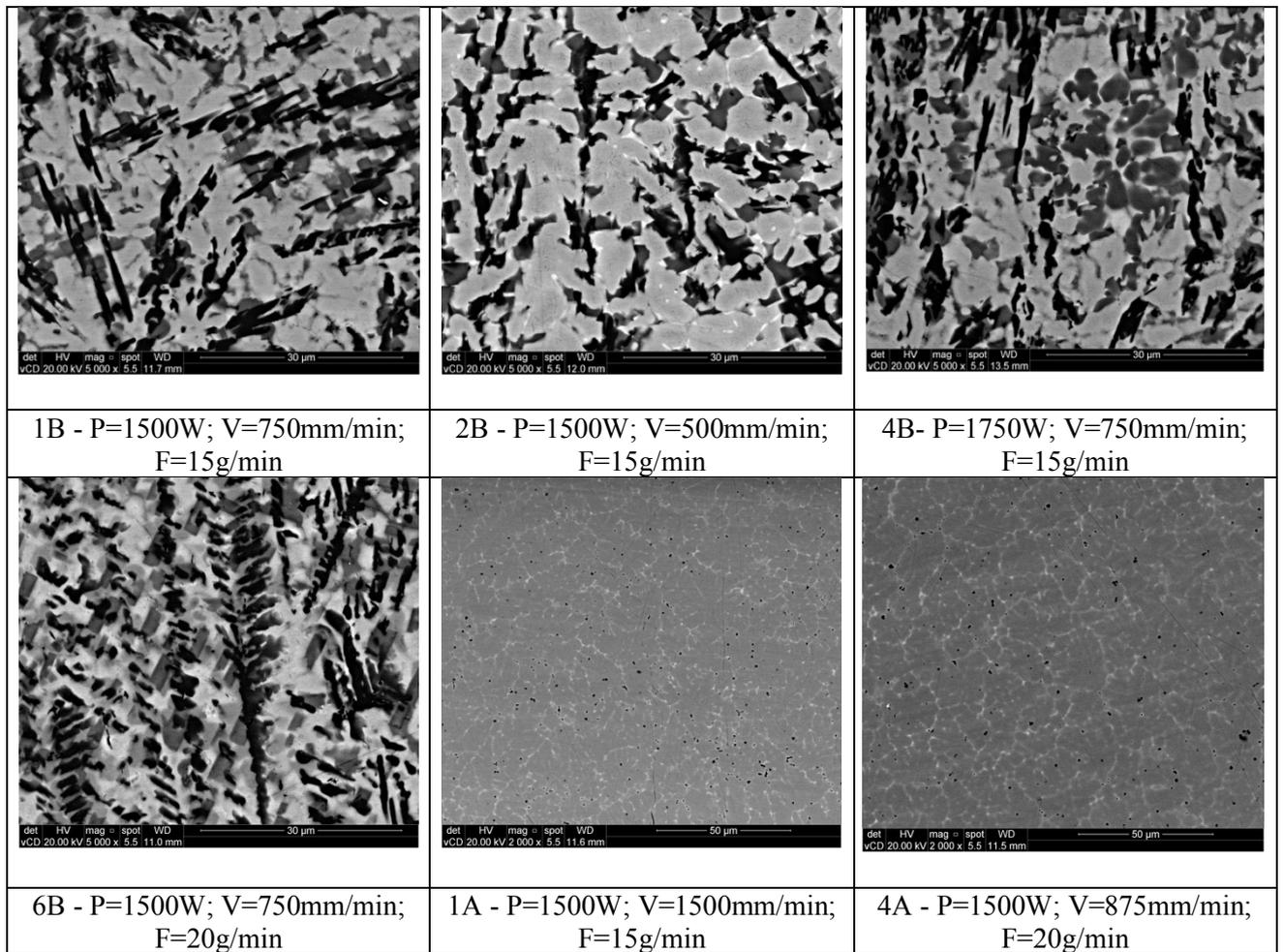


Figure 7 SEM-BSE image of as-clad microstructure for samples 1B, 2B, 4B, 6B, 1A and 4A.

Samples with the letter A shows dendritic grains (β -AlFe(Cu)gray) with small amounts of inter dendritic compounds (white). Samples with letter B shows the different phases presented: dark λ -Al₁₃Fe₄ in lath-shaped, light gray β -AlFe(Cu), medium gray IQC, dark gray ω -Al₇Cu₂Fe and white θ -Al₂Cu.

The literature shows that increase of the laser power (P) leads to a rapid increase of the substrate melted volume²³. On the other hand, the increase of the laser scanning speed (V) resulted in a reduction of the melted volume in substrate, decreasing the dilution zone^{35,36}. So the linear energy input (P/V) values are used to estimate the melt well temperature and cooling rate in the laser cladding process more easily²³.

Farshidianfar *et al.*²¹ measured the temperature in the fusion well in real time during the laser cladding process. The authors observed that when the temperature of the melting well increases, the height of the coating samples decreases. In addition, they found a pseudo-linear relation between the real-time cooling rate and geometrical dilution. The authors noted that the cooling rate increases with increasing geometric dilution^{35,36}. Samples with the lowest linear energy input presented lowest geometric dilution (%D), the lowest height (H) of the clad and compatible microstructure with high cooling rates, as shown in Figure 7 in samples with the letter A. High rates of solidification favors the formation of metastable phases as well as amorphous phases in Al-Cu-Fe alloys^{21,37}. We found no significant influence of feeding rate feed on the formation of the two types of microstructures shown in Figure 7, probably because they are very close, that is, 15 g/min and 20 g/min²¹.

It is interesting to note that in Figure 7 (with the letter B) appears more accurately micro interdendritic shrinkages and gas porosity typical of as-casting aluminum alloys. These defects are improved when there is a large gap between the liquidus temperature and the solidus temperature^{38,39}. Porosities and dimensionally larger interdendritic shrinkage are more observed in the microstructure of 2R remelted sample than in the microstructure of 3A as-clad samples.

The X-ray diffraction pattern in Figure 8 shows that the cubic body centered β -AlFe(Cu) phase is prevalent in both 4B, 5B and 3A samples. Note that predominant β -phase of the

$\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ powder used for laser cladding do not correspond to the highest peak in the clad samples. The IQC, tetragonal θ - Al_2Cu phase, tetragonal ω - $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ and small peaks of β -phase, and the monoclinic λ - $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ phase are predominant in the X-ray diffractogram of powder samples. In addition, only β -phase and small peaks of tetragonal ω - $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ phase are observed in XRD diffractogram of the sample 3A in Figure 8. Diffractograms like 3A sample (Fig. 8) are also found in the 1A, 2A and 2R, where β -phase peaks are almost unique. Note that the IQC is the second most intense peak in the diffractogram for the 4B and 5B samples (Fig. 8). In addition to phases β and IQC, are present θ , ω and λ phases in 4B and 5B samples (Fig. 8).

Table 2 and SEM-BSE images cross section from Figures 5 and 6 exemplify the relationship of feeding rate powder (g/min) and the linear energy input (P/V) with the clad linear dimensions and geometric dilution. For samples (2A and 4A), with dendritic microstructure, the height of the coating (H) is smaller than the height of the coating (H) of samples (4B and 6B) with multiple phase microstructure. In the same way the maximum depth of the dilution zone (Dz) is smaller for samples with $P/V > 2 \text{ W.s/mm}$ than for samples with $(P/V) < 2$.

Ideally, the surface of the substrate should make just the right temperature to melt a very thin layer, just enough to ensure a good bond between the coating and the substrate^{23,31,32}. As shown in the SEM-BSE images in Figures 3 and 4, the Dz form in samples 4B and 6B are different from the Dz form in samples 2A and 4A. The Dz shape typically desired is shallow and uniform centered equal to those of samples 4B and 6B.

Goodarzi *et al.*³⁵ show that asymmetry of the contour of the dilution zone observed in the samples with higher penetration in the right side may be a result of the powder feeding not

being perpendicular to the cladding direction³⁵. Another argument of the authors is that the convective forces in the substrate melting well can change the direction of the powder flow within the melting well. If the laser energy absorbed by the powder particles is concentrated in a unique region in melting well, it will cause a considerable change in the flow of energy, displacing and/or increasing the well. The authors conclude that laser energy, which is absorbed by particles passing through the laser beam, also influences the contour of dilution zone shape³⁵.

