

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO**  
**ENGENHARIA MECÂNICA**

**GEOVANNA PINHEIRO DE SOUZA**

**EFEITO DA TEMPERATURA DE INTERCAMADA NA LIGA A BASE DE  
FeCrC-Ti NA FABRICAÇÃO DE PRÉ-FORMAS VIA MANUFATURA ADITIVA  
POR DEPOSIÇÃO À ARCO (MADA).**

**GOIÂNIA**

**2023**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS  
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

## TERMO DE CIÊNCIA E DE AUTORIZAÇÃO PARA DISPONIBILIZAR VERSÕES ELETRÔNICAS DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO DE GRADUAÇÃO NO REPOSITÓRIO INSTITUCIONAL DA UFG

Na qualidade de titular dos direitos de autor, autorizo a Universidade Federal de Goiás (UFG) a disponibilizar, gratuitamente, por meio do Repositório Institucional (RI/UFG), regulamentado pela Resolução CEPEC no 1240/2014, sem ressarcimento dos direitos autorais, de acordo com a Lei no 9.610/98, o documento conforme permissões assinaladas abaixo, para fins de leitura, impressão e/ou download, a título de divulgação da produção científica brasileira, a partir desta data.

O conteúdo dos Trabalhos de Conclusão dos Cursos de Graduação disponibilizado no RI/UFG é de responsabilidade exclusiva dos autores. Ao encaminhar(em) o produto final, o(s) autor(a)(es)(as) e o(a) orientador(a) firmam o compromisso de que o trabalho não contém nenhuma violação de quaisquer direitos autorais ou outro direito de terceiros.

### 1. Identificação do Trabalho de Conclusão de Curso de Graduação (TCCG)

Nome(s) completo(s) do(a)(s) autor(a)(es)(as): Geovanna Pinheiro de Souza

Título do trabalho: Efeito da Temperatura de Intercamada na Liga a Base de FeCrC-Ti na Fabricação de Pré-Formas via Manufatura Aditiva por Deposição à Arco (MADA)

### 2. Informações de acesso ao documento (este campo deve ser preenchido pelo orientador) Concorda com a liberação total do documento [ x ] SIM [ ] NÃO<sup>1</sup>

[1] Neste caso o documento será embargado por até um ano a partir da data de defesa. Após esse período, a possível disponibilização ocorrerá apenas mediante: a) consulta ao(à)(s) autor(a)(es)(as) e ao(à) orientador(a); b) novo Termo de Ciência e de Autorização (TECA) assinado e inserido no arquivo do TCCG. O documento não será disponibilizado durante o período de embargo.

#### Casos de embargo:

- Solicitação de registro de patente;
- Submissão de artigo em revista científica;
- Publicação como capítulo de livro.

**Obs.: Este termo deve ser assinado no SEI pelo orientador e pelo autor.**



Documento assinado eletronicamente por **Geovanna Pinheiro De Souza, Discente**, em 15/08/2023, às 16:19, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Daniel Souza, Professor do Magistério Superior**, em 16/08/2023, às 09:38, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://sei.ufg.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **3965630** e o código CRC **E7B8418E**.

---

Referência: Processo nº 23070.011420/2023-98

SEI nº 3965630

GEOVANNA PINHEIRO DE SOUZA

**EFEITO DA TEMPERATURA DE INTERCAMADA NA LIGA A BASE DE  
FeCrC-Ti NA FABRICAÇÃO DE PRÉ-FORMAS VIA MANUFATURA ADITIVA  
POR DEPOSIÇÃO À ARCO (MADA).**

Projeto Final de Curso apresentado como parte dos requisitos para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, pela Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e da Computação da Universidade Federal de Goiás.

Orientador: **Prof. Dr. Daniel Souza**

GOIÂNIA

2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do Programa de Geração Automática do Sistema de Bibliotecas da UFG.

de Souza, Geovanna Pinheiro  
EFEITO DA TEMPERATURA DE INTERCAMADA NA LIGA A  
BASE DE FeCrC-Ti NA FABRICAÇÃO DE PRÉ-FORMAS VIA  
MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO À ARCO (MADA).  
[manuscrito] / Geovanna Pinheiro de Souza. - 2023.  
39 f.

Orientador: Prof. Dr. Daniel Souza.  
Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Universidade  
Federal de Goiás, Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de  
Computação (EMC), Engenharia Mecânica, Goiânia, 2023.  
Bibliografia.  
Inclui fotografias, gráfico, tabelas.

1. Manufatura aditiva. 2. Pré-formas. 3. Temperatura de  
intercamada. 4. FeCrC-Ti. I. Souza, Daniel, orient. II. Título.

CDU 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS  
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

**ATA DE AVALIAÇÃO DE PROJETO FINAL**

**Curso**

( ) Eng Elétrica	( x ) Eng Mecânica	( ) Eng Computação PFC 1 ( ) PFC 2 ( )
------------------	--------------------	---

**Título do Trabalho**

**Efeito da Temperatura de Intercamada na Microestrutura de Ligas a Base de FeCrC na Fabricação de Pré-Formas via Manufatura Aditiva por Deposição à Arco (MADA)**

**Banca Avaliadora**

Membro 1	Daniel Souza (UFG)
Membro 2	Demostenes Ferreira Filho (UFG)
Membro 3	Renata Rodrigues Alves (UFG)

**Discente**

Matrícula	Nome
201712933	GEOVANNA PINHEIRO DE SOUZA

**NOTAS**

Matrícula	Membro 1			Membro 2			Membro 3			Média*
	NPT	NTE	NAA	NPT	NTE	NAA	NPT	NTE	NAA	
201712933	9,5	10,0	9,0	9,0	9,0	9,0	9,5	10,0	9,0	9,3

**NPT** – Nota plano de trabalho;

**NTE** – Nota do trabalho escrito;

**NAA** – Nota de apresentação e arguição

Para Eng. Elétrica, Mecânica e PFC2 da Eng. Da Computação:  $NF = 0,1 \times NPT + 0,45 \times NTE + 0,45 \times NAA$

Para PFC1 da Eng. Da Computação:  $NF = 0,3 \times NPT + 0,7 \times NAA$

\* A APROVAÇÃO DO(S) ALUNO(S) ESTÁ CONDICIONADA À APRESENTAÇÃO DO TRABALHO FINAL AO ORIENTADOR COM TODAS AS CORREÇÕES SUGERIDAS PELA BANCA.

**OBSERVAÇÕES:**

Preencher com modificações solicitadas, caso existam. Em caso de reprovação, informar a justificativa.

Alteração do título para: **Efeito da Temperatura de Intercamada na Liga a Base de FeCrC-Ti na Fabricação de Pré-Formas via Manufatura Aditiva por Deposição à Arco (MADA)**. Outras sugestões dos membros da banca foram indicadas no próprio texto do trabalho e enviados à discente.



Documento assinado eletronicamente por **Daniel Souza, Professor do Magistério Superior**, em 13/04/2023, às 10:50, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Demóstenes Ferreira Filho, Professor do Magistério Superior**, em 13/04/2023, às 10:52, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Renata Rodrigues Alves, Usuário Externo**, em 13/04/2023, às 10:54, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://sei.ufg.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **3666534** e o código CRC **A437E940**.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao professor e orientador Daniel Souza, pelos ensinamentos, pelo apoio e pela valiosa orientação.

Ao corpo docente e aos técnicos do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Goiás, pela ajuda, paciência e pelos ensinamentos ao longo dessa jornada, em especial a Renata Rodrigues por todo auxílio.

A meus pais, pelo apoio, incentivo e ajuda incondicional durante toda a graduação e vida escolar.

A minha irmã, Juliana Pinheiro, por todos os ensinamentos, pela motivação diária e pelo apoio durante toda a minha caminhada.

Aos amigos pelas contribuições, convivência diária e por todo o apoio, em especial a Jayne Barbara Bastos, por toda a ajuda nesse processo.

## RESUMO

O processo de manufatura aditiva (MA), ao longo dos últimos anos, experimentou grandes desenvolvimentos que permitiram a fabricação de peças de diversos materiais. A impressão 3D utilizando polímeros já é uma realidade, porém a impressão metálica ainda é complexa e custosa. Diante disso, surge a proposta de se utilizar os processos de soldagem para a fabricação de componentes metálicos através do princípio da manufatura aditiva. Por outro lado, existem diversos desafios tecnológicos relacionados ao uso desses processos. Devido ao calor que é imposto ao material metálico durante a soldagem, as peças fabricadas sofrem ciclos térmicos severos que afetam, em maior escala, materiais com mais elementos de liga em sua composição química ou que são produzidos a partir de processos termomecânicos. Nestes materiais, o ciclo térmico imposto durante a soldagem, provoca alterações microestruturais que por sua vez governam as propriedades mecânicas. Com isso, o objetivo deste projeto é avaliar o efeito de temperatura de intercamada na microestrutura, dureza e estabilidade da parede da liga a base de FeCrC-Ti. Para isso, três pré-formas com diferentes temperaturas de intercamada, sendo elas, 50 °C, 150 °C e outra sem paradas, foram produzidas através do processo de manufatura aditiva por deposição a arco utilizando o processo arame tubular. Foi utilizado um arame tubular auto-protégido de 1,6mm de diâmetro de liga FeCrC+Ti. Com as pré-formas fabricadas, foi possível avaliar os efeitos da temperatura de intercamada na microestrutura, bem como avaliar fatores como estabilidade geométrica e dureza. A microestrutura resultante apresentou grande semelhança entre as pré-formas analisadas, tendo certa variação apenas na realizada sem paradas ao longo do processo de soldagem na qual também ocorreu o aparecimento de trincas. A pré-forma fabricada sem paradas com resfriamento apenas no final da soldagem, obteve os melhores resultados de estabilidade geométrica e de dureza.

**Palavras-chave:** Manufatura aditiva, Pré-formas, Temperatura de intercamada, FeCrC-Ti.

## ABSTRACT

The additive manufacturing (AM) process, over the last few years, has experienced great developments that have allowed the manufacture of parts from different materials. 3D printing using polymers is already a reality, but metallic printing is still complex and costly. In view of this, the proposal arises to use welding processes for the manufacture of metallic components through the principle of additive manufacturing. On the other hand, there are several technological challenges related to the use of these processes. Due to the heat that is imposed on the metallic material during welding, the manufactured parts suffer severe thermal cycles that affect, on a larger scale, materials with more alloying elements in their chemical composition or that are produced from thermomechanical processes. In these materials, the thermal cycle imposed during welding causes microstructural changes that in turn govern the mechanical properties. Therefore, the objective of this project is to evaluate the effect of interlayer temperature on the microstructure, hardness and stability of the wall of the FeCrC-Ti based alloy. For this, three preforms with different interlayer temperatures, namely, 50 °C, 150 °C and another without stops, were produced through the additive manufacturing process by arc deposition using the *Flux-cored arc welding* process. A 1.6 mm diameter self-shielded tubular wire made of FeCrC+Ti alloy was used. With the manufactured preforms, it was possible to evaluate the effects of the interlayer temperature on the microstructure, as well as to evaluate factors such as geometric stability and hardness. The resulting microstructure showed great similarity between the analyzed preforms, with a certain variation only in the one carried out without stops throughout the welding process, in which the appearance of cracks also occurred. The preform manufactured non-stop with cooling only at the end of welding, obtained the best results in terms of geometric stability and hardness.

**Keywords:** Additive manufacturing, Preforms, Interlayer temperature, FeCrC-Ti.

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	6
1.1.Objetivos.....	7
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	8
2.1. Revestimento Duro.....	8
2.2. Soldagem a arco elétrico com Arame Tubular.....	9
2.3. Parametrização do processo.....	10
2.4. A microestrutura e propriedades das ligas de FeCrC.....	11
2.5. Manufatura Aditiva e Energia de Soldagem.....	18
3. METODOLOGIA.....	20
3.1. Parametrização do Processo de Soldagem.....	20
3.2. Fabricação das pré-formas com variação da temperatura de intercamada.....	21
3.3. Preparação das amostras.....	22
3.4. Análise da microestrutura.....	24
3.5. Análise da dureza.....	24
4. RESULTADOS.....	25
4.1. Avaliação da estabilidade geométrica.....	25
4.2. Avaliação da microestrutura.....	26
4.3. Avaliação da dureza.....	31
5. CONCLUSÕES.....	35
6. TRABALHOS FUTUROS.....	36
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	37

## Capítulo 1

### INTRODUÇÃO

O processo de manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) consiste na fabricação de componentes em geral pela deposição de um determinado material em sucessivas camadas através do processo de soldagem. Essa técnica possibilita a automação da produção, redução de tempo e exclui a necessidade de moldes. Equipamentos que aplicam essa metodologia já são amplamente utilizados na impressão com polímeros. Assim, a manufatura aditiva com metais se apresenta como uma realidade complexa que surge como uma alternativa para a fabricação de componentes metálicos.

