

MARIA RUTH NEPONUCENA DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO DE PRÉ-FORMAS DE AÇOS
2,25Cr1Mo FABRICADAS VIA MANUFATURA
ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A ARCO COM E SEM
RESFRIAMENTO ATIVO POR QUASE-IMERSÃO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2022

MARIA RUTH NEPONUCENA DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO DE PRÉ-FORMAS DE AÇOS 2,25Cr1Mo
FABRICADAS VIA MANUFATURA ADITIVA POR DEPOSIÇÃO A
ARCO COM E SEM RESFRIAMENTO ATIVO POR QUASE-IMERSÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho

**UBERLÂNDIA - MG
2022**

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

S237 2022	<p>Santos, Maria Ruth Neponucena dos, 1997- Caracterização de pré-formas de aços 2,25Cr1Mo fabricadas via manufatura aditiva por deposição a arco com e sem resfriamento ativo por quase-imersão [recurso eletrônico] / Maria Ruth Neponucena dos Santos. - 2022.</p> <p>Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Modo de acesso: Internet.</p> <p>Disponível em: http://doi.org/10.14393/ufu.di.2022.83 Inclui bibliografia.</p> <p>1. Engenharia mecânica. I. Vilarinho, Louriel Oliveira, 1975-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 621</p>
--------------	---

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091
Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902 Telefone:
(34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 608, COPEM				
Data:	22/02/2022	Hora de início	13:00	Hora de encerramento:	15:30
Matrícula do Discente:	12012EMC019				
Nome do Discente:	Maria Ruth Neponucena dos Santos				
Título do Trabalho:	Caracterização de Pré-Formas de Aços 2,25Cr1Mo Fabricadas via Manufatura Aditiva Por Deposição A Arco Com E Sem Resfriamento Ativo Por Quase-Imersão				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	"Aplicabilidade da Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco (MASA) para Fabricação de Componentes Metálicos de Simples, Média e Alta Complexidade utilizados no Setor de Óleo, Gás e Biocombustíveis"				

Reuniu-se por meio de webconferência a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Leandro João da Silva - FEMEC/UFU; Marcelo Torres Piza Paes/PETROBRAS e Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU, orientador da candidata. Ressalta-se que os Prof. Leandro João da Silva, Louriel Oliveira Vilarinho e a Discente participaram da defesa por meio de webconferência desde a cidade de Uberlândia/MG, Dr. Marcelo Torres Piza Paes desde a cidade de Rio de Janeiro/RJ, em atendimento a Portaria nº 36, de 19 de março de 2020, da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES.

Iniciando os trabalhos o presidente da mesa, Dr. Louriel Oliveira Vilarinho, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu à Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre. O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU. Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 22/02/2022, às 15:33, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Torres Piza Paes, Usuário Externo**, em 22/02/2022, às 15:35, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Leandro João da Silva, Professor(a) do Magistério Superior**, em 22/02/2022, às 16:55, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **3356685** e o código CRC **4BD55C03**.

*Aos meus pais, Edinaldo e Elisângela.
Ao meu irmão, Simão.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me proporcionado força e saúde para prosseguir nessa caminhada;

Aos meus pais Edinaldo e Elisângela, ao meu irmão Simão Pedro e cunhada Geyzi por todo amor, apoio, compreensão e incentivo que me fizeram permanecer forte;

Ao meu orientador, Louriel Vilarinho, por toda compreensão e paciência;

A minha amiga Lídia Beatriz pela amizade e apoio ao longo destes dois anos;

Ao Henrique e Daniel pela contribuição direta na realização deste trabalho;

À todos que contribuíram direta e indiretamente para a realização deste trabalho

Ao programa de Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU pela oportunidade;

À CAPES, ao CNPQ, à Fapemig e à Petrobrás pelo suporte financeiro;

Ao Laprosolda/UFU pelo apoio técnico;

Ao Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD) pela disponibilização de alguns equipamentos como MEV e Microdirômetro;

Aos Laboratórios Multiusuários de Microscopia das Faculdade de Engenharia Química

SANTOS, M. R. N. **Caracterização De Pré-Formas de aços 2,25Cr1Mo Fabricadas via Manufatura Aditiva Por Deposição A Arco Com E Sem Resfriamento Ativo Por Quase-Imersão**. 2022. 105 f. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia.

RESUMO

A Manufatura Aditiva por Deposição a Arco (MADA) tem se destacado na fabricação de objetos grandes e com geometria moderada usados em aplicações estruturais. No entanto, atualmente há mais perguntas do que respostas acerca dos componentes produzidos por este processo de fabricação, principalmente no que se refere às propriedades críticas determinadas no final do processo de deposição. Nesse contexto o presente trabalho tem como objetivo determinar a microestrutura e o comportamento mecânico e eletroquímico de pré-formas de aço 2,25Cr-1Mo (ER90S-B3) produzidas por MADA, construídas com diferentes estratégias de resfriamento, submetidas aos tratamentos térmicos de normalização seguido por revenimento. Além disso, comparar com o material tradicional ASTM A335 Gr. P22 que apresenta composição química semelhante. Para tanto as técnicas de análise microestrutural (MO, MEV, DRX), ensaios de microdureza, ensaio de tração e impacto foram empregadas. Os resultados mostraram a existência de três diferentes áreas que se repetiam ao longo da direção de construção nos planos XZ e YZ das pré-formas. As morfologias das fases formadas nestas diferentes regiões foram diferentes em razão do efeito dos ciclos térmicos imposto durante a deposição do material. Os perfis de microdureza obtidos ao longo destes planos demonstraram que a dureza dos componentes varia para cada uma das áreas típicas em consequência da heterogeneidade microestrutural gerada nas pré-formas depositada. Além disso as medidas de microdureza ao longo da altura das pré-formas indicam que a presença do resfriamento ativo durante o processo de deposição reduz o gradiente desta propriedade. As curvas de tração obtidas para ambas as condições de deposição demonstraram que a estratégia