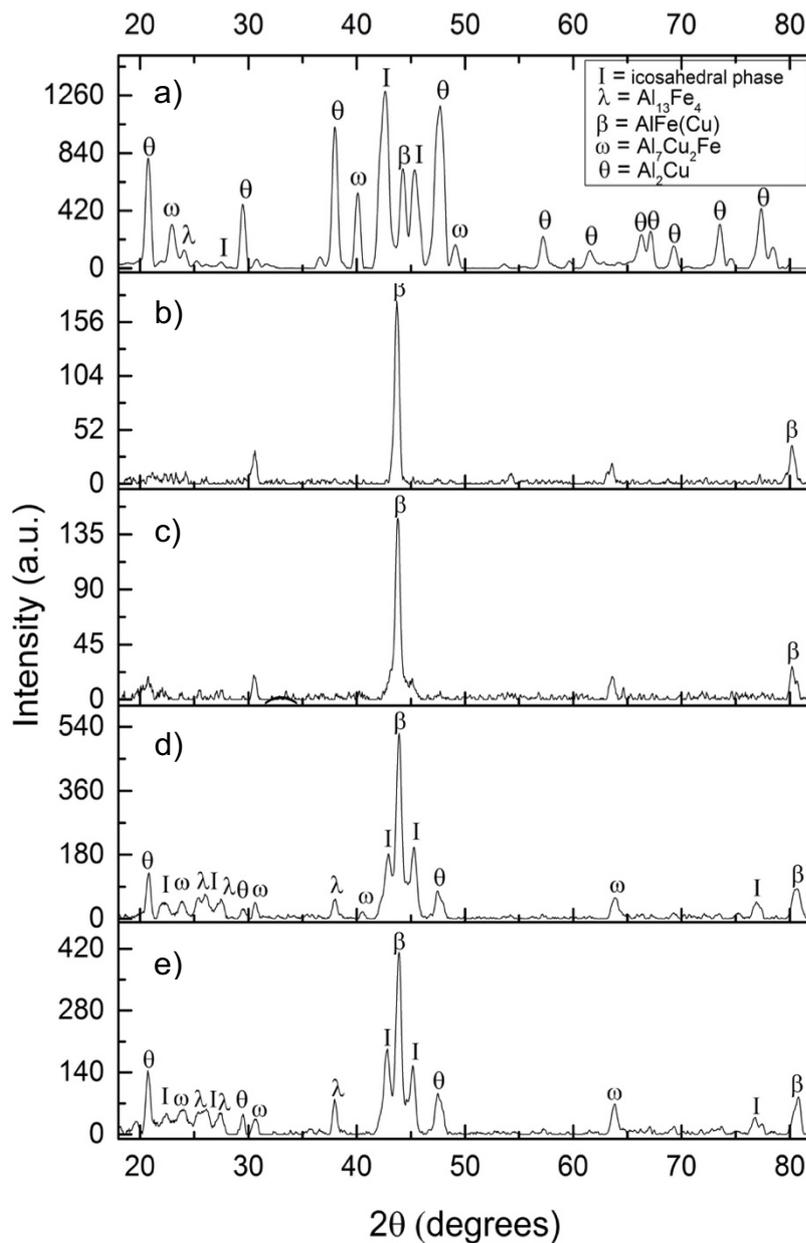


Figure 8 XRD patterns of (a) the $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ alloy powder; the samples (b) 1A; (c) 3A; (d) 5B and (e) 4B.

In this experiment, the beam was always kept perpendicular to the surface, so the energy delivered by the laser had a great influence on the formation in the shape and volume of the melted substrate area. Among the 11 samples listed in Table 2 only 1B, 3B, 4B and 6B samples show symmetric dilution zone, centralized with a depth (Dz) between 345-138 μm and P/V between 2.0 - 2.4 W.min/mm. The contour of the dilution zone with double-shape were found only in sample 5B. The double-shape usually occurs with a higher scanning speed together with a higher power level are present^{21,23,36}. Results attained by Goodarzi *et al.*³⁵ show that lower feeding rates in addition to a high linear energy input can guarantee a symmetrical and shallow dilution zone³⁵.

Effect of linear energy input (P/V) in the microstructure of the clads

The IQC-phase has a stoichiometric composition that is close to near $Al_{62}Cu_{25,5}Fe_{12,5}$ (at.%) formed by a ternary peritectic reaction ($L + \beta + \lambda \Leftrightarrow IQC$) at 1155 K, with small and medium solidification rates. However, the solidification sequence for Al-Cu-Fe alloys containing iron between 8 - 7 at.% is distinct from $Al_{62}Cu_{25,5}Fe_{12,5}$ alloys. Zhang *et al.*⁴⁰ and more recently Zhu *et al.*¹⁵ propose the solidification sequence for Al-Cu-Fe alloys with low-Fe content⁴⁰. The authors showed that for 28 at.% Cu and 7.5 at.% Fe the solidification interval is approximately 380 K, i.e, liquid temperature equal 1253 K and solidus temperature equal 868 K. The sequence of transformations that occur during the solidification proposed by Zhang *et al.*⁴⁰ for the $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ alloy is as follows: $L + \lambda \Leftrightarrow L + IQC + \lambda \Leftrightarrow L + IQC + \omega \Leftrightarrow \beta + L + \omega \Leftrightarrow \eta + \omega + \theta$. Note that in the diffractogram of $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ powder (Fig. 8) all phases are

present except the orthorhombic η -AlCu phase. The powder used in the laser cladding was obtained from an ingot solidified in a metallic mold at a medium rate of 3.6 K/s. The η -AlCu is the last phase to be formed together with θ -Al₂Cu in temperature of 868 K during the Al₆₄Cu₂₈Fe₈ alloy solidification. The η -AlCu has its occurrence confirmed in literature for small cooling rates or after annealing treatments¹⁰⁻¹².

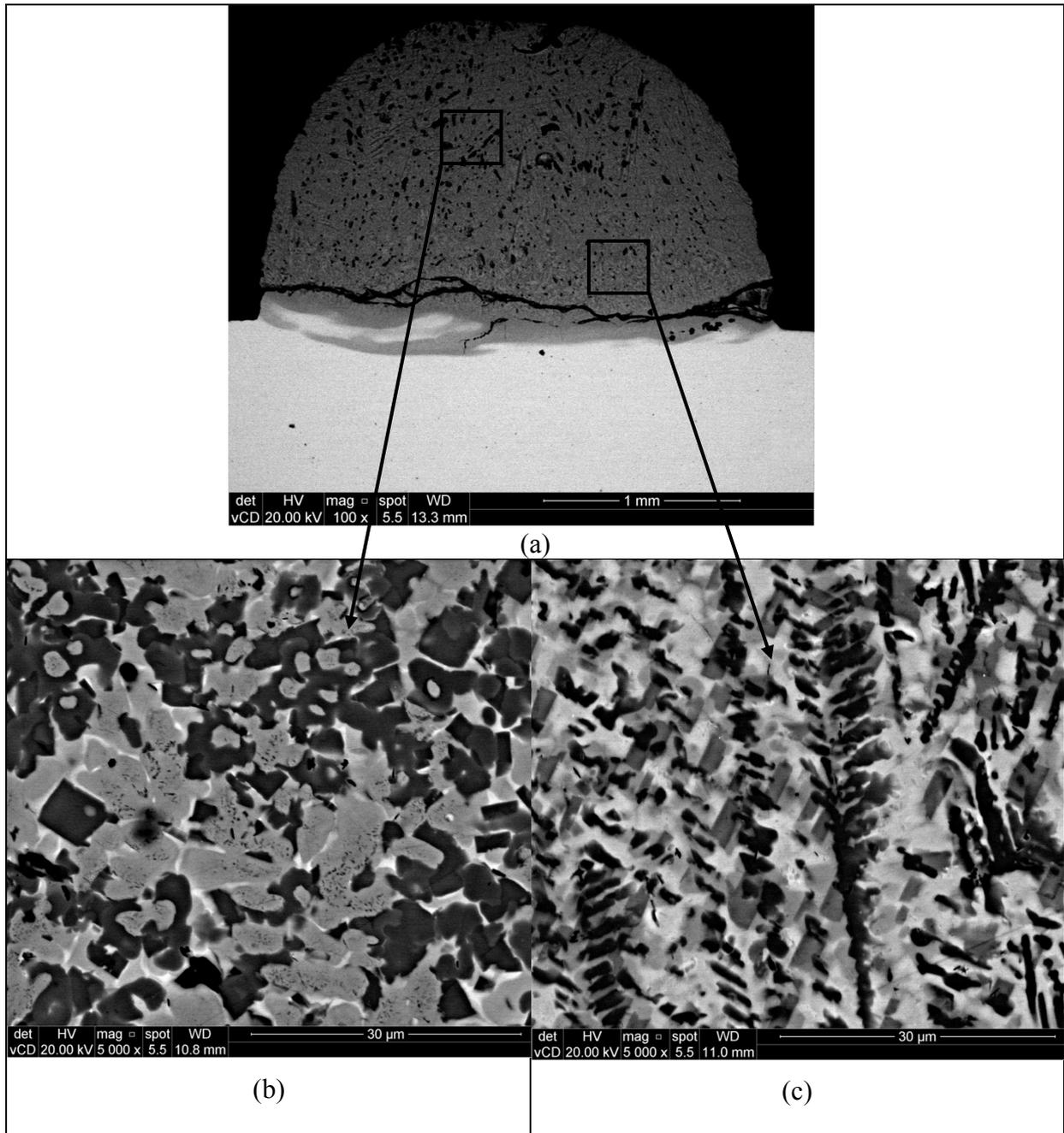


Figure 9 SEM-BSE images of the as-etching cross section of sample 6B. a) Low magnification; b) and c) magnification of 5.000x.