O equipamento necessário no processo de manufatura aditiva por deposição a arco, envolve a utilização do arco elétrico como fonte de calor para o processo, um sistema de movimentação robotizado e um eletrodo de arame como material de adição para a fabricação de componentes. O processo de fabricação por MADA é, em geral, indicado para elementos de média e grande escala e com geometrias de baixa à média complexidade. Além disso, pode ser usado na restauração de peças com fratura ou desgaste (HACKENHAAR, 2020).

A fim de aumentar a resistência ao desgaste de componentes sujeitos a abrasão a deposição de revestimento duro pode ser associada à manufatura aditiva. Esse processo pode ser realizado por diferentes técnicas, em especial, por soldagem que é o método foco deste trabalho. Um dos processos mais utilizados para operações de revestimento duro é a soldagem por arco elétrico com arame tubular, no inglês, *Flux-cored arc welding* (FCAW) devido sua maior versatilidade e produtividade (LIMA, 2008).

Diante disso, a MADA pode ser associada a outros métodos, utilizando o processo de soldagem. No entanto, o calor imposto ao metal durante a soldagem se torna um dos principais desafios para o uso do método. Isso porque as altas temperaturas atingidas pelo metal para realizar a solda provocam ciclos térmicos severos que resultam em alterações na microestrutura, as quais afetam diretamente as propriedades mecânicas do material.

### **1.1.Objetivos**

O presente projeto objetiva parametrizar o processo de MADA-FCAW para permitir a fabricação de pré-formas, bem como avaliar os efeitos da temperatura de intercamada na estabilidade da parede, na microestrutura e na dureza da pré-forma.

## Capítulo 2

### REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A parametrização do processo de manufatura aditiva por soldagem a arco elétrico com o processo Arame Tubular para fabricação das pré-formas, bem como a avaliação dos efeitos da temperatura sobre a microestrutura, requer embasamento teórico em relação aos elementos que compõem todo o processo. Neste capítulo, é apresentada a revisão bibliográfica que fundamenta o presente trabalho. Inicialmente, é necessário conhecer o conceito de revestimento duro e entender sua aplicação. Em seguida, é essencial entender o processo de soldagem utilizando arame tubular e identificar a microestrutura das ligas utilizadas. Por fim, entender o processo de manufatura aditiva, para aplicar os conceitos apresentados.

#### 2.1. Revestimento Duro

A engenharia de superfície consiste no melhoramento de características de uma superfície independente do material de base. Um dos principais objetivos da aplicação da engenharia de superfícies em processos de fabricação, é aumentar a resistência ao desgaste do material (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Os processos pelos quais um elemento pode ser submetido são divididos em três grupos. O primeiro, consiste na modificação da superfície sem que ocorram mudanças na composição do material. O segundo, envolve modificações na superfície e na composição. Já o terceiro grupo, consiste na aplicação de revestimento à superfície. Sendo esse último grupo o foco desta seção (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Ainda, existem diferentes métodos de aplicação do revestimento. Pelo processo de soldagem o revestimento é depositado no estado líquido. Os métodos de soldagem conhecidos como processos de revestimento duro, ou *hardfacing*, são mais adequados para aplicação de revestimentos espessos, de 1 a 50 mm ou mais, de materiais metálicos. Para a aplicação do revestimento, qualquer um dos métodos de soldagem por fusão, Eletrodo Revestido, MIG/MAG (Metal Inert Gas), TIG (Tungsten Inert Gas), PTA (Plasma Transferred Arc), podem ser utilizados (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

No processo de revestimento duro, a superfície do material mistura-se até certo ponto com o material do revestimento. Sendo que o grau de diluição pode chegar a 30% dependendo do método de soldagem utilizado. Essa diluição pode afetar as propriedades da camada

depositada. Como na soldagem convencional o substrato apresenta uma zona afetada pelo calor, isso pode resultar em mudanças termicamente induzidas nas propriedades do substrato que devem ser consideradas (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

Os fatores que mais afetam as propriedades finais do revestimento são a taxa de deposição e a diluição. Esses fatores dependem das variáveis como tensão, corrente elétrica, velocidade de soldagem, entre outras que controlam o potencial de soldagem. Sendo assim, para se obter uma alta produtividade, é importante que se tenha alta taxa de depósito, associada a uma baixa diluição e penetração uniforme (RIBEIRO, 2004).

## **2.2. Soldagem a arco elétrico com Arame Tubular**

A soldagem a arco elétrico com arame tubular, no inglês, *Flux-cored arc welding* (FCAW) e no Brasil como processo Arame Tubular, utiliza a energia de um arco elétrico para promover a fusão do eletrodo de metal alimentado continuamente e a fusão do metal de base. A proteção é fornecida por um fluxo contínuo dentro do arame tubular, mas gás de proteção pode ser adicionado ao processo (AWS, 1987).

O arame tubular, consiste em um tubo de metal, ou outra configuração com interior oco, contendo elementos que promovem características como, atmosfera de proteção, estabilidade ao arco elétrico, formação de escória, desoxidação e melhoria da resistência mecânica do metal de solda. O núcleo pode conter minerais, e pequenas quantidades de ligas de ferro podem ser adicionadas (AWS, 1987).

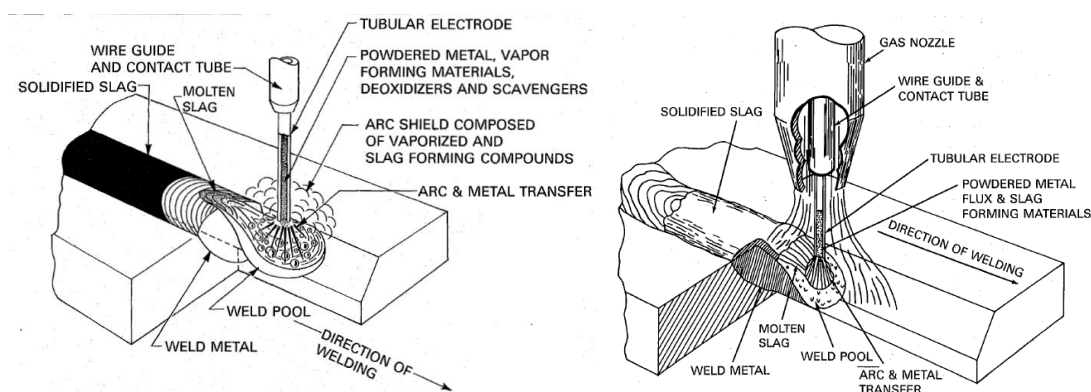
Através do processo de soldagem Arame Tubular, o metal de solda pode ser empregado com altas taxas de deposição e as soldas serem maiores e apresentarem melhores contornos do que as realizadas com eletrodos maciços. Muitos arames tubulares utilizam gás de proteção externo. O dióxido de carbono é normalmente o mais usado (AWS, 1987).

Outro tipo de arame tubular, são os auto-protegidos. Esse tipo de eletrodo, não necessita de gás de proteção externo, pode ser aplicado tanto em corrente contínua positiva quanto negativa e podem ser usados na presença de ventilação cruzada em nível moderado com pequenas perturbações do gás de proteção ao redor do arco. Arames tubulares auto-protegidos, são comercialmente encontrados para soldagem de carbono, baixas ligas e aços inoxidáveis. Além disso, são empregados como revestimento duro em aplicações de manutenção (AWS, 1987).

Durante a soldagem com arames auto-protegidos, há a produção de CO<sub>2</sub> entre outros elementos, a presença de agentes desoxidantes e desnitrificantes no fluxo e a formação de

escória, protegem a poça de fusão permitindo ao processo tolerância a fortes correntes de ar. Na presença de gás de proteção externo, geralmente o dióxido de carbono ou misturas deste com argônio, a proteção é conferida por uma capa que se forma ao redor da poça e do arco impedindo o contato com o ar atmosférico (GARCÍA, 2011). A Figura 2.2.1 ilustra a diferença entre os processos de soldagem com arame tubular auto-protegido e com gás de proteção externo.

Figura 2.2.1 - Desenho esquemático do processo de soldagem com arame tubular. a) Auto-protegido, b) com gás de proteção externo.



Fonte: AWS, 1987

### 2.3. Parametrização do processo

A determinação dos parâmetros de soldagem é uma etapa importante para o processo de MADA. É através dessa determinação que se tem a otimização da técnica e mudanças no desempenho do processo. Quando se avalia a aplicação de revestimento duro resistente ao desgaste abrasivo, a seleção incorreta dos parâmetros de soldagem pode resultar em soldas com propriedades indesejáveis e de baixo desempenho (LIMA, 2008).

Diversos autores, avaliaram a influência dos parâmetros de soldagem, nos resultados obtidos. Estudos com o processo MADA utilizando arames para revestimento duro são escasso na literatura, por isso nesse estudo utilizou-se como referência trabalhos com a aplicação apenas de revestimento duro. De Souza (2015), avaliou as condições ideais de aplicação de revestimento com o processo FCAW Duplo Arame, combinando arames FeCrC e FeCrC+Ti, variando valores de tensão, velocidade de alimentação e velocidade de soldagem mantendo-se constante a distância bico contato peça de 25mm, e analisou os resultados nos aspectos visuais (cordão liso, maior largura, melhor molhabilidade e menores níveis de respingos) do cordão.

Obteve-se a melhor combinação de fatores, associando uma tensão de 32V, a velocidade de alimentação de 12 m/min, velocidade de soldagem de 12 mm/s.

Já García (2011) realizou testes para determinar os melhores parâmetros de soldagem para o processo arame tubular com diferentes ligas de FeCrC. Os parâmetros geométricos de maior reforço, largura do cordão, a diluição e a presença de respingos foram avaliados para decidir quais as melhores condições a serem aplicadas. Analisando visualmente os cordões de solda obtidos, os melhores resultados foram encontrados nos testes com velocidade de soldagem de 200 mm/min e velocidade de alimentação de 8mm/mim com uma DBCP de 28mm e tensão de referência de 28 V.

Gualco, Svoboda e Surian (2016) utilizando arame tubular de diâmetro 1.6mm de ligas a base de ferro, parametrizaram o processo de FCAW com velocidade de soldagem de 3mm/s, corrente de soldagem de 300 A e tensão de 35 V, variando a DBCP para 18mm quando aplicado gás de proteção e 25mm sem a sua utilização. Ao analisar diferentes referências da literatura corrente, é possível perceber diferenças entre os parâmetros adotados por cada autor. Em geral, nota-se a tendência de que a realização de testes é a melhor maneira de se adequar o processo de soldagem para a obtenção dos melhores resultados, principalmente no que diz respeito à estabilidade geométrica dos componentes produzidos.

#### **2.4. A microestrutura e propriedades das ligas de FeCrC**

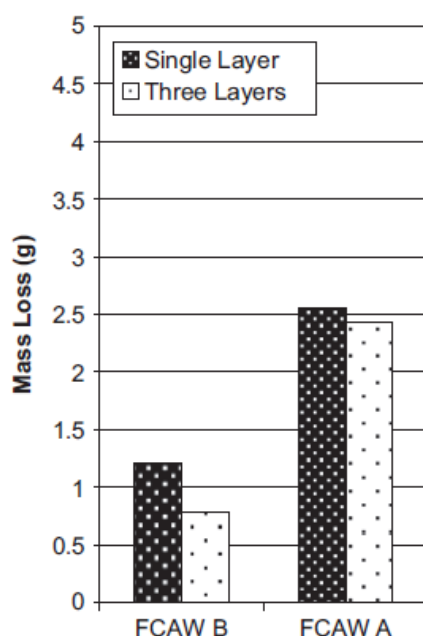
A escolha da liga para revestimento, deve levar em conta sua soldabilidade, custo e compatibilidade metalúrgica (BUCHANAN; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2007). As ligas de FeCrC contendo boa concentração de cromo e carbono, e microestrutura com grande quantidade de carbonetos duros, são muito usadas no processo de soldagem a arco, devido a sua grande resistência ao desgaste (ATAMERT; BHADSHIA, 1990). Por outro lado, a aplicação destas ligas no revestimento de componentes sujeitos a certo grau de impacto é algo limitado visto que contém grandes carbonetos de cromo duros e frágeis que durante o processo de desgaste são removidos da matriz (CORRÊA et al, 2006). Sendo assim, para melhorar a resistência dessas ligas e ainda melhorar a tenacidade das ligas em questão, são adicionados elementos como Nb, Ti, V e W formadores de carbonetos fortes do tipo MC que por sua vez são mais duros, porém mais fino que os de cromo (ATAMERT; BHADSHIA,1990).

Como já visto, a aplicação do revestimento consiste na deposição de cordões de solda com certa sobreposição, criando uma cobertura de material com diferentes características do material base. Levando em conta o percentual de diluição que ocorre durante a aplicação do

revestimento, não é interessante para aplicações com a necessidade de resistência a abrasão, a mistura do metal de base com o material depositado pois pode haver alterações nas características desejadas no revestimento. Diante disso, o número de camadas tem grande influência sobre as propriedades finais do revestimento (COLAÇO, 2013).

Sendo assim, para reduzir o efeito da diluição na microestrutura do depositado, é recomendado a deposição de no mínimo duas camadas de revestimento para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo. (SEVILLA et al apud COLAÇO, 2013). Esse comportamento, foi observado em revestimentos contendo FeCrC variando o percentual de titânio na composição do material depositado em aplicações com uma e três camadas de revestimento. Verificou-se a importância de reduzir ao máximo os efeitos da diluição, além da influência da composição química na microestrutura do revestimento. Os revestimentos realizados com três camadas apresentam menor perda de massa independente do arame utilizado como ilustra a Figura 2.4.1, sendo que o arame com maior percentual de titânio, apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo. (CORONADO; CAICEDO; GÓMEZ, 2009).

Figura 2.4.1 - Perda de massa dos revestimentos de uma e três camadas para dois tipos de arame.

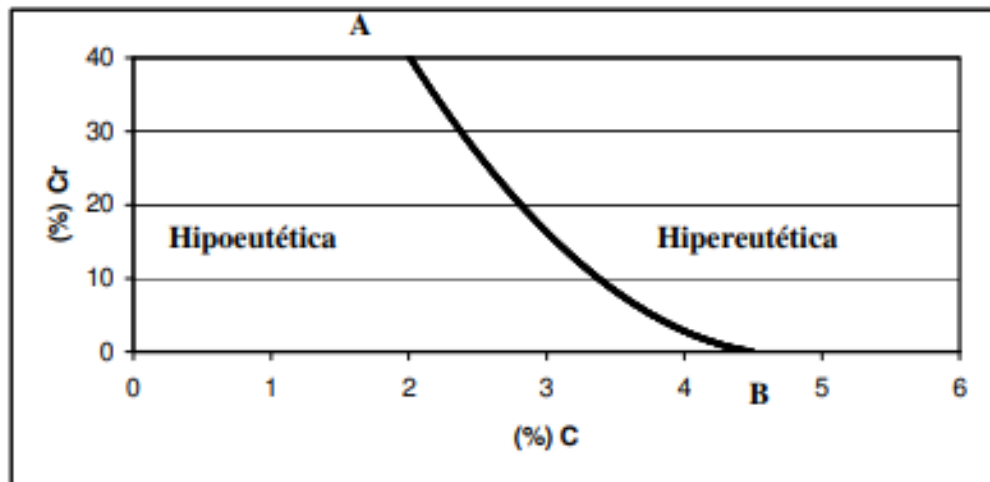


Fonte: Adaptado de CORONADO; CAICEDO; GÓMEZ, 2009

A depender da composição, as ligas de FeCrC, podem ser classificadas como hipoeutéticas ou hipereutéticas. As ligas hipoeutéticas de um sistema Fe-Cr-C possuem microestrutura composta de uma fase descontínua de austenita primária circundada de uma fase

contínua formada de eutético de austenita e carbonetos. Já as ligas hipereutéticas, a microestrutura é composta de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$ , e de uma fase eutética contínua formada de austenita e carbonetos. A Figura 2.4.1 apresenta um diagrama estrutural em função dos elementos cromo e carbono, onde a linha A-B representa a linha eutética, que é a transição da região hipoeutética para a região hipereutética (ROSAS apud LEITE, 2008).

Figura 2.4.2- Diagrama estrutural em função dos elementos cromo e carbono



Fonte: ROSAS apud LEITE, 2008

Ao avaliar o comportamento de revestimentos com os dois tipos de liga, verifica-se que o hipoeutético atinge a sua resistência ao desgaste por meio da dispersão dos carbonetos dentro da matriz e a sua resistência à deformação com consequente aumento da resistência ao microsulcamento e microcorte. Já para o revestimento hipereutético, a resistência ao desgaste é devido aos carbonetos primários e carbonetos eutéticos (BUCHANAN; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2007).

Os carbonetos afetam as propriedades mecânicas dos materiais por sua presença dentro e nos contornos dos grãos. A depender da composição da liga e do tratamento térmico recebido, podem se apresentar tipos diferentes de carbonetos como  $MC$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  e  $Cr_2C_3$ , onde “M” representa um ou mais tipos de átomos metálicos (FIORE et al, 1983). A porção em volume de carbonetos é um dos parâmetros fundamentais na microestrutura que afetam a resistência ao desgaste abrasivo (GARCÍA, 2011). Além disso, o tamanho e a disposição dos carbonetos na matriz apresentam são aspectos importantes, ou seja, a maior quantidade e homogeneidade aliada ao menor tamanho resultam em maior resistência ao desgaste (CONDE apud GARCÍA, 2011).

As ligas de ferro fundido branco ao alto cromo possuem diversas vantagens em aplicações com desgaste abrasivo, pois suas composições possibilitam ajustes para que se tenha quantidades moderadas de cromo. Sendo assim, na solidificação produzem uma microestrutura rica em carbonetos de cromo massivos e uma matriz austenítica. O alto nível de dureza dos carbonetos de cromo,  $M_7C_3$ , contribui para a resistência ao desgaste por outro lado os carbonetos são frágeis e o grau pelo qual eles são suportados pela matriz pode definir o seu desempenho durante a abrasão (FIORE; KOSEL; FULCHER, 1983).

As ligas Fe-C-Cr que resistem ao desgaste abrasivo possuem matriz contínua que pode ser austenita metaestável ou martensita a temperatura ambiente, também apresentam, como fase descontínua, carbonetos do tipo  $M_7C_3$ . A composição química de tais ligas, compreendem teor de carbono entre 1,2% e 4% e teores de cromo entre 6% e 40%. A influência de uma segunda fase no comportamento da liga durante o desgaste abrasivo pode depender de fatores como dureza relativa das duas fases, a fração volumétrica de segunda fase, forma e tamanho, estabilidade, coerência e distribuição das partículas (GREGOLIN, 1990).

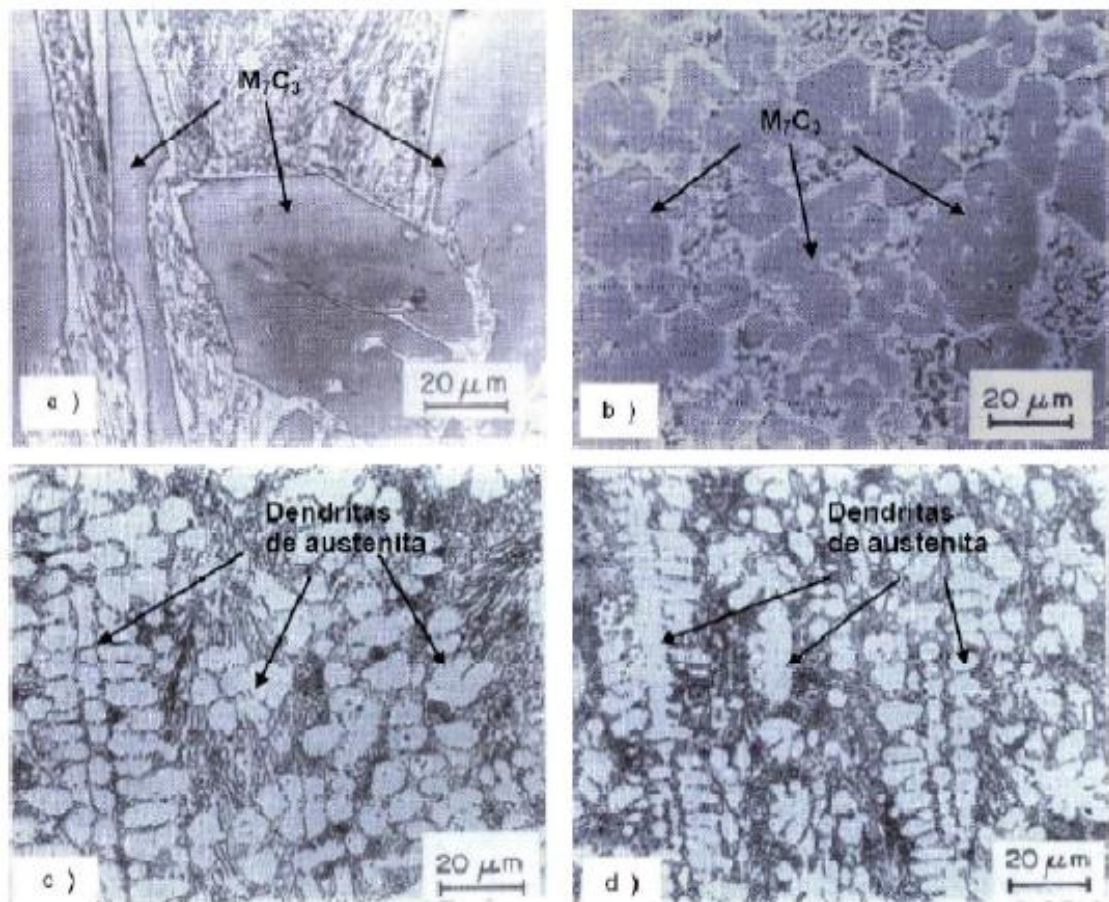
Estudos utilizando ligas hipoeutéticas desgastadas por quartzo, mostraram que os carbonetos são responsáveis por controlar a taxa de desgaste das ligas, devido ao impedimento da remoção da austenita pelos pequenos espaços entre os eles na região eutética. O espaço entre os carbonetos é de aproximadamente  $50\mu\text{m}$ , enquanto as de quartzo tem aproximadamente  $250\mu\text{m}$  de diâmetro. Com o aumento dos teores de Cr e C, o resultado é que não somente aumenta -se a fração volumétrica dos carbonetos, mas a largura dos braços das dendritas de austenita diminui. A austenita é então protegida das partículas abrasivas e a resistência ao desgaste das ligas hipoeutéticas é aumentada quando C e Cr são adicionados (FIORE; KOSEL; FULCHER, 1983).

As ligas eutéticas agem do mesmo modo que as hipoeutéticas, todavia muitos dos carbonetos primários trincam e grandes partes deles são desagregados aumentando a taxa de desgaste e deixando a matriz mais exposta. Sendo assim, carbonetos muito grandes não aumentam a resistência ao desgaste das ligas, embora resistam melhor à abrasão do que a matriz até o ponto que sofrem trincamento. (FIORE; KOSEL; FULCHER, 1983).

O aporte de energia possui grande influência na morfologia da microestrutura dos revestimentos duros, em especial em seu tamanho médio. O menor aporte térmico e conseqüentemente a maior velocidade de solidificação resultam no refinamento da microestrutura. A Figura 2.4.2 apresenta o efeito do teor de carbono e do aporte térmico na microestrutura e no tamanho dos microconstituintes. É possível observar que nas figuras 2.4.2a e 2.4.2b predomina uma microestrutura composta por carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  em

uma matriz eutética de austenita mais carboneto, enquanto nas figuras 2.4.2c e 2.4.2d, a microestrutura é composta por dendritas de austenita em matriz eutética, devido ao menor teor de carbono. Comparando os resultados, verifica-se que nas ligas soldadas com menor aporte térmico os carbonetos  $M_7C_3$  e as dendritas de austenita apresentam maior refino em consequência da maior velocidade de resfriamento. (BÁLSAMO; SCOTTI; DE MELLO apud GARCÍA, 2011).

Figura 2.4.3 - Microestrutura de revestimento duro de liga Fe-Cr-C: a) liga 30Cr5, 5C; b) liga 30Cr5,5C; c) liga 30Cr1,7C; d) liga 30Cr1, 7C.