There is a clear indication of different levels of undercooling that the liquid undergoes before the nucleation of the primary phase during the solidification of AlCuFe alloys^{14,15,16}. In the process of melt crystallization in a mold, the undercool ability value is influenced by different factors, such as cooling rate, the temperature of the alloy melt and the number of melting-crystallization cycles¹⁶. It is difficult to accurately establish the transformations that occur during the solidification of a track in the laser cladding process, as there are many parameters to be considered. Analyzing the diffractogram of the sample 3A in Figure 8 and its microstructure in Figure 7 it is possible to propose that the β -phase was nucleated and grew from an undercooled liquid with high cooling rates. So, the remaining liquid, also undercooled, solidifies as ω -phase.

Figure 9(a) with low resolution shows the microstructural changes that occur due to the variation of the cooling rate towards the top of the coating, in the bead zone. At the top of coating, the cooling rate is lower, as it is further away from the substrate and therefore favors the formation of a β -phase matrix. Note that squares of ω -phase (dark-grey) are surrounded by the θ -phase (white).

We can easily identify in Figure 9(c) the monoclinic λ -Al₁₃Fe₄ phase (black) as being fragmented dendrites. The λ -phase is the first solid to be formed during Al₆₄Cu₂₈Fe₈ alloy solidification. However, due to the accelerated cooling of the clad it has part of its dendritic structure preserved. In sequence, the next phase IQC-phase is formed right after the ω -phase according to the phase diagram proposed by Zhang *et al.*⁴⁰. Note that medium-gray structure is the IQC-phase, and it is surrounded by tetragonal ω -Al₇Cu₂Fe (dark gray).

Based on the composition obtained in the EDS analysis of sample 2A in Figure 10, we conclude that the gray matrix associated with light gray structures is the β -AlFe (Cu) cubic phase. It is important to note that the β -AlFe (Cu) phase can exist in a wide range of compositions. According to Zhu et al. (2020), the β -AlFe (Cu) phase can be dissolved to values of around 54 at.% Cu.

Figure 10 shows SEM-BSE image and EDS analysis of β -AlFe(Cu), θ -Al₂Cu, IQC-phase and ω -Al₇Cu₂Fe present in sample 5B. Solidification sequence found in this work is like others reported for Zhu *et al.*¹⁵ and Zhang *et al.*⁴⁰ for Al₆₄Cu₂₈Fe₈ alloy for low solidification rates. Although the solidification process of the crystalline phases are well established, the η -AlCu phase was not identified in the bead zone. In a laser cladding of an Al-Cu-Fe alloy, the ω -Al₇Cu₂Fe phase formation was associated with a precipitation on the IQC-phase by heterogeneous nucleation¹⁶. It is clear in the SEM images (Fig. 10) that the ω -Al₇Cu₂Fe phase is forming around the IQC-phase, like what was previously suggested¹⁶.

Microstructures with multiple phases, as observed in Figure 7 (with letter B), were found in 7 of the 11 tracks obtained by laser cladding, but only five samples showed a small and centralized Dz dilution zone. Therefore, to avoid a large microstructural variation in the bead zone, we can deduce the geometric dilution zone (%D) to be greater than 60% and less than 90% and P/V must be greater than 1.7 W.min/mm.

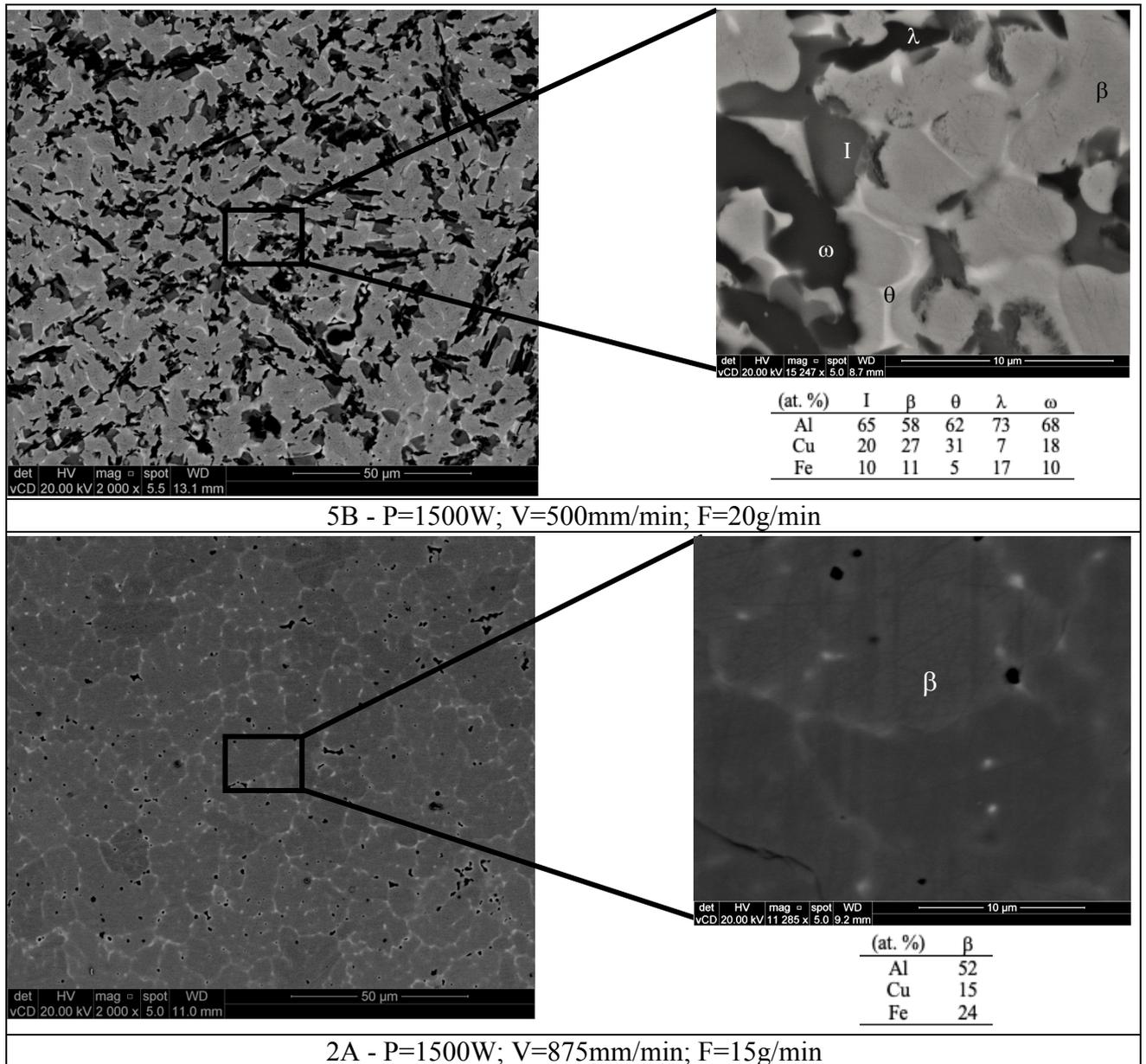


Figure 10 SEM-BSE images of samples 2A and 5B with the following phases marked: λ - $Al_{13}Fe_4$, θ - Al_2Cu , β - $AlFe(Cu)$, ω - Al_7Cu_2Fe and IQC-phase.

Conclusions

The influence of laser power (P), scanning speed (V) and the linear energy input (P/V) in the microstructure of $Al_{64}Cu_{28}Fe_8$ laser cladded on AISI 304 have been discussed in this paper. SEM-BSE images of cross-section of the tracks obtained by laser cladding showed that

maintaining the linear energy input between 1.0 - 1.7 W.min/mm, occurs the formation of a microstructure with β -AlFe(Cu) dendrites and the ω -Al₇Cu₂Fe interdendritic phase. Linear energy input greater than 1.7 W.min/mm favors the microstructure formation with several phases, including the IQC phase.

Symmetric dilution zones, centralized and with depth between 345 - 138 mm were obtained with linear energy input between 2.0 - 2.4 W.min/mm. The smallest microstructural variations in the coating bead zone were found with geometric dilutions (%D) greater than 60% and less than 90% for P/V greater than 1.7 W.min/mm.

Finally, the choice of suitable parameters for obtaining IQC-phase in laser coating depends mainly on the relationship between the laser power and the scanning speed employed in the process.

Acknowledgments

The authors would like to thank the Pontifical Catholic University of Rio Grande do Sul (PUCRS) and SENAI-Joinville for supporting their research.

This study was financed in part by the Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Finance Code 001.

References

1. Shechtman D, Blech I, Gratias D, Cahn JW. Metallic Phase with Long-Range Orientational and No Translational Symmetry. *Physical Review Letters*. 1984;53(20):1951-1954.

2. Gogebakan M, Avar B, Tarakci M. Microstructures and Mechanical Properties of Conventionally Solidified Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(1):316-319.
3. Dubois J. Properties- and applications of quasicrystals and complex metallic alloys. *Chemical Society Reviews*. 2012;41(20):6760.
4. Huttunen-Saarivirta E. Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al-Cu-Fe alloys: a review. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004; 363(1-2):150-174.
5. Dubois J. *Useful quasicrystals*. New Jersey: World Scientific; 2005.
6. Silva Guedes de Lima BA, Medeiros Gomes R, Guedes de Lima SJ, et al. Self-lubricating, low-friction, wear-resistant Al-based quasicrystalline coatings. *Science and Technology of Advanced Materials*. 2016;17(1):71-79.
7. Parsamehr H, Chen T, Wang D, Leu M, Han I, Xi Z et al. Thermal spray coating of Al-Cu-Fe quasicrystals: Dynamic observations and surface properties. *Materialia*. 2019;8:100432.
8. Bradley A, Goldschmidt H. An X-ray study of slowly cooled iron-copper-aluminum alloys. *Journal of the Institute of Metals*. 1939;6:157-210.
9. Tsai A, Inoue A, Masumoto T. Preparation of a new Al-Cu-Fe quasicrystal with large grain sizes by rapid solidification. *Journal of Materials Science Letters*. 1987;6(12):1403-1405.

10. Holland-Moritz D, Schroers J, Grushko B, Herlach D, Urban K. Dependence of phase selection and micro structure of quasicrystal-forming Al-Cu-Fe alloys on the processing and solidification conditions. *Materials Science and Engineering: A*. 1997;226-228:976-980.
11. Lee S, Jeon H, Kim B, Kim W, Kim D. Solidification sequence of the icosahedral quasicrystal forming Al-Cu-Fe alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;304-306:871-878.
12. Gögebakan M, Avar B, Uzun O. Quasicrystalline phase formation in the conventionally solidified Al-Cu-Fe system. *Materials Science Poland*. 2009;27(3):919-926.
13. Suárez M, Esquivel R, Alcántara J, Dorantes H, Chávez J. Effect of chemical composition on the microstructure and hardness of Al-Cu-Fe alloy. *Materials Characterization*. 2011;62(9):917-923.
14. Avar B, Gögebakan M, Yilmaz F. Characterization of the icosahedral quasicrystalline phase in rapidly solidified Al-Cu-Fe alloys. *Zeitschrift für Kristallographie*. 2008;223:731-734.
15. Zhu L, Soto-Medina S, Cuadrado-Castillo W, Hennig R, Manuel M. New experimental studies on the phase diagram of the Al-Cu-Fe quasicrystal-forming system. *Materials & Design*. 2019;185:108186.
16. Zhang LM, Lück R. Phase Diagram of the Al-Cu-Fe Quasicrystal-Forming Alloy System. III. Isothermal Sections. *Zeitschrift für Metallkunde*. 2003;94(2):108-115.
17. Kerr HW, Kurz W. Solidification of peritectic alloys. *International Materials Reviews*. 1996;41(4):129-164.

18. Dubois J, Belin-Ferré E. Complex metallic alloys. Weinheim: Wiley-VCH Verlag; 2011.
19. Majumdar J, Manna I. Laser processing of materials. *Sadhana*. 2003;28(3-4):495-562.
20. Gangxian G, Anfeng A, Dichen L. Effect of Process Parameters on Surface Smoothness in Laser Cladding. *Chinese Journal of Lasers*. 2010;37(1):296-301.
21. Farshidianfar MH, Khajepour A, Gerlich AP. Effect of real-time cooling rate on microstructure in Laser Additive Manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016;231:468-478.
22. Fu F, Zhang Y, Chang G, Dai J. Analysis on the physical mechanism of laser cladding crack and its influence factors. *Optik*. 2016;127(1):200-202.
23. Goodarzi DM, Pekkarinen J, Salminen A. Effect of process parameters in laser cladding on substrate melted areas and substrate melted shape. *Journal of Laser Applications*. 2015;27(S2).
24. Lee C, Park H, Yoo J, Lee C, Woo W, Park S. Residual stress and crack initiation in laser clad composite layer with Co-based alloy and WC + NiCr. *Applied Surface Science*. 2015;345:286-294.
25. Biswas K, Galun R, Mordike BL, Chattopadhyay K. Laser cladding of quasicrystal forming Al-Cu-Fe on aluminum. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2004;334-335:517-523.
26. Biswas K, Galun R, Mordike BL, Chattopadhyay K. Laser Cladding of Quasicrystal Forming Al-Cu-Fe-Bi on an Al-Si Alloy Substrate. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005;36:1947-1964.

27. Gharehbaghi F, Fatoba OS, Akinlabi ET. Influence of scanning speed on the microstructure of deposited Al-Cu-Fe coating on a titanium alloy substrate by laser metal deposition process. In: Proceedings of the IEEE 9th International Conference of Mechanical and Intelligent Manufacturing Technologies (ICMIMT); 2018; Cape Town, South Africa. p. 44-49.
28. Feng L, Fleury E, Zhang G. Preparation of Al-Cu-Fe-(Sn,Si) quasicrystalline bulks by laser multilayer cladding. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2012;19(5):434-440.
29. Swenson CA, Lograddo TA, Ross AR, Anderson NA. Linear thermal expansivity (1-300 K), specific heat (1-108 K), and electrical resistivity of the icosahedral quasicrystal $i\text{-Al}_{61.4}\text{Cu}_{25.4}\text{Fe}_{13.2}$. Physical Review B. 2002;66(18).
30. Alam M, Urbanic J, Saqib SM, Edrisy A. Effect of Process Parameters on the Microstructural Evolutions of Laser Cladded 420 Martensitic Stainless Steel. In: Proceedings of the Materials Science and Technology Conference and Exhibition (MS&T); 2015 Oct 4 – 8; Greater Columbus Convention Center, Columbus, Ohio, USA. p. 35-54.
31. Teixeira MF, Pacheco JT, Silva LJ, Rabelo A, Pereira M, Niño CE. Wear resistance of a Metco 1030A hard coating deposited on Hadfield steel by laser cladding for ore comminution application. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2021;112:1873-1884.
32. Zhang H, Shi Y, Kutsuna M, Xu G. Laser cladding of Colmonoy 6 powder on AISI316L austenitic stainless steel. Nuclear Engineering and Design. 2010;240(10):2691-2696.

33. Haldar B, Saha P. Identifying defects and problems in laser cladding and suggestions of some remedies for the same. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5(5):13090–13101.
34. Toyserkani E, Khajepour A, Corbin S. *Laser cladding*. Boca Raton: CRC; 2005.
35. Alizadeh-Sh M, Marashi SPH, Ranjbarnodeh E, Shoja-Razavi R, Oliveira JP. Prediction of solidification cracking by an empirical-statistical analysis for laser cladding of Inconel 718 powder on a non-weldable substrate. *Optics & Laser Technology*. 2020;128:106244.
36. Cus F, Zuperl U, Irgolic T. Effects of laser cladding parameters on microstructure properties and surface roughness of graded material. *Proceedings in Manufacturing Systems*. 2015;10(2):77-82.
37. Zhang P, Yan H, Yao C, Li Z, Yu Z, Xu P. Synthesis of Fe-Ni-B-Si-Nb amorphous and crystalline composite coatings by laser cladding and remelting. *Surface and Coatings Technology*. 2011;206(6):1229-1236.
38. Madel C, Schwalbe G, Haberkern G, Haüssler P. Hume-Rothery effects in amorphous and quasicrystalline Al-Cu-Fe. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;294-296:535-538.
39. Fiorese E, Bonollo F, Timelli G, et al. New classification of defects and imperfections for aluminum alloy castings. *International Journal of Metalcasting*. 2015;9:55-66.
40. Zhang L, Schneider J, Luck R. Phase transformations and phase stability of the AlCuFe alloys with low-Fe content. *Intermetallics*. 2005;13(11):1195-1206.

41. Xi W, Song B, Zhao Y, Tianbiao Y, Wang J. Geometry and dilution rate analysis and prediction of laser cladding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019;103:4695–4702.