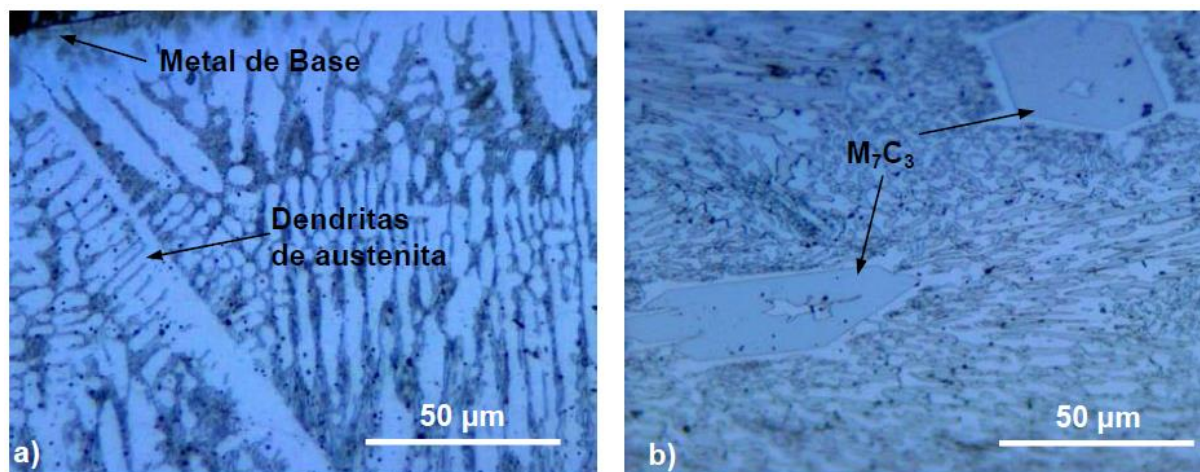


Fonte: BÁLSAMO; SCOTTI; DE MELLO apud GARCÍA, 2011

A dureza do revestimento é mais influenciada pela microestrutura a qual é diretamente influenciada pelo calor imposto e pela composição química (SCOTTI; ROSA, 1997). Realizando a análise por microscopia, o revestimento de FeCrC apresenta, próximo a interface com o metal de base, uma microestrutura com dendritas de austenita de dureza média igual a  $393\text{ HV}_{0,01}$ . Já no interior do revestimento, observa-se, nas regiões mais próximas a superfície do cordão de solda, a presença de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  com dureza média de

1510  $HV_{0,01}$  imerso em uma matriz eutética de austenita mais carbonetos com dureza média de 668  $HV_{0,01}$ . A Figura 2.4.3 ilustra a microestrutura obtida com o arame FeCrC por microscopia ótica. (LIMA, 2008).

Figura 2.4.4 - Microestrutura do arame FeCrC.

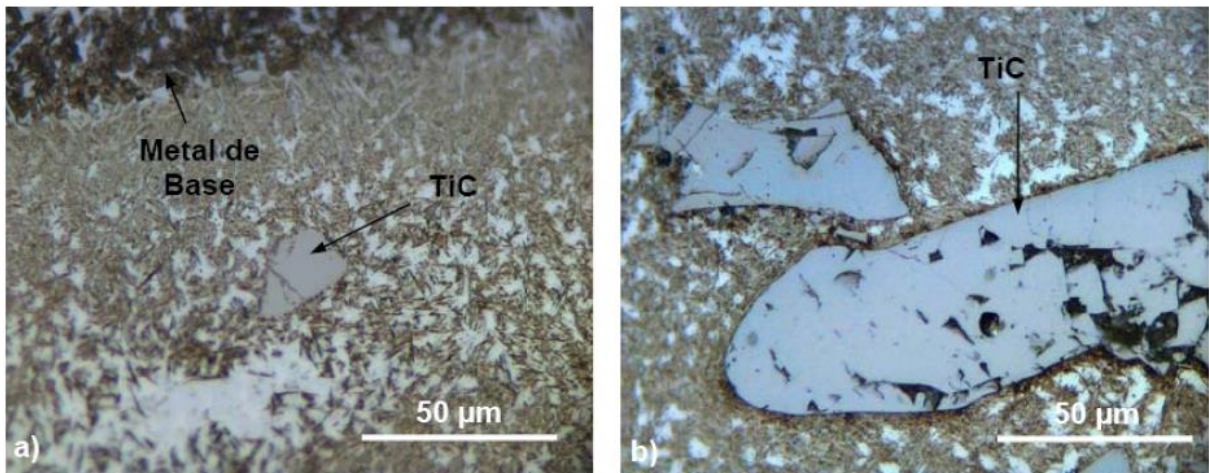


Fonte: LIMA, 2008.

Em estudos com ligas de FeCrC com adição de Nb e Ti, verificou-se que pela sua adição, a fração volumétrica de fases duras aumenta devido à solidificação adicional de monocarbonetos desses elementos. Depois da solidificação primária dos monocarbonetos de Nb ou de Ti as ligas de FeCrC-Nb/Ti solidificam de acordo com o sistema Fe-Cr-C. a fração em volume das fases duras e massivas varia de 6 a 41% de carbonetos do tipo MC com dureza entre 900 e 3300 HV, e com 0 a 28% de carbonetos de cromo do tipo  $M_7C_3$  com dureza entre 1090 e 1650 HV. A dureza do eutético das ligas de FeCrC varia de 900 a 1300 HV e o metal da matriz se solidifica com estrutura austenítica de dureza variando entre 430 e 600HV, martensítica de 400 a 900 HV ou martensítica com austenita retida (BERNS; FISCHER, 1997). A dureza depende de diferentes fatores como velocidade de resfriamento, temperatura entre passes, preaquecimento entre outros. Sendo assim, pode-se afirmar que é possível obter uma faixa de valores diferentes de dureza para um mesmo material (COLAÇO; MARANHO, 2014).

Avaliando as ligas de FeCrC + Ti, observa-se em todo o volume do depósito uma matriz austenítica-martensítica bastante homogênea com dureza variando de 627 a 681  $HV_{0,01}$  e média de 654 $HV_{0,01}$ , que envolve carbonetos primários (carbonetos de titânio) de grandes dimensões, os quais podem variar de 25µm, próximo à interface com o metal base, até mais de 150µm nas regiões próximas à superfície do cordão de solda. A dureza dos carbonetos de titânio variou de 2050 a 2970  $HV_{0,01}$  (LIMA, 2008). A Figura 2.4.5 apresenta a microestrutura da liga FeCrC+Ti.

Figura 2.4.5 - Microestrutura da liga FeCrC+Ti

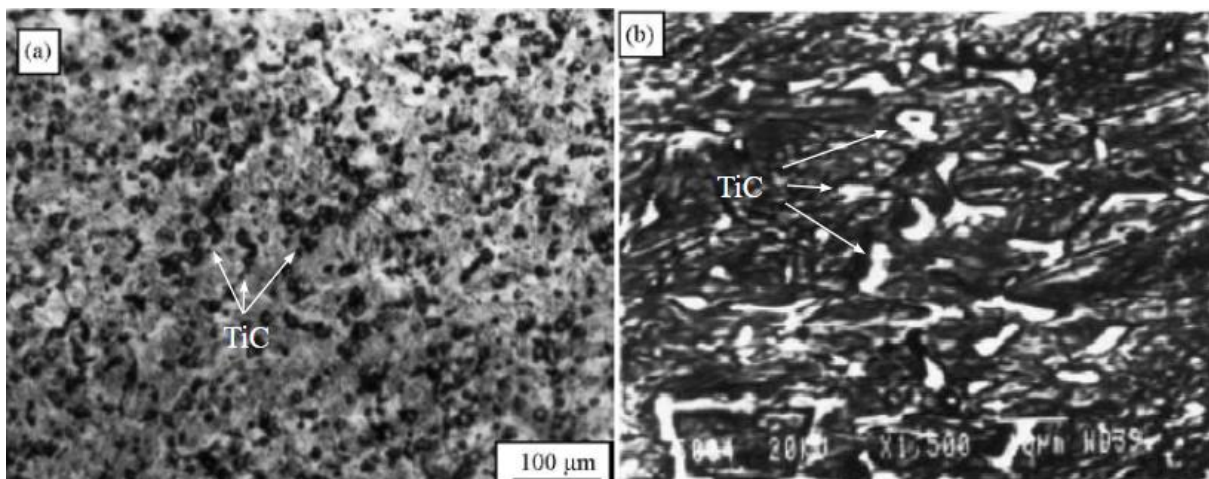


Fonte: LIMA, 2008.

Quando se trata do reforço do revestimento duro com carboneto de titânio (TiC), a composição do fluxo do eletrodo é fator chave que afeta a estrutura, a quantidade de TiC e as propriedades do revestimento. O aumento da quantidade de FeTi e TiO<sub>2</sub>, amplia a formação de reações metalúrgicas de TiC no revestimento. A dureza também é aumentada como resultado do reforço do revestimento com carbonetos de titânio, proporcionando um aumento significativo na resistência ao desgaste. A microestrutura do revestimento duro é composta por partículas de TiC irregularmente esféricas, distribuídas uniformemente e separadas de cada outra pela matriz martensítica e austenita retida, como apresentado na Figura 2.4.6 (WANG et al, 2005).

Figura 2.4.6 - Distribuição de partículas de TiC na camada de revestimento duro.

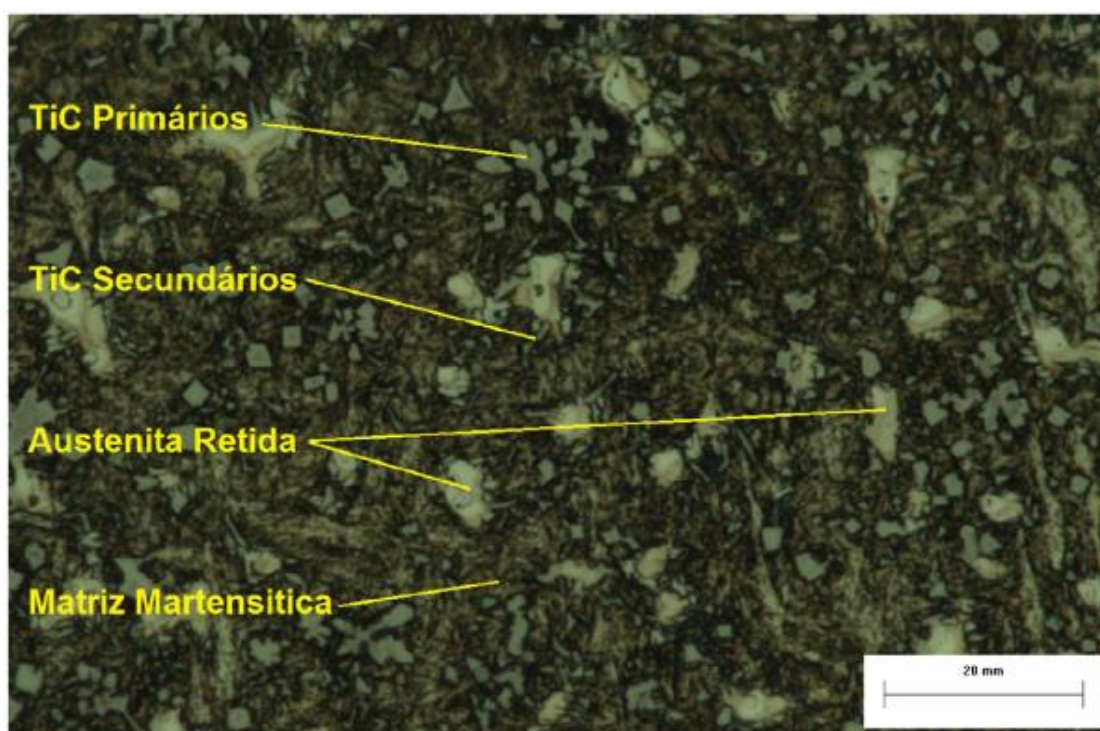
a) Micrografia óptica e b) Morfologia MEV



Fonte: WANG et al, 2005

A microestrutura do revestimento FeCrC-Ti observada através de microscopia ótica é apresentada na Figura 2.4.7. Colaço e Maranhão (2016), estudando o revestimento FeCrC-Ti, obtiveram que a microestrutura em questão é composta por uma matriz martensítica com austenita retida. Além disso, constata-se a presença de carbonetos secundários precipitados nos contornos de grão e carbonetos primários dispersos na matriz. Esse tipo de microestrutura encontrada, está de acordo com os achados dos autores apresentados que estudaram revestimentos com liga de FeCrC-Ti.

Figura 2.4.7 - Microestrutura do revestimento de FeCrC-Ti mostrado por microscopia ótica.



Fonte: COLAÇO; MARANHÃO, 2016

## 2.5. Manufatura Aditiva e Energia de Soldagem

A manufatura aditiva consiste na criação de objetos através de uma abordagem camada por camada. No que diz respeito a deposição de metais, podem ser utilizados diferentes processos de soldagem a arco (Plasma, MIG e TIG). A seleção do processo a ser usado deve ser influenciada pela geometria a ser fabricada. Peças pequenas com certa complexidade geométrica necessitam de baixas taxas de deposição, dessa forma, os processos a laser, feixe de elétrons e micro-plasma são mais indicados. Já para o processamento de componentes com médias e grandes dimensões são necessários processos com maiores taxas de deposição, como

é o caso da soldagem a arco. A grande variedade de metais aplicados à manufatura aditiva, segundo a European Powder Metallurgy Association inclui ligas de titânio, alumínio, níquel, cobalto, aços (inoxidável, ferramenta e baixa liga) e metais preciosos. Essas ligas são usadas na forma de arame ou pó a depender do processo que é utilizado (ALBERTI; da SILVA; d'Oliveira, 2014).

No caso dos metais, existem algumas limitações a serem destacadas. O acúmulo de calor é mais expressivo com o aumento do número de camadas e está diretamente relacionado com a altura da parede depositada. (YANG; WANG; ZHANG; apud NEVES, 2022). Além disso, apesar de se aumentar a área de troca de calor por convecção conforme se aumenta o número de camadas, a dissipação do calor é menos efetiva quando comparada com a condução presente nas primeiras camadas (WU et al, apud NEVES, 2022). Repetidos ciclos térmicos ao longo de várias camadas resulta em uma complexa distribuição dos gradientes de temperatura pela peça, impactando em diversos fatores como, na distribuição de tensões, desvios geométricos, microestrutura e desempenho (ZHAO et al, apud NEVES, 2022). Sendo assim, tem-se que uma das principais questões a serem avaliadas quanto ao uso de manufatura aditiva na fabricação de componentes, é o processo de resfriamento ao qual as peças produzidas serão impostas.

SOUZA, 2017 estudou diferentes estratégias de resfriamento de paredes de alumínio fabricadas por manufatura aditiva a arco elétrico pela técnica CMT (Cold Metal Transfer). Foram analisadas três diferentes estratégias, sendo elas: o resfriamento natural ao ar sem o uso de água, resfriamento do suporte com água e resfriamento por imersão em água. Os resultados obtidos consideraram a geometria das paredes, a ductilidade e a anisotropia das peças. Pequenas diferenças foram observadas mudanças em relação a cada um dos critérios analisados e a dureza das paredes ficou em média muito parecida, sendo observadas em geral, melhorias quanto ao uso de imersão em água.

Do mesmo modo, GOMES, 2022 avaliou a influência do resfriamento acelerado nas propriedades mecânicas de peças de alumínio da liga 5356 produzidas por MADA pelo processo de soldagem MIG. Não houve diferenças significativas entre os resultados no limite de resistência a tração, limite de escoamento e na fração volumétrica de poros entre os corpos de prova. Diante disso, para os materiais utilizados pelos autores vale a pena salientar que os mesmos não sofrem grandes alterações microestruturais devido a variações nas taxas de resfriamento, porém materiais altamente ligados, como o utilizado no presente estudo, esta deve ser uma preocupação.

## Capítulo 3

### METODOLOGIA

Após conhecer toda a fundamentação teórica, neste capítulo será abordada a metodologia utilizada nas etapas desenvolvidas neste trabalho. Será apresentada a parametrização estabelecida para o processo de soldagem, bem como a escolha do arame tubular e das temperaturas analisadas. Ainda, será tratado o processo de análise da microestrutura e de dureza das pré-formas obtidas.

#### 3.1. Parametrização do Processo de Soldagem

As amostras para a realização deste trabalho foram confeccionadas através do processo de soldagem Arame Tubular operando no modo convencional. O processo foi parametrizado com o intuito de manter as variáveis de processo constante e variar apenas a temperatura de realização das camadas de solda. Assim, possibilitando avaliar os efeitos da temperatura de intercâmara na microestrutura.

A soldagem foi realizada, com uma fonte de soldagem multiprocessos, IMC DIGIPLUS A7, operando em modo convencional com controle de tensão e de velocidade de alimentação. Além disso, para permitir a padronização das peças fabricadas, foi utilizado o robô de soldagem YASKAWA DX100/ HP20D. As soldas foram efetuadas com um arame auto-protégidos de liga FeCrC com adição de Ti (SK 258 TIC-O), com diâmetro de 1,6 mm. A Tabela 3.1.1 apresenta a composição química da liga, bem como a dureza a ser obtida pelo metal de solda, cujos dados são obtidos do fabricante. Uma chapa de aço carbono comum de dimensões 300x350x13mm foi usada como substrato para a fabricação das pré-formas.

Tabela 3.1.1 - Dados do consumível

Arame	HRC	Composição química (%)					
		C	Mn	Si	Cr	Mo	Ti
FeCrC + Ti	58	1,8	0,9	0,2	6,1	1,4	5,5

Fonte: UTP Maintenance by Voestalpine

A soldagem foi efetuada em trinta camadas, a fim de obter as pré-formas a serem analisadas. Com o objetivo de obter os melhores parâmetros operacionais de soldagem, as variáveis de processo foram modificadas sistematicamente e os resultados que são empregados nesse trabalho estão disponíveis na Tabela 3.1.2. Para o processo arame tubular em questão, a velocidade de alimentação do arame ( $V_{alim}$ ), a velocidade de soldagem ( $V_{soldagem}$ ), a tensão de referência ( $U_r$ ), a distância bico-contato-peça (DBCP) e o passe de intercamada (P) foram mantidos constantes.

Tabela 3.1.2 - Parâmetros de soldagem para fabricação das pré-formas.

Arame Tubular	$V_{alim}$ (m/min)	$V_{soldagem}$ (cm/min)	$U_r$ (V)	DBCP (mm)	P (mm)
FeCrC + Ti	2	30	25	18	1

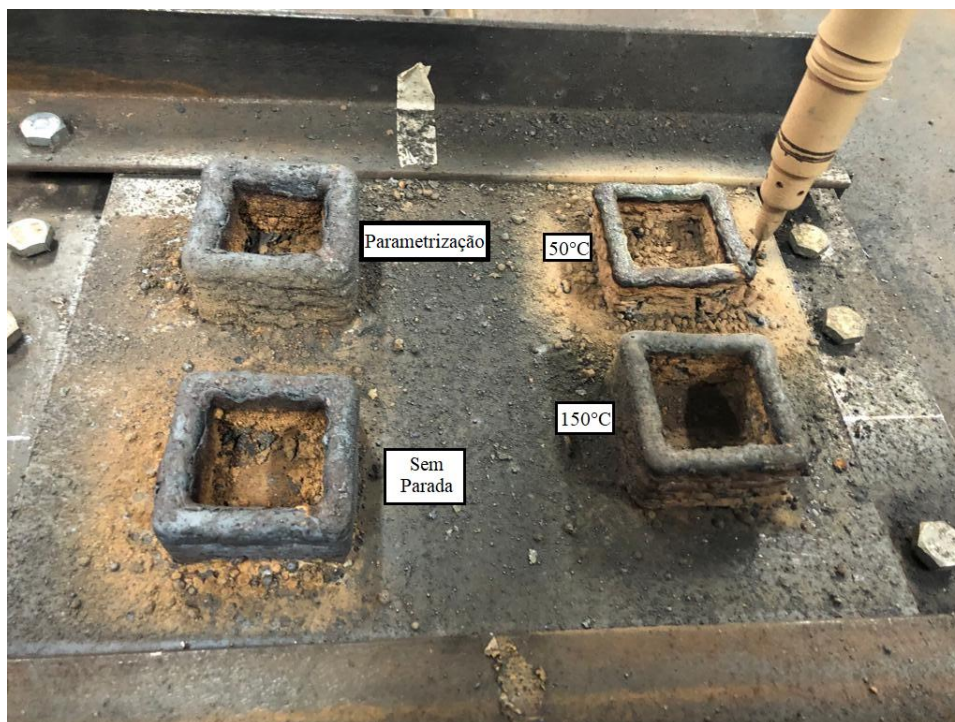
Fonte: Autoria própria

### 3.2. Fabricação das pré-formas com variação da temperatura de intercamada

Definidos os parâmetros de realização da soldagem, foram ajustadas três diferentes situações para a avaliação dos efeitos da temperatura sobre as pré-formas. Foram fabricadas 3 pré-formas utilizando temperaturas de intercamada diferentes. A primeira com temperatura de intercamada de 50°C, a segunda com 150°C e a terceira sem parada. A temperatura de intercamada foi medida nos intervalos entre a realização dos passes de solda, com o auxílio de um termômetro MINIPA MT 330, de modo que, ao atingir a temperatura estabelecida para cada pré-forma, o processo de soldagem era restabelecido realizando um novo passe de solda até que se tivesse um total de 30 camadas. No caso da pré-forma realizada sem parada, não foram realizadas medições de temperatura ao longo do processo.

O percurso de fabricação das pré-formas foi definido sendo um quadrado de dimensões 50x50mm, de forma a facilitar o processo de soldagem. Somado a isso, o formato foi escolhido de modo a possibilitar uma boa visualização do processo de manufatura aditiva. A Figura 3.2.1 mostra as pré-formas fabricadas bem como uma pré-forma realizada para a parametrização do processo.

Figura 3.2.1 - Pré-formas fabricadas



Fonte: Autoria própria

### 3.3. Preparação das amostras

Após a finalização do processo de solda, é necessário prepará-las para análise de microestrutura e dureza. Deseja-se analisar a microestrutura ao longo de um perfil. Para isso, as pré-formas foram cortadas em seções meridianas utilizando uma Cortadora Metalográfica Fortel - Modelo CF III com disco abrasivo SKILL-TEC 2035. A Figura 3.3.1 apresenta a região na qual foi realizado o corte nas pré-formas.

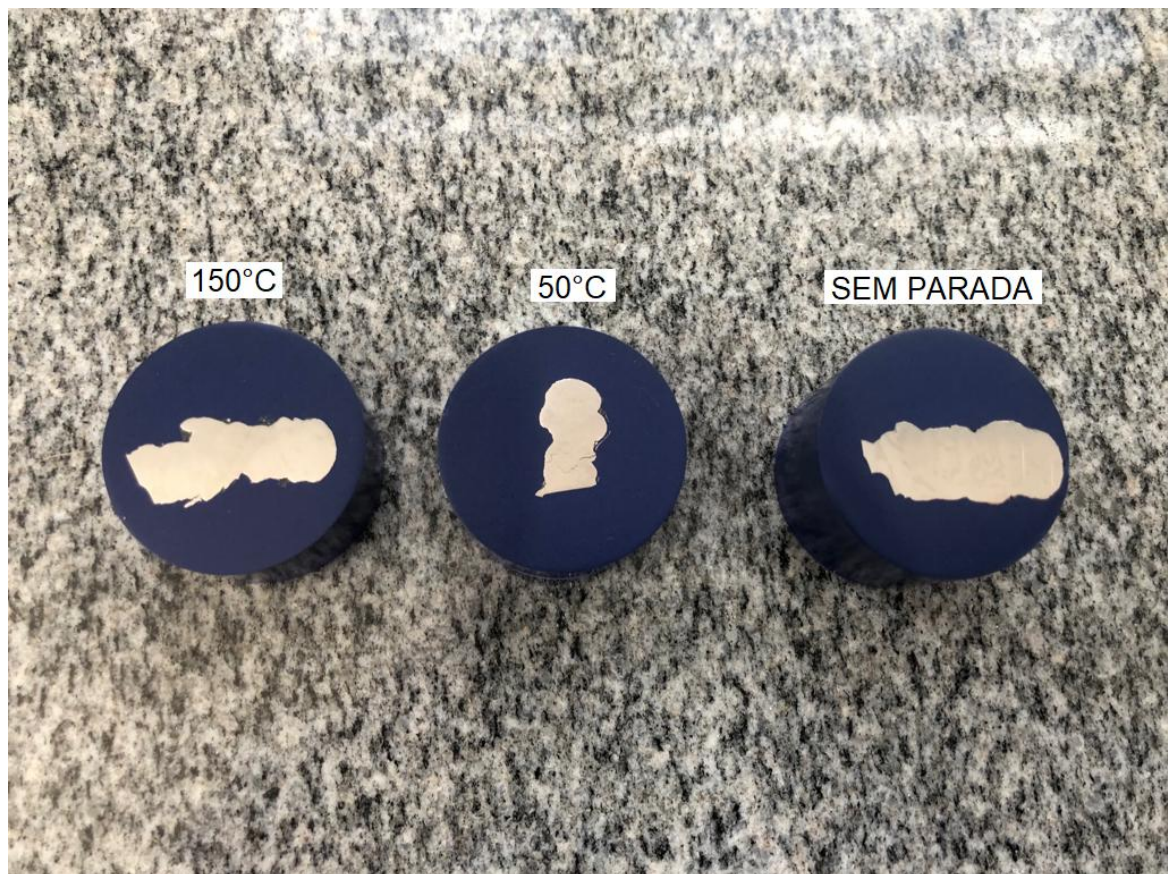
Figura 3.3.1 - Amostras cortadas



Fonte: Autoria própria

Em seguida, realizou-se o processo de embutimento com uma Embutidora Metalográfica Fortel EFD 30 utilizando um polímero denominado baquelite, para facilitar a preparação das amostras. Para possibilitar a visualização da microestrutura do material em um microscópio óptico foi realizado o lixamento com auxílio da Lixadeira e Politriz Fortel - Modelo PLF, e foram utilizadas, para as três amostras, lixas de óxido de alumínio de granulometrias 180, 220, 400, 600, 1200 e 2000, sucessivamente. Só então as amostras foram polidas, com alumina em suspensão 4 $\mu$ m e posteriormente com alumina em suspensão 0,5 $\mu$ m. O resultado das amostras cortadas, lixadas e polidas pode ser visualizado na Figura 3.3.2.