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Trincas

Apesar de todas as vantagens do processo de revestimento a laser, um problema frequente são as rachaduras ou trincas. Elas costumam ser causadas por uma diferença entre o coeficiente de expansão térmica do substrato e o material depositado ou em decorrência das altas taxas de solidificação (Lee *et al.*, 2015). Se a fissura for paralela à superfície, pode ocorrer fragmentação do revestimento. Se as rachaduras forem verticais, elas podem contribuir acomodando tensões e estendendo a vida útil do ciclo térmico (Haldar e Saha, 2018).

Na Figura 5.1 é observada a propagação de trincas nas amostras 4B e 2A. É interessante observar que nas amostras onde prevaleceu a fase β -AlCuFe, como a 2A, as trincas propagaram verticalmente. Já nas amostras que apresentaram mais de uma fase cristalina e a fase IQC, como a 4B, a propagação das trincas foram horizontais. Isso pode ser atribuído aos parâmetros do laser, que influenciam na taxa de solidificação, sendo esta intimamente relacionada com a microestrutura do depósito.

Alguns estudos atribuem a formação de trincas aos parâmetros do laser. Por exemplo, as rachaduras tendem a diminuir com o aumento da potência do laser e manutenção de outros parâmetros (Fu *et al.*, 2016). Além disso, a redução na taxa de alimentação e o aumento na potência do laser apresentaram menor propagação de trincas, principalmente devido ao aumento da densidade de energia (Gangxian *et al.*, 2010). Porém, a principal causa das rachaduras continua sendo o estresse térmico causado pela rápida solidificação no processo de revestimento a laser.

O pré-aquecimento do substrato é uma alternativa para reduzir o estresse térmico. Isso sugere que os parâmetros do laser e o pré-aquecimento do substrato

podem ser úteis para evitar trincas, mas precisam ser analisados com cuidado, pois muito calor ou variações em diferentes parâmetros podem aumentar a formação de trincas novamente.

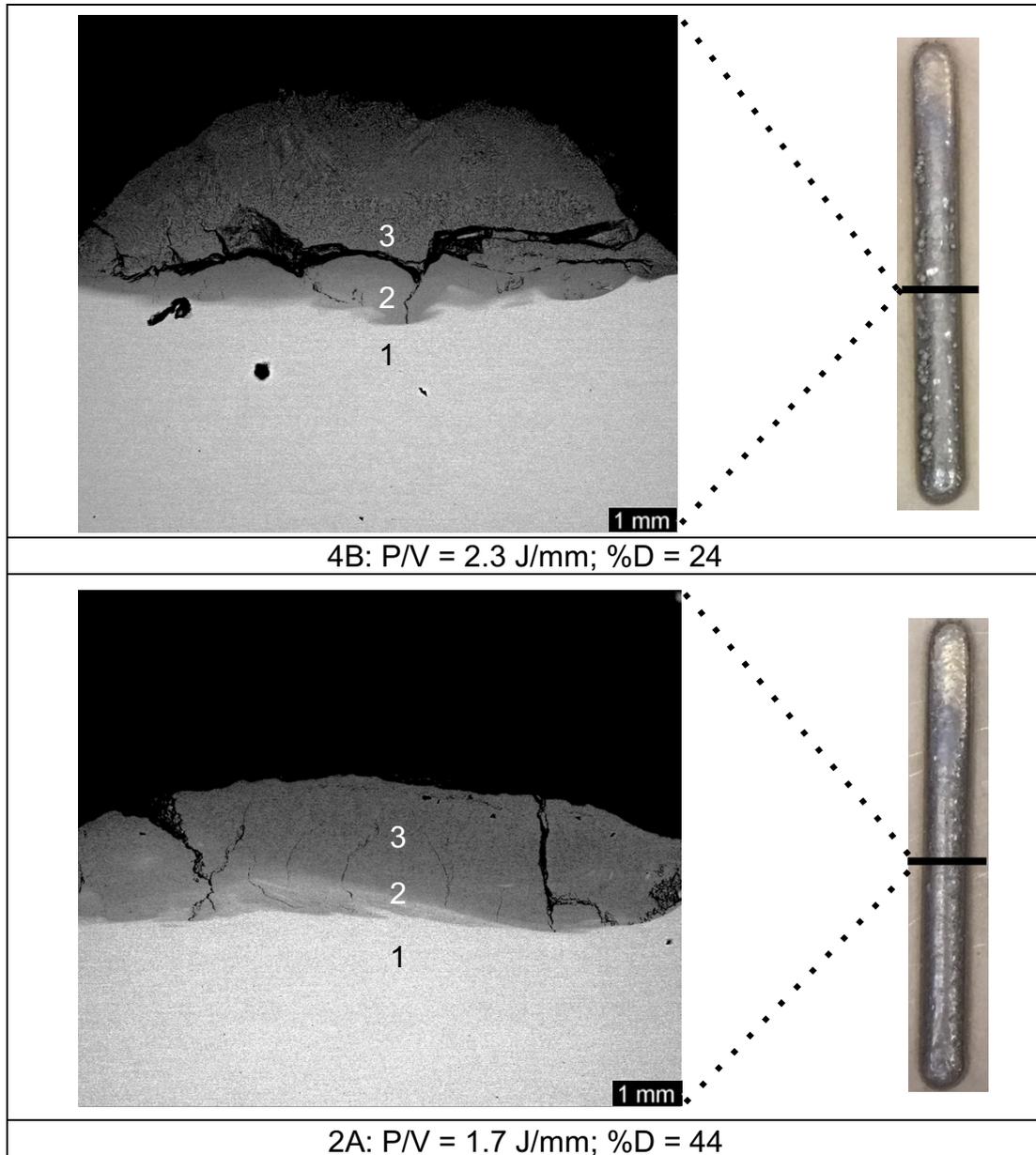


Figura 5.1. Imagens da microscopia eletrônica de varredura de corte transversal das amostras 37 e 40G. A Tabela 5.1 apresenta os valores da composição química dos pontos 1 (substrato), 2 (ZAC) e 3 (depósito).

A partir da Tabela 5.1, é possível observar que o ponto 2 é o resultado de uma combinação entre os componentes do pó depositado e do substrato, indicando que

ocorreu a fusão entre ambos. Essa fusão é indício de que houve a adesão entre o substrato e o pó depositado, isso foi observado em todas as amostras analisadas.

Tabela 5.1. Composição química referente aos pontos da Figura 5.1.

Amostra	Ponto	Al (wt.%)	Cr (wt.%)	Cu (wt.%)	Fe (wt.%)	Ni (wt.%)	Si (wt.%)
4B	1	0,17	19,15	0,13	72,55	7,41	0,59
	2	24,26	13,49	8,32	50,22	3,72	-
	3	42,56	2,35	30,45	22,92	1,72	-
3A	1	0,04	19,57	0,08	71,45	8,27	0,60
	2	32,81	6,15	23,50	33,92	3,36	0,25
	3	42,07	2,65	32,25	18,12	1,91	-

Influência do processo de refusão

O processo de refusão ou, como também é conhecido, multicamadas, consiste em reaplicar o laser sobre o depósito mantendo os parâmetros anteriores. O indicativo “R” no nome das amostras indica que foi realizada refusão.