Figura 3.3.2 - Amostras preparadas para análise da microestrutura



Fonte: Autoria própria

Posteriormente as amostras seguiram para ataque químico, essencial para a visualização da microestrutura. O ataque químico foi realizado por esfregaço com um algodão, utilizando o reagente Nital 5%, um agente químico composto por ácido nítrico e álcool etílico, em contato com as amostras por 30 segundos.

### **3.4. Análise da microestrutura**

Após a preparação das amostras, elas foram levadas ao microscópio óptico para visualização dos microconstituintes. Para isso, foi usado um microscópio Axio Imager M2m ZEISS com capacidade de aumento de 100x, 200x, 500x e 1000x. Um Microscópio Estereoscópio Binocular Discovery V8 ZEISS também foi utilizado com aumento de 5X para a melhor visualização das regiões analisadas.

### **3.5. Análise da dureza**

Foram realizadas medições de dureza Vickers das amostras. Para a medição da microdureza foi utilizado um durômetro Mitutoyo HM-200, com carga de 0,01 kgf e para a dureza um durômetro Mitutoyo HV-100 com carga de 30kgf. Diferentes regiões das amostras foram consideradas para as medições a fim de avaliar a influência da quantidade de camada de solda e da microestrutura na dureza.

## Capítulo 4

### RESULTADOS

Diante da metodologia apresentada no Capítulo 3, para a padronização, fabricação e preparação, foi possível avaliar as pré-formas no que diz respeito à estabilidade geométrica, microestrutura formada e dureza em função da temperatura de intercamada. Os resultados obtidos para as análises realizadas são apresentados neste capítulo.

#### 4.1. Avaliação da estabilidade geométrica

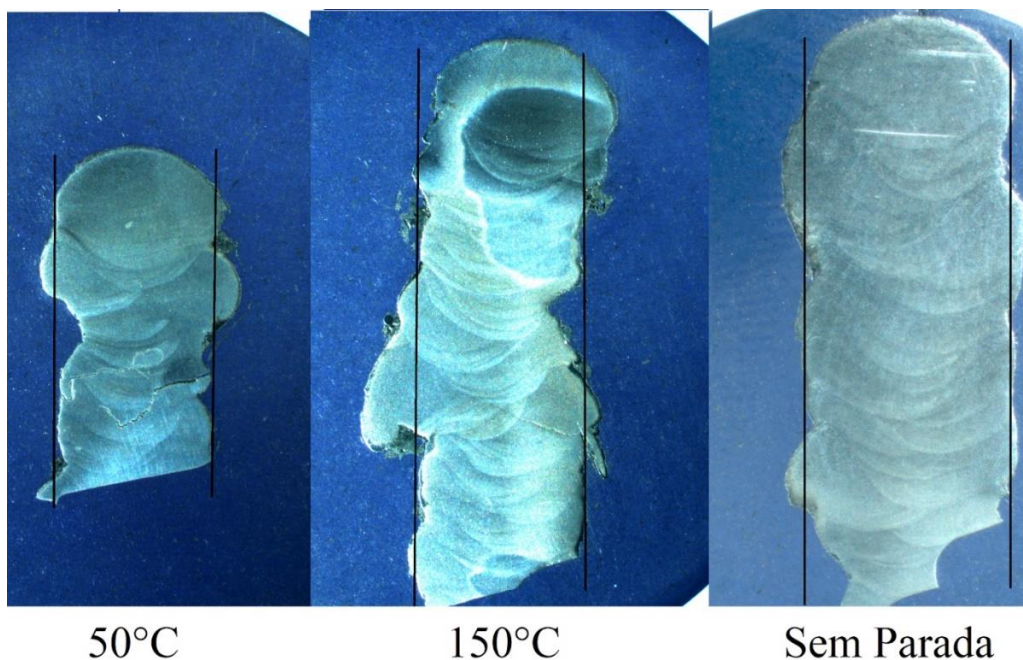
Avaliando aspectos visuais das paredes das pré-formas fabricadas é possível observar a estabilidade geométrica delas em relação aos parâmetros de soldagem e a influência da temperatura de intercamada. A Figura 4.1.1 apresenta em detalhe uma das paredes de cada pré-forma, e na Figura 4.1.2 é possível visualizar o perfil de corte das pré-formas para essa avaliação.

Figura 4.1.1 - Detalhe da parede das pré-formas.



Fonte: Autoria própria.

Figura 4.1.2 - Perfil de corte das pré-forma.



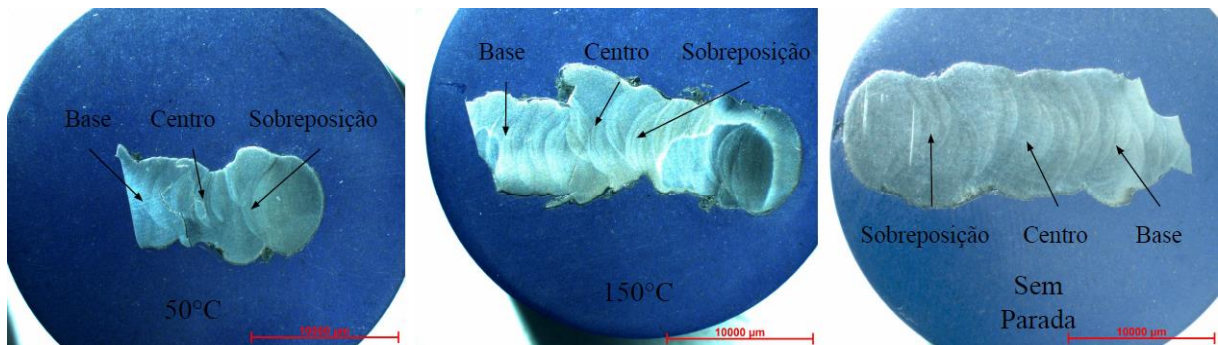
Fonte: Autoria própria.

É perceptível a partir de uma análise visual a presença de variações entre a largura dos cordões de solda realizados quando comparado às linhas de referência presentes na Figura 4.1.2. Sendo assim, as pré-forma fabricadas com paradas para resfriamento e medição da temperatura de intercamada fixadas em 50 °C e 150 °C, apresentaram maiores variações entre os passes de intercamada. Já a realizada sem parada, apresenta pequenas variações em relação a referência, isso se deve ao fato de que o contínuo processo de soldagem, sem paradas para resfriamento, permite melhor acomodação, durante a solidificação, entre os passes na composição de parede.

#### 4.2. Avaliação da microestrutura

Com relação a análise das pré-formas por microscopia óptica, diferentes regiões das amostras foram consideradas para verificar a microestrutura obtida. Foi avaliada a microestrutura próxima a base da pré-forma, em uma das sobreposições dos cordões de solda e na região central. A Figura 4.2.1 ilustra as áreas consideradas nas análises.

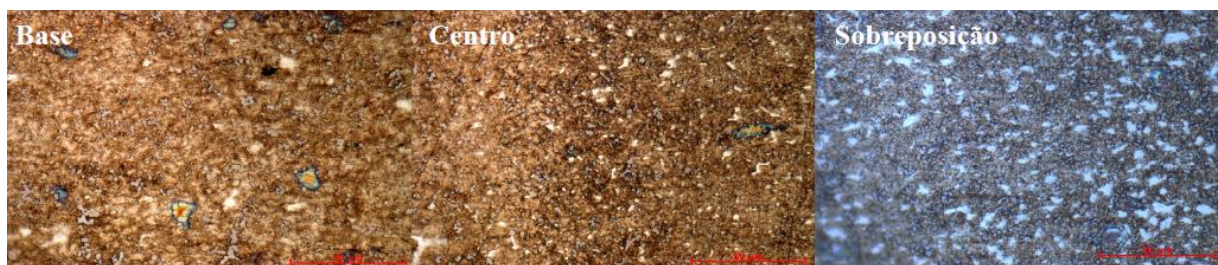
Figura 4.2.1 - Regiões de análise microestrutural para cada pré-forma. Aumento: 5x.  
Escala: 10000 $\mu$ m.



Fonte: Autoria própria

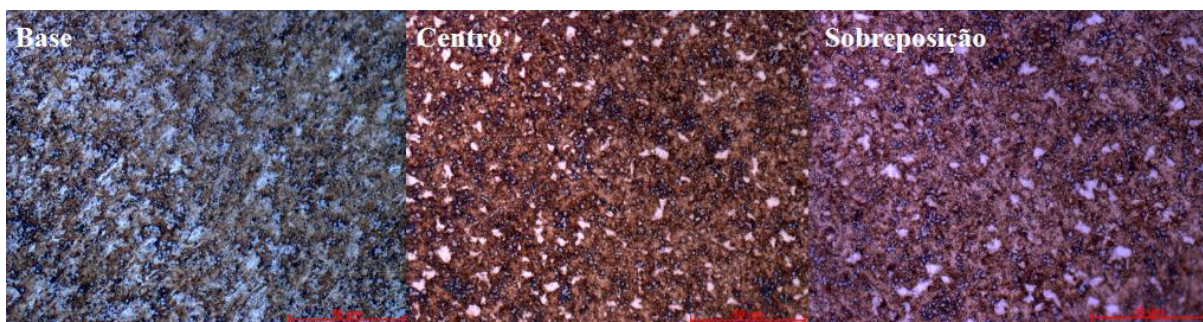
Tendo em vista as áreas consideradas para as análises microestruturais, as Figuras 4.2.2, 4.2.3 e 4.2.4 apresentam a microestrutura encontrada para cada uma das amostras. Em relação às diferentes regiões selecionadas para a avaliação da microestrutura, não foram encontradas diferenças significativas na microestrutura das pré-formas com temperatura de intercamada de 50 °C e 150 °C, sendo sua formação uniforme por toda a pré-forma. Já a pré-forma realizada sem parada apresentou variações na formação microestrutural de acordo com a região analisada. Essa variação na microestrutura será explicada posteriormente.

Figura 4.2.2 – Microestrutura da pré-forma com temperatura de intercamada de 50 °C.  
Aumento: 500x. Escala: 50 $\mu$ m



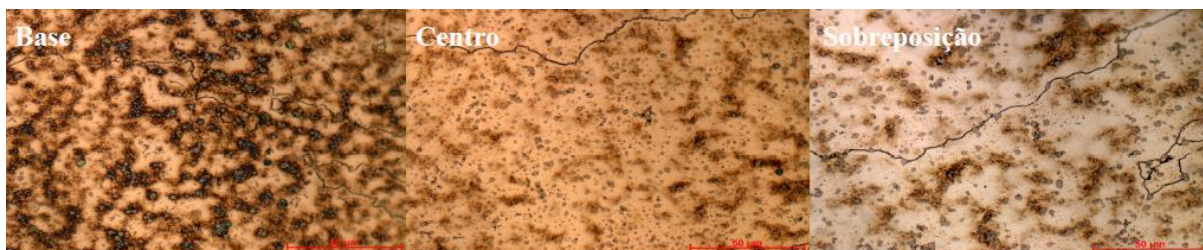
Fonte: Autoria própria.

Figura 4.2.3 – Microestrutura da pré-forma com temperatura de intercamada de 150 °C. Aumento: 500x. Escala: 50µm.



Fonte: Autoria própria.

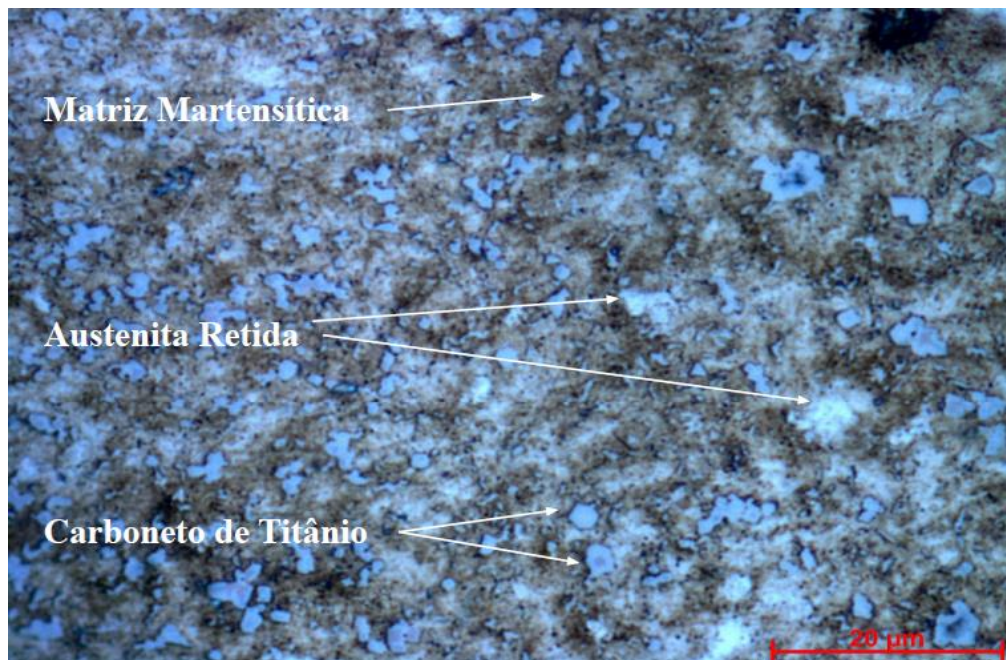
Figura 4.2.4 – Microestrutura da pré-forma sem parada. Aumento: 500x. Escala: 50µm



Fonte: Autoria própria.