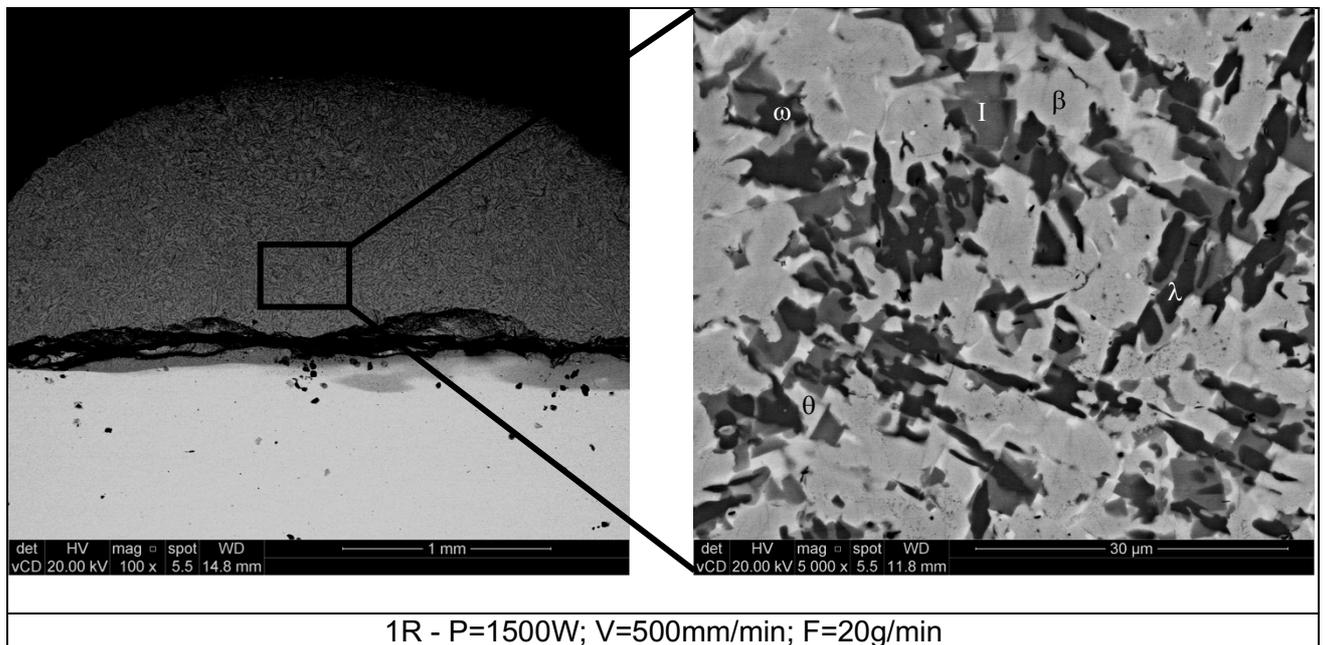
Dai *et al.* (2018) trabalharam com *laser cladding* de revestimentos de WC/Fe e concluíram que a refusão é eficaz para reduzir a suscetibilidade de fraturas e outros defeitos. Isso está associado a dois fatores: primeiro que a poça de fusão é fundida novamente no processo, fazendo com que partículas que talvez não fossem fundidas na primeira passagem do laser possam se fundir agora. Segundo, a temperatura do substrato e do depósito aumenta significativamente na segunda passagem do laser, o que reduz a taxa de resfriamento e o gradiente de temperatura, resultando em menos estresse térmico e, conseqüentemente, menos probabilidade de rachaduras.

Em outro estudo, Sousa *et al.* (2020) utilizam pó da liga Ni-Cr-B-Si 1545 sobre substrato de ASTM A36 e, também, atribuem a redução de trincas a diminuição do gradiente térmico causado pela refusão. Isso reduz as tensões térmicas que são fonte

de nucleação de trincas. Além do processo de refusão, é sugerido o pré-aquecimento do substrato para contribuir com um depósito homogêneo e com menos trincas.

Foi possível observar pelas imagens da microscopia eletrônica de varredura da Figura 5.2 que a amostra 1R apresentou microestrutura multifásica compatível com as amostras associadas à letra B e na 2R identifica-se uma microestrutura correspondente a resfriamento muito rápido, similar às amostras com a letra A. Além disso, apesar de ambas as amostras desenvolverem muitas trincas, a amostra 2R chama atenção pelo excesso das mesmas. As rachaduras e trincas de um modo geral poderiam ser reduzidas se o substrato fosse aquecido previamente, mas acredita-se também que neste trabalho o processo de corte tenha influenciado o surgimento destas trincas.

Para um melhor embasamento do comportamento da microestrutura e do depósito quando refundido, mais amostras devem ser realizadas com refusão para que o estudo seja aprofundado e para garantir uma padronização.



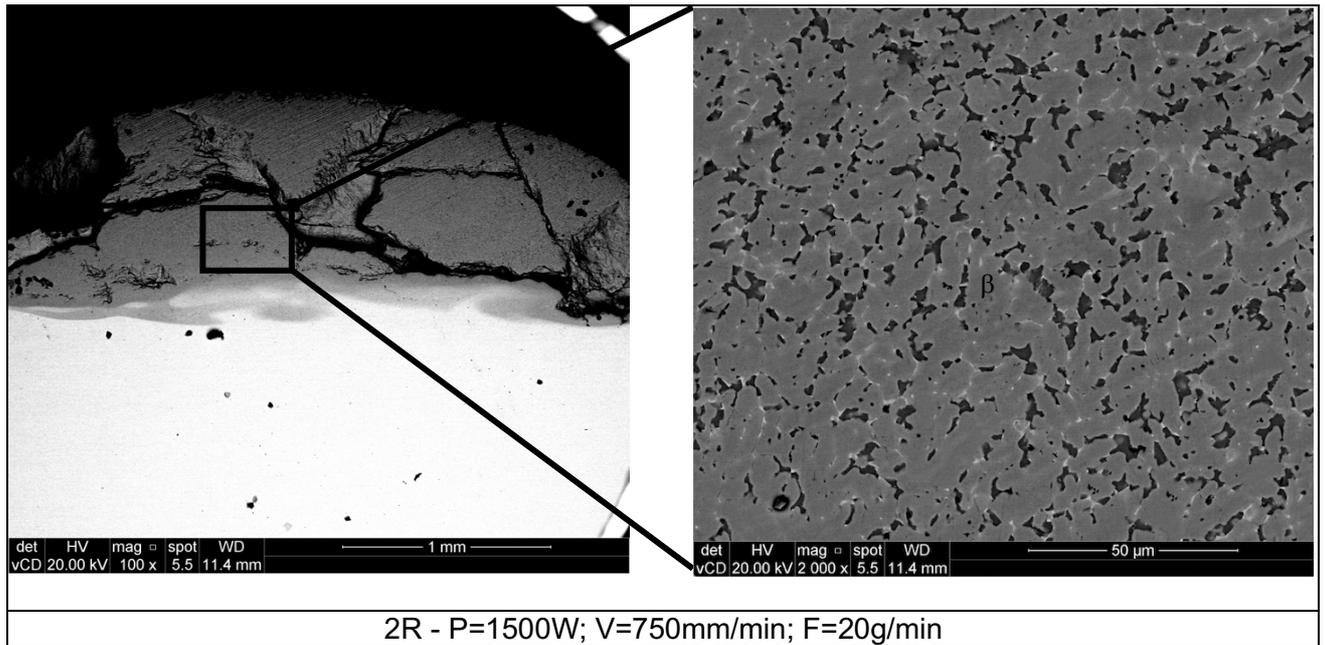


Figura 5.2. Imagem de microscopia eletrônica de varredura das amostras 1R e 2R que sofrerão o processo de refusão.

6. CONCLUSÕES

Esse trabalho discutiu como os parâmetros do *laser cladding* influenciam na microestrutura do pó da liga $\text{Al}_{64}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_8$ depositada sobre substrato de aço inoxidável AISI 304. As seguintes conclusões foram obtidas:

- A morfologia e o volume da zona de diluição contribuem para a formação ou não da fase IQC no depósito. Isso sugere que determinados valores para a potência do laser e da velocidade de varredura determinam como será a zona de diluição.
- Quando a energia de entrada linear (P/V) estiver acima de 2.0 W.min/mm as fases $\lambda\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$, IQC, $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ e $\beta\text{-AlFe (Cu)}$ são formadas no depósito.
- Para valores da energia de entrada linear entre 1.0 W.min/mm e 1.7 W.min/mm, apenas as fases $\beta\text{-AlFe(Cu)}$ e $\omega\text{-Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ foram identificadas.
- Fases quasicristalinas são possíveis de se obter através do processo de *laser cladding* desde que os parâmetros de deposição sejam apropriados.

7. PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

Com os resultados e conclusões obtidos deste trabalho um leque de possibilidades se abrem para aprofundar o assunto. Destaca-se:

- Realizar ensaios de dureza e desgaste para avaliar as propriedades mecânicas dos depósitos para eventual aplicação em revestimentos.
- Variar outros parâmetros de deposição visando confirmar que para os valores obtidos de energia linear de entrada a fase IQC se desenvolve.

8. BIBLIOGRÁFICAS

ABE, E. Electron Microscopy of Quasicrystals – where are the atoms?. **Chemical Society Reviews**, 41, p. 6787-6798, 2012.

AGOSTINHO, L.C.L.; Barbosa, C.M.B.M.; Nascimento, L.; Rodbari, J.R. Catalytic Dehydration of Methanol Dimethyl Ether (DME) Using The Al₆₂,2Cu₂₅,3Fe₁₂,5 Quasicrystalline Alloy. **Journal Chemical Engineering & Process Technology**, v. 4, p. 2-8, 2013.

ALIZADEH-SH, M.; Marashi, SPH.; Ranjbarnodeh, E.; Shoja-Razavi, R.; Oliveira, JP. Prediction of solidification cracking by an empirical-statistical analysis for laser cladding of Inconel 718 powder on a non-weldable substrate. **Optics & Laser Technology**, v. 128, 2020.

BALDAN, R. **Tratamento térmico, deposição por laser cladding e oxidação isotérmica da superliga à base de níquel MAR-M247 modificada com nióbio**. Lorena. 2013. 180p. Tese (Doutorado em Ciências). Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Brasil.