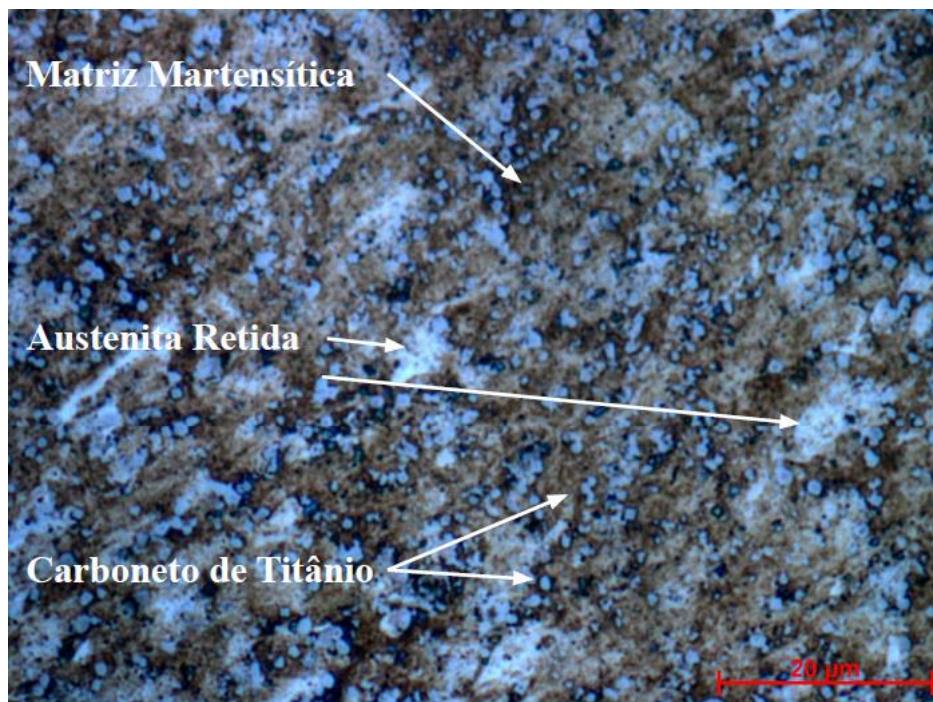
De acordo com o que foi apresentado no Capítulo 2 deste trabalho, a microestrutura obtida pelos autores que avaliaram as ligas de FeCrC+Ti é em geral composta por uma matriz martensítica com austenita retida e com a presença de carbonetos de titânio dispersos na matriz. A microestrutura encontrada para as amostras analisadas aqui, é composta por uma região com formações mais escuras e outra mais clara que corroboram com o que é ilustrado pelos autores sendo semelhante ao apresentado por exemplo por Colaço e Maranhão (2014) na Figura 2.4.7. As Figuras 4.2.5, 4.2.6 e 4.2.7 contém em detalhe a representação da composição microestrutural obtidas de acordo com o que é apontado pelos autores citados.

Figura 4.2.5 – Detalhe da microestrutura para pré-forma com temperatura de intercamada de 50°C. Aumento: 1000x. Escala: 20µm



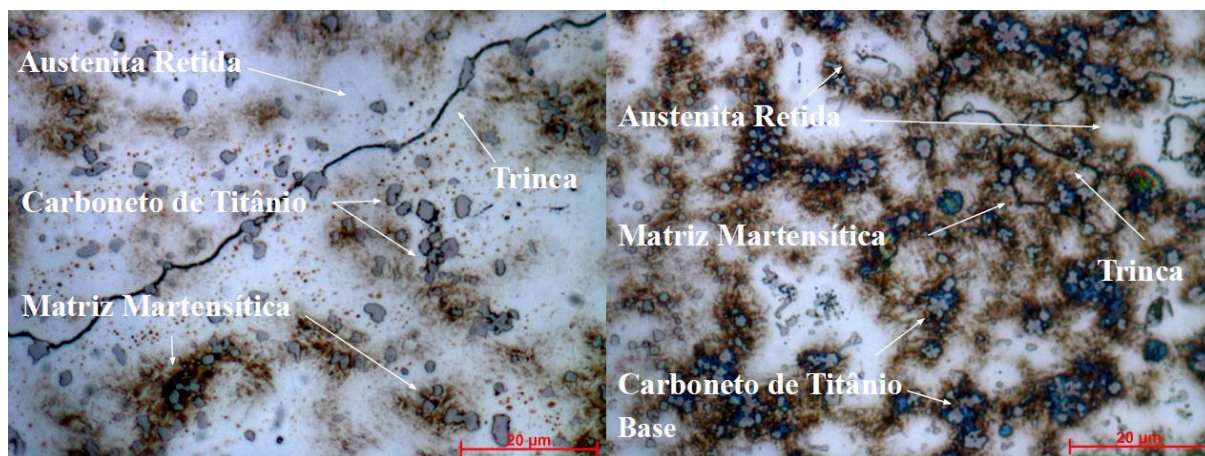
Fonte: Autoria própria.

Figura 4.2.6 – Detalhe da microestrutura para pré-forma com temperatura de intercamada de 150°C. Aumento: 1000x. Escala: 20µm



Fonte: Autoria própria.

Figura 4.2.7 – Detalhe da microestrutura para pré-forma sem parada. Aumento: 1000x.  
Escala: 20µm



Fonte: Autoria própria.

Apesar da formação microestrutural das três pré-formas avaliadas ser condizente com o que foi apresentado no capítulo 2 deste trabalho, é notória a variação encontrada na microestrutura da pré-forma fabricada sem parada. A principal hipótese que justifica essa diferença, é devido ao aquecimento contínuo da peça durante a soldagem não havendo paradas para resfriamento ao longo do processo, o que dificulta o processo de transformação da austenita em martensita, sendo assim, e levando em conta as estruturas obtidas pelos autores citados, a microestrutura da pré-forma sem parada apresenta uma matriz com concentração de austenita diferente das demais pré-formas.

Esse comportamento também é observado quando comparadas as regiões de análise microestrutural para essa mesma amostra, apresentadas na Figura 4.2.7. Na região mais próxima da base é possível observar maior formação martensítica do que nas outras regiões. Isso acontece devido a troca de calor ocorrer de forma mais eficiente nas primeiras camadas de solda, sendo cada vez menos efetiva nas camadas subsequentes estando de acordo com o apresentado na seção 2.5. A presença de trincas nesta amostra, também é resultado do ciclo térmico imposto durante a soldagem. A presença de tensões residuais devido ao processo de aquecimento, dificulta a acomodação microestrutural que associada a dureza do material, gera a formação de trincas de solidificação.

Um fato interessante a ser analisado, é que quando avaliada a microestrutura da liga composta por FeCrC + Ti, não há a presença de carbonetos primários de cromo do tipo  $M_7C_3$ , isto é, devido ao baixo teor de cromo na liga.

### 4.3. Avaliação da dureza

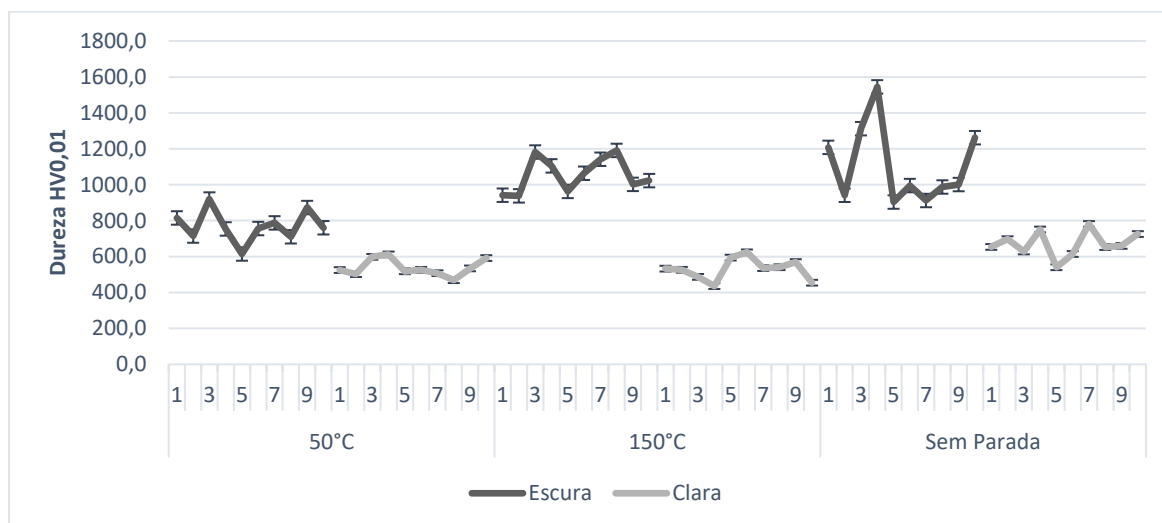
Com a metodologia apresentada na seção 3.5, foi possível avaliar a dureza das pré-formas fabricadas. Em primeiro lugar foi analisada a microdureza Vickers utilizando o durômetro já citado com uma carga de 0,01 kgf. A Tabela 4.3.1 e o Gráfico 4.3.1 apresentam os valores coletados de microdureza. Para as análises foram consideradas duas diferentes regiões, uma escura e outra clara, que conforme a associação realizada na seção anterior com o que é apresentado pelos demais autores, a região escura representa formação martensítica e a região clara, austenita retida.

Tabela 4.3.1 – Valores de microdureza em relação as formações microestruturais das pré-formas.

Medições	50°C		150°C		Sem Parar	
	Escura ( $HV_{0,01}$ )	Clara ( $HV_{0,01}$ )	Escura ( $HV_{0,01}$ )	Clara ( $HV_{0,01}$ )	Escura ( $HV_{0,01}$ )	Clara ( $HV_{0,01}$ )
1	815,0	524,9	941,7	532,7	1208,0	653,7
2	714,3	502,3	938,0	526,4	941,2	696,8
3	920,3	598,5	1182,0	486,9	1312,0	628,3
4	753,8	611,9	1105,0	435,5	1545,0	750,7
5	614,4	517,9	962,8	594,2	903,6	540,5
6	756,0	526,2	1064,0	623,5	995,4	614,4
7	787,5	507,5	1142,0	535,7	912,2	781,5
8	710,2	468,5	1191,0	540,7	987,3	653,0
9	873,0	534,1	1002,0	569,3	1001,0	659,5
10	760,3	591,8	1023,0	454,5	1262,0	725,3
Média	758,2	525,6	1043,5	534,2	998,2	656,6
Desvio Padrão	81,8	44,5	91,5	55,7	203,2	67,1

Fonte: Autoria própria.

Gráfico 4.3.1 – Distribuição dos valores de microdureza para as pré-formas analisadas.



Fonte: Autoria própria.

Analisando os dados apresentados as regiões denominadas como escura pela análise microestrutural das pré-formas, possuem maiores valores de dureza em relação às regiões claras. Para a pré-forma realizada com temperatura de intercamação igual a 50°C, os valores para as áreas escura e clara foram respectivamente 758,2  $HV_{0,01}$  e 525,6  $HV_{0,01}$ . Já para a pré-forma com temperatura de intercamação de 150°C, tem-se, 1043,5  $HV_{0,01}$  e 534,2  $HV_{0,01}$  respectivamente. Por fim, para a pré-forma sem parada, tem-se respectivamente, 998,2  $HV_{0,01}$  e 656,6  $HV_{0,01}$ .

Os valores de dureza obtidos corroboram com o que é apresentado por Berns e Fischer (1997), estando próximos aos valores por eles apresentados para a região composta por matriz martensítica e por austenita retida. Além disso, é possível avaliar também o desvio padrão obtido para as regiões da amostra. Levando em conta o desvio padrão, é perceptível maiores valores de desvio padrão na região classificada como escura e que segundo o apresentado é composta por uma matriz martensítica. A principal hipótese que justifica os maiores valores de desvio padrão, é a possibilidade de maior presença de carbonetos nesta região, que ora são incluídos no processo de medição da dureza e ora não aparecem de maneira expressiva na região avaliada.

A partir dos valores obtidos para cada região das pré-formas, também é possível avaliar a dureza média de toda a amostra. Sendo assim, tem-se que para a amostra com temperatura de intercamação de 50°C, a dureza média é de 641,9  $HV_{0,01}$ , para a de 150°C, a dureza média é de

788,9  $HV_{0,01}$  e para a realizada sem paradas, a dureza média obtida é de 827,4  $HV_{0,01}$ . Portanto a pré-forma que apresenta maior dureza é a realizada sem paradas para resfriamento da intercamada.

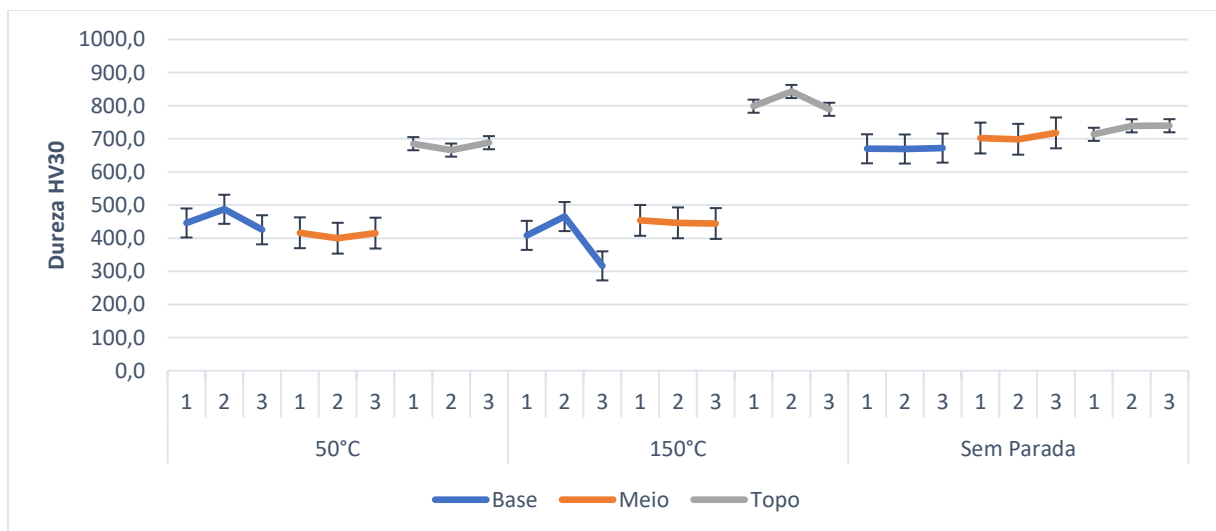
A dureza, das pré-formas também foi avaliada, e os valores obtidos foram agrupados na Tabela 4.3.2 e representados no Gráfico 4.3.2. Para a análise da dureza, foi utilizada uma carga de 30 kgf, e foram considerados 3 diferentes pontos das amostras para as medições.

Tabela 4.3.1 – Valores de dureza em relação a diferentes regiões das pré-formas.

Medições	50°C			150°C			Sem Parar		
	Base ( $HV_{30}$ )	Meio ( $HV_{30}$ )	Topo ( $HV_{30}$ )	Base ( $HV_{30}$ )	Meio ( $HV_{30}$ )	Topo ( $HV_{30}$ )	Base ( $HV_{30}$ )	Meio ( $HV_{30}$ )	Topo ( $HV_{30}$ )
1	446,1	416,5	685,4	408,7	453,9	798,6	670,0	702,5	713,7
2	487,4	400,1	666,1	465,4	446,5	843,0	669,3	698,8	739,4
3	425,5	415,5	688,5	316,6	444,5	789,2	672,1	718,0	739,6
Média	446,1	415,5	685,4	408,7	446,5	798,6	670,0	702,5	739,4
Desvio P.	25,7	7,5	9,9	61,3	4,0	23,5	1,2	8,3	12,2

Fonte: Autoria própria.

Gráfico 4.3.1 – Distribuição dos valores de dureza para as pré-formas analisadas.



Fonte: Autoria própria.

A base, o meio e o topo das pré-formas foram avaliados e diante dos valores apresentados acima, é possível perceber certa diferença dos valores de dureza para cada ponto verificado. Todas as amostras apresentaram valores de dureza menores quando medidos próximo a base e no centro, apresentando valores maiores no topo das amostras. Isso provavelmente se deve ao revenimento sofrido pelas camadas inferiores durante o processo de soldagem, o que não é tão expressivo nas camadas superiores que sofrem menos a ação do ciclo térmico imposto.

A partir dos valores apresentados pode-se obter também a dureza média das pré-formas. Sendo assim, tem-se para a pré-forma com temperatura de intercamada igual a 50°C, uma dureza média de 515,7  $HV_{30}$ , para a pré-forma realizada com temperatura de intercamada de 150°C, tem-se 551,3  $HV_{30}$  de dureza média, e para a fabricada sem paradas, uma dureza média igual a 704,0  $HV_{30}$ . Diante disso, a pré-forma fabricada sem paradas, apresenta maior dureza média quando comparada às demais pré-formas realizadas.

## Capítulo 5

### CONCLUSÕES

**Para os materiais e processos utilizados no estudo, pode-se concluir que:**

- Os parâmetros adotados para o processo de manufatura aditiva por soldagem a arco elétrico com Arame Tubular foram, velocidade de alimentação de 2m/min, velocidade de soldagem, 30 cm/min, tensão de 25V, distância bico contato peça igual a 18mm e passe de intercamada de 1mm.
- A melhor estabilidade geométrica foi apresentada pela pré-forma realizada sem paradas o que provavelmente se deve ao fato de não haver paradas para resfriamento durante o processo de soldagem.
- A microestrutura obtida para as amostras foi condizente com o que é apresentado pelos autores que estudaram as ligas de FeCrC com microestrutura composta por uma matriz martensítica com austenita retida e carbonetos de titânio dispersos pela matriz.
- A avaliação da microestrutura de diferentes regiões das pré-forma, não apresentou grandes variações com exceção da pré-forma realizada sem paradas.
- Para as análises de dureza realizadas, a pré-forma fabricada sem paradas apresentou maiores valores de microdureza e dureza.
- Através da avaliação da dureza em partes diferentes das amostras é possível perceber a influência do revenimento sofrido pelas camadas inferiores.

## Capítulo 6

### TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar a caracterização microestrutural com o objetivo de identificar as principais fases e constituintes encontrados nas pré-formas e avaliar a influência da temperatura de intercamada nesses elementos.
2. Efetuar ensaio de desgaste com o objetivo de avaliar a influência da temperatura de intercamada na resistência ao desgaste da liga de FeCrC-Ti.

**REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- ALBERTI, E. A.; da SILVA, L. J.; d'Oliveira, A. S. C. M. **Manufatura Aditiva: o papel da soldagem nesta janela de oportunidade**. Soldag. Insp. São Paulo, Vol. 19, Nº. 02, p. 190-198, 2014.
- ATAMERT, S.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Microstructure and Stability of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys**. Materials Science and Engineering, A130, p. 101-111, 1990.
- AWS. **Welding Handbook - Welding Technology**, American Welding Society, Vol. 1, 8th Edition, Miami, USA, 1987.
- BÁLSAMO, P.S.S.; SCOTTI, A.; DE MELLO, J.D.B. **Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superfície de Líquidus de Diagramas Fe-Cr-C**. Rev. Soldadura, 25 (4), CENIN, Madrid, p. 199-207, 1995.
- BERNS, H.; FISCHER, A. **Microstructure of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys with Additions of Nb, Ti and B**. Materials Characterization, V. 39. p. 499-527, aug, 1997.
- BUCHANAN, V. E.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. **Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Shielded Metal Arc Welding Hardfacings Used in the Sugarcane Industry**. Wear 263. p. 99-110, 2007.
- COLAÇO, F. H. G.; MARANHO, O. **Evaluation of Mass Loss of Weld-Deposited Hardfacing with Cored Wire Ti-FeCrC Alloy**. Welding International, 30:4, 283-292, 2016.
- CONDE, R.H. **Recubrimientos resistentes al desgaste**. Boletín Técnico Conarco, n. 85, p. 2-20, 1986.
- CORONADO, J.J.; CAICEDO, H. F.; GÓMEZ, A. L. **The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits**. Tribology International, v. 42, p 745 – 749, 2009.
- CORRÊA, E.O.; de ALCÂNTARA, N. G.; TECCO, D. G.; KUMAR, R. V. **Avaliação da Resistência ao Desgaste de Ligas Fe-Cr-C-NB-V Desenvolvidas para Solda de Revestimento Duro para Uso sob Condições Altamente Abrasivas**. IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 22 a 25 de agosto. Recife - PE, 2006.
- De SOUZA, D. D. B. G. **Aplicação de Revestimento Duro Utilizando o Processo FCAW Duplo Arame para Diferente Tipos de Consumíveis**. Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2015.
- FIORE, N.F.; KOSEL, T. H.; FULCHER, J.K. **The Effect of Carbide Volume Fraction on the Low Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons**. Wear, 84. p. 313-325, 1983.
- GARCÍA, D.B.C. **Aplicação de Revestimento Duro Utilizando o Processo Arame Tubular Com e Sem Adição de Arame Não Energizado para Diferentes Tipos de Consumíveis**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, Brasil, 2011.

GOMES, M. L. M. M. **Estudo da Influência do resfriamento Acelerado nas Propriedades de Peças de Alumínio de Liga 5356 Produzidas por Manufatura Aditiva por Deposição a Arco. (MADA)**. Universidade Federal do Amazonas, Faculdade de Tecnologia Departamento de Engenharia de Materiais, Engenharia de Materiais, Manaus. 2022.

GREGOLIN, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste**. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia de Campinas/UNICAMP, 1990.

GUALCO, A.; SVOBODA, H. G.; SURIAN, E. S. **Study of Abrasive Wear Resistance of Fe-based Nanostructured Hardfacing**. *Wear*, 360-361, p 14-20, 2016.

HACKENHAAR, W. **Estudo das Propriedades Mecânicas e do Resfriamento em Manufatura Aditiva por Deposição a Arco**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2020.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials, Second Edition**. Elsevier Ltd, 2017.

LEITE, R. V. M. **Estudo Comparativo entre Ligas Resistentes ao Desgaste Abrasivo, Aplicadas por Soldagem, em Chapas Metálicas para Fabricação de Placas Anti Desgaste**. PPGEM- Universidade Federal de Minas Gerais. 2008.

LIMA, A. C. **Estudo da Aplicação de Revestimento Duro por Soldagem com Arames Tubulares Quanto à Resistência ao Desgaste de Facas Picadoras de Cana-de-Açúcar**. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, Brasil, 2008.

NEVES, J. A. P. B. **Influência da Taxa de Resfriamento sobre a Microestrutura e as Propriedades Mecânicas de um Aço ER-70S6 Depositado via Manufatura Aditiva por Deposição ao Arco (MADA)**. Universidade Federal de Ouro Preto - PROPEM. Ouro Preto, 2022

RIBEIRO, R. **Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo de Revestimentos Soldados do Tipo Fe-Cr-C Usados na Indústria Sucroalcooleira**. Universidade Estadual Paulista – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Dissertação de Mestrado. 118 p. 2004.

ROSAS, E. **Materiales de Soldadura para Recubrimientos Duros**. Esab, Argentina, 1998.

SCOTTI, A.; ROSA, L. A. A. **Influence of Oscillation Parameters on Crack Formation in Automatic Fe-B Hardfacing**. *Journal of Materials Processing Technology*. p. 272-280, 1997.

SOUZA, D. M. **Estudo de Diferentes Estratégias de Resfriamento de Paredes de Alumínio Fabricadas por Manufatura Aditiva a Arco Elétrico**. Universidade Federal de Uberlândia, Faculdade de Engenharia Mecânica. Uberlândia - MG, 2017.

Voestalpine Böhler Welding. Filler Metals for Repairs, Anti-Wear and Anti-Corrosion.

WANG, X. H.; ZOU, Z. D.; QU, S. Y.; SONG, S. L. **Microstructure and Wear properties of Fe-based Hardfacing Coating Reinforced by TiC Particles**. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 168, p. 89-94, 2005.

WU, B.; DING, D.; PAN, Z.; CUIURI, D.; LI, H.; HAN, J.; FEI, Z. **Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V**. Materials, Process and Technologies, 2017.

YANG, D., WANG, G., ZHANG, G. **Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography**. Process and Technologies, 2017.

ZHAO, H.; ZHANG, G. YIN, Z. WU, L. **Three-dimensional finite element analysis of termal stress in silgle-pass multi-layer weld-based rapid prototyping**. Journal of Materials Processing Technology, 2012.