BISWAS, K.; Galun, R.; Mordike, B.L.; Chattopadhyay, K. Laser cladding of quasicrystal forming Al-Cu-Fe on aluminum. **Journal of Non-Crystalline Solids**, 334-335, p.517, 2004.

BISWAS, K.; Chattopadhyay K. Formation of ω -Al₇Cu₂Fe phase during laser processing of quasicrystal-forming Al–Cu–Fe alloy. **Philosophical Magazine Letters**, v. 88, p. 219-230, 2008.

BRADLEYA, A.; Goldschmidt, H. An X-ray study of slowly cooled iron-copper-aluminium alloys. **Journal of the Institute of Metals**, v. 6, p. 157-210, 1939.

BRUNET, P.; Zhang, L.M.; Sordelet, D.J.; Besser, M.; Dubois, J.M. Comparative study of microstructural and tribological properties of sintered, bulk icosahedral samples. **Materials Science Engineering**, p. 294–296:74-78, 2000.

Dai, Q. L.; Luo, C. B.; You, F. Y. Crack Restraining Methods and their Effects on the Microstructures and Properties of Laser Cladded WC/Fe Coatings. **Materials**, v. 11, p. 2541, 2018.

DE LANGE, DF.; Hofman, JT.; Meijer, J. Influence of intensity distribution on the melt pool and clad shape for laser cladding. In Beyer E, Dausinger F, Ostendorf A, Otto A, editors, **Proceedings of the third International WLT-conference on Lasers in Manufacturing**, 14-17 June 2005, Munich, Germany. Stuttgart, Germany: AT-Fachverlag GmbH Stuttgart. 2005. p. 323-327.

DUBOIS, J.M.; Weinland, P. Matériaux de revêtement pour alliages métalliques et métaux, Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle brevet no. WO 90/01567, European patent registry number EP0356287 (1990); original French patent application number 8810559 from 1988 (1990).

DUBOIS, J.M.; Useful Quasicrystals, Singapore: **World Scientific Publishing**, 2005.

DUBOIS, J.M.; Properties and applications of quasicrystals and complex metallic alloys. **Chemical Society Review**, 41, p. 6760-6777, 2012.

FARAHMAND, P.; Liu, S.; Zhang, Z.; Kovacevic, R. Laser cladding assisted by induction heating of Ni–WC composite enhanced by nano-WC and La₂O₃. **Ceramics International**, 40, p. 15421–15438, 2014.

FAUDOT, F.; Quivy, A.; Calvayrac, Y.; Gratiat, D.; Harmelin, M. About the Al-Cu-Fe Icosahedral Phase Formation. **Materials Science Engineering**, 133, p 383–387, 1991.

FENG, L.; Fleury, E.; Zhang, G. Preparation of Al-Cu-Fe-(Sn,Si) quasicrystalline bulks by laser multilayer cladding. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 19, p. 434, 2012.

FU, F.; Zhang, Y.; Chang, G.; Dai, J. Analysis on the physical mechanism of laser cladding crack and its influence factors. **Optik**, v. 127, p. 200-202, 2016.

FU, Y.; Kang, N.; Liao, H.; Gao, Y.; Coddet, C. An investigation on selective laser melting of Al-Cu-Fe-Cr quasicrystal: From single layer to multilayer. **Intermetallics**, v. 86, p. 51-58, 2017.

GANGXIAN, G.; Anfeng, A.; Dichen, L. Effect of Process Parameters on Surface Smoothness in Laser Cladding. **Chinese Journal of Lasers**, v. 37, p. 296-301, 2010.

GAO, W.; Chang, C.; Li, G.; Xue, Y.; Wang, J.; Zhang, Z.; Lin, X. Study on the laser cladding of FeCrNi coating. **Optik**, 2018.

GOGEBAKAN, M.; Avar, B.; Tarakci, M. Microstructures and Mechanical Properties of Conventionally Solidified Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ Alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509S, p.316-319, 2011.

GOODARZI, DM.; Pekkarinen, J.; Salminen, A. Effect of process parameters in laser cladding on substrate melted areas and substrate melted shape. **Journal of Laser Applications**, v. 27, 2015.

GUI, J.; Wang, J.; Wang, R.; Liu, J.; Chen, F. On some discrepancies in the literature about the formation of icosahedral quasi-crystal in Al–Cu–Fe alloys. **Journal of Materials Research**, 16(4), 1037-1046, 2001.

GUO, J.Q.; Tsai, A.P. Single-crystal growth of the Al–Cu–Fe icosahedral quasicrystal from the ternary melt. **Journal of Material Research**, v. 16, n. 11, 3039-41, 2001.

HALDAR, B.; Saha, P. Identifying defects and problems in laser cladding and suggestions of some remedies for the same. **Mater. Today Proc**, v. 5, p. 13090–13101, 2018.

HUTTUNEN-SAARIVIRTA, E. Microstructure, Fabrication and Properties of Quasicrystalline Al-Cu-Fe Alloys: A Review. **Journal of Alloys and Compounds**, v.363, p.150 -174, 2004.

HUTTUNEN-SAARIVIRTA, E.; Vuorinen, J. Preparation and characterisation of melt-spun Al-Cu-Fe quasicrystals. **Intermetallics**, v.13, p. 885-895, 2005.

ION, J. Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application. **Elsevier**, 2005.

JAE-DO KIM, Y.P. Plunging method for Nd:YAG laser cladding with wire feeding. **Optics and Lasers in Engineering**, vol. 33, no. 4, pp. 299-309, 2000.

JAMSHID, A.L.C.L.; Nascimento, L.; Rodbari, R.J.; Barbosa, J.F.; Machado, F.L.A. Use Alloy Quasicrystalline Al_{62,2}Cu_{25,3}Fe_{12,5} for Steam Reforming of Methanol: Olefins Produce Methanol. **Journal Chemical Engineering & Technology**, v.5, p. 187, 2014.

JANOT, C. Quasicrystals: A Primer. **Oxford Univ. Press**. New York, 1992.

JENKS, C. J.; Thiel, P. A. Quasicrystals: A Short Review from a Surface Science Perspective. **Langmuir**, v. 14, pp. 1392-1397, 1998.

JU, J.; Zhou, Y.; Kang, M.; Wang, J. Optimization of Process Parameters, Microstructure, and Properties of Laser Cladding Fe-Based Alloy on 42CrMo Steel Roller. **Materials**, v. 11, 2018.

KOU, S. Welding Metallurgy 2nd ed. **John Wiley & Sons**, 2003.

LEE, S.; Jeon, H.; Kim, B.; Kim, W.; Kim, D. Solidification sequence of the icosahedral quasicrystal forming Al-Cu-Fe alloys. **Materials Science and Engineering: A**, p. 871-878, 2001.

LEE, C.; Park, H.; Yoo, J.; Woo, W.; Park, S. Residual stress and crack initiation in laser clad composite layer with Co-based alloy and WC + NiCr. **Applied Surface Science**, v. 345, p. 286-294, 2015.

LIU, J.; Yu, H.; Chen, C.; Weng, F.; Dai, J. Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: A review. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 93, p. 195-210, 2017.

MACIA, E. Quasicrystals and the quest for next generation thermoelectric materials. **Critical Reviews in Solid State and Material Sciences**, n.37, n.4, p. 215-222, 2014.

MAI, Z.; Zhang, B.; Hui, M.; Huang, Z.; Chen, X. Study of large size quasicrystal in Al₆Li₃Cu alloy. **Mat. Set. Forum**, 22-4, p. 591-600, 1987.

MAJUMDAR, J.D.; Manna, I. Laser processing of materials. **Sadhana**, 28, p. 495-562, 2003.

MAJUMDAR, J.D. Laser gas alloying of Ti-6Al-4V. **Physics Procedia**, 12, p. 472–477, 2011.

NAGLIC, I.; Samardžija, Z.; Delijić, K. *et al.* Metastable quasicrystals in Al–Mn alloys containing copper, magnesium and silicon. **Journal of Materials Science**, 52, p. 13657–13668, 2017.

OCELÍK, V.; De Hosson, J. T. M. Thick Metallic Coatings Produced by Coaxial and Side Laser Cladding: Processing and Properties. In: **Advances in Laser Materials Processing**. 2. ed. Woodhead Publishing Series, 2018. cap. 15, p. 413-459.

O.G. Symko, T. Klein, D. Kieda, Formation and applications of AlCuFe quasicrystalline thin films. United-States Patent number 6,294,030 B1 (September 2001).

OUYANG, J.H.; Nowotny, S.; Richter, A.; Beyer, E. Laser Cladding of Yttria Partially Stabilized ZrO₂ (YPSZ) Ceramic Coatings on Aluminum Alloys. **Ceramics International**, 27, p. 15-24, 2001.

PARSAMEHR, H.; Chen, T.; Wang, D.; Leu, M.; Han, I.; Xi, Z. *et al.* Thermal spray coating of Al-Cu-Fe quasicrystals: Dynamic observations and surface properties. **Materialia**, 8, 100432, 2019.

PLOOY, R.; Akinlabi, E.T. Analysis of laser cladding of Titanium alloy. **Materials Today: Proceedings**, v.5, p.19594-19603, 2018.

PODCHERNYAEYA, I.A.; Panasyuk, A. D.; Teplenko, M. A.; Podol, V. I. Protective coatings on heat-resistant nickel alloys: review. **Powder Metall. Met. Ceram.**, 39, p. 434-444, 2000.

RABSON, D.A. Toward theories of friction and adhesion on quasicrystals. **Progress in Surface Science**. 87. p. 253–271, 2012

RIVIER, N. Non-stick quasicrystalline coatings. **Journal of Non-Crystalline Solids**, 153 & 154, p. 458–462, 1993.

SCHECHTMAN, D.; Blech, I.; Gratias, D.; Cahn, J.W. Metallic Phase with Long-Range Orientational Order and No Translational Symmetry. **Physical Review Letters**, v. 53, p.2477, 1984.

SCHURACK, F.; Eckert, J.; Schultz, L. Synthesis and mechanical properties of cast quasicrystal-reinforced Al alloys. **Acta Materialia**, 49, p. 1351-1361, 2001.

SEXTON, L.; Lavin, S.; Byrne, G.; Kennedy, A. Laser cladding of aerospace materials. **Journal of Materials Processing Technology**, 122, p. 63-68, 2002.

SHAITURA, D. S.; Enaleeva, A.A. Fabrication of Quasicrystalline Coatings: A Review. **Crystallography Reports**, v.52, pp.945-952, 2007.

SHAYANFAR, P.; Daneshmanesh, H.; Janghorban, K. Parameters Optimization for Laser Cladding of Inconel 625 on ASTM A592 Steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, p. 8258-8265, 2020.

SIDDIQUI, A.A.; Dubey, A.K. Recent trends in laser cladding and surface alloying. **Optics and Laser Technology**, v. 134, 2021.

SMUROV, I. Laser cladding and laser assisted direct manufacturing. **Surface & Coatings Technology**, vol. 202, p. 4496-4502, 2008.

SOUSA, J.M.S. **Análise das propriedades tribológicas de revestimentos de Ni-Cr-B-Si depositados via laser cladding a pó**. Florianópolis. 2019. 138p. Dissertação (Mestre em Engenharia Mecânica). Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil.

SOUSA, Jurandir Marcos Sá de *et al.* Effect of Laser Remelting on Tribological Performance of Ni-Cr-B-Si Coatings Deposited by Laser Metal Deposition. **Soldagem e Inspeção**, v. 25, e2515, 2020 .

STEURER, W. The structure of quasicrystals. *Z. Krist*, v.190, p.179-234, 1990.

STEURER, W.; Deloudi, S. Fascinating quasicrystals. **Acta crystallographica. Section A, Foundations of crystallography**. 64, p. 1-11, 2007.

STEURER, W.; Deloudi, S. Crystallography of Quasicrystals. **Springer**, 2009.

SUÁREZ MA, Esquivel R, Alcántara J, Dorantes H, Chávez, J.F. Effect of chemical composition on the microstructure and hardness of Al–Cu–Fe alloy. **Materials Characterization**, v. 62, p. 917–923, 2011.

SUN, J.; Liu, X.; Tong, Y.; Deng, D. A comparative study on welding temperature fields, residual stress distributions and deformations induced by laser beam welding and CO₂ gas arc welding. **Materials & Design**, 63, p. 519-530, 2014.

TAKASAKI, A.; Kelton, K.F. Hydrogen storage in Ti-based quasicrystal powders produced by mechanical alloying. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 31, p. 183-190, 2006.

TIAN, Y.S.; Chen, C.Z.; Li, S.T.; Huo, Q.H. Research progress on laser surface modification of titanium alloys. **Applied Surface Science**, 242, p. 177-184, 2005.

TILLEY, R. J. D. Crystals and Crystal Structures. New York: **John Wiley & Sons Ltd.**, 2006.

TORIMS, T. The application of laser cladding to mechanical component repair, renovation and regeneration. In: **DAAAM International Scientific Book**. Vienna, 2013, p. 587-608.

TOYSERKANI, E.; Khajepour, A.; Corbin, S. Laser Cladding. **CRC Press**, 2005.

TRAMBLY DE LAISSARDIÈRE, G.; Julien, J-P.; Mayou, D. Electronic transport in AlMn(Si) and AlCuFe quasicrystals: Break-down of the semiclassical model. **Philosophical Magazine**, v. 88, 2132-2144, 2007.

TSAI, A.P. Discovery of stable icosahedral quasicrystals: progress in understanding structure and properties. **Chemical Society Reviews**, v. 42, p. 5353-5365, 2013.

TWI. Development of Novel and Cost-Effective Corrosion Resistant Coatings for High Temperature Geothermal Applications. 2019.

VYAS, A.; Menghani, J. Parametric investigation of laser assisted cladding process: A review. **Materials Today: Proceedings**. 2021.

WOLF, W.; Coury, F.; Kaufman, M.; Bolfarini, C.; Kiminami, C.; Botta, W. The formation of quasicrystals in Al-Cu-Fe-(M = Cr,Ni) melt-spun ribbons. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 731, p. 1288-1294, 2018.

WOLF, W.; Bolfarini, C.; Kiminami, C. et al. Recent developments on fabrication of Al-matrix composites reinforced with quasicrystals: From metastable to conventional processing. **Journal of Materials Research**, p. 1-17, 2020.

XI, W.; Song, B.; Zhao, Y.; Yu, T. ; Wang, J. Geometry and dilution rate analysis and prediction of laser cladding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 103, p. 4695-4702, 2019.

YADAV, T.P.; Mukhopadhyay, N. K.; Srivastava, O.N. Quasicrystal: bulk to nano. **Banaras Metall**, v. 19, p. 53-64, 2014.

YADAV, T.; Mukhopadhyay, N.K. Quasicrystal: a low-frictional novel material. **Current Opinion in Chemical Engineering**, v. 19, p. 163-169, 2018.

YOKOYAMA, Y.; Fukaura, K.; Sunada, H.; Note, R.; Hiraga, K.; Inoue, A. Production of single Al₆₄Cu₂₃Fe₁₃ icosahedral quasicrystal with the Czochralski method. **Materials Science and Engineering: A**, v. 294-296, p. 68-73, 2000.

ZHANG, L.M.; Lück, R. Phase Diagram of the Al-Cu-Fe Quasicrystal-Forming Alloy System. II. Isopleths. **Z. Metallkd.**, v. 94(2), p. 98-107, 2003.

ZHANG, H.; Shi, Y.; Kutsuna, M.; Xu, G.J. Laser Cladding of Colmonoy 6 Powder on AISI316L Austenitic Stainless Steel. **Nuclear Engineering and Design**, 240(10), pp 2691–2696, 2010.

ZHONG, M.; Liu, W. Laser surface cladding: the state of the art and challenges. **J. Mech. Eng. Sci.** 224, p. 1041-1060, 2010.

ZHOU, S.; Zeng, X.; Hu, Q.; Huang, Y. Analysis of crack behavior for Ni-based WC composite coatings by laser cladding and crack-free realization. **Applied Surface Science**, 255, p. 1646-1653, 2008.

ZHU, L.; Soto-Medina, S.; Cuadrado-Castillo, W.; Hennig, R.; Manuel, M. New experimental studies on the phase diagram of the Al-Cu-Fe quasicrystal-forming system. **Materials & Design**, v. 185, 2019.

ZHU, L.; Xue, P.; Lan, Q. ; Meng, G.; Ren, Y.; Yang, Z.; Xu, P.; Liu, Z. Recent research and development status of laser cladding: A review. **Optics & Laser Technology**, v. 138, 2021.

ANEXOS

3/7/2021 ScholarOne Manuscripts

 **Materials Research**

[# Home](#)

[✎ Author](#)

[🗨 Review](#)

Submission Confirmation [Print](#)

Thank you for your submission

Submitted to
Materials Research

Manuscript ID
MR-2021-0114

Title
Laser Cladding of Al-Cu-Fe Alloy Powder on AISI 304 Substrate: Microstructure Characterization

Authors
Farina, Maria Eduarda
Dedavid, Berenice
Felipe Teixeira , Moises
Cunha, Alexandre

Date Submitted
07-Mar-2021

[Author Dashboard](#)



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria de Graduação
Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 1 - 3º. andar
Porto Alegre - RS - Brasil
Fone: (51) 3320-3500 - Fax: (51) 3339-1564
E-mail: prograd@pucrs.br
Site: www.pucrs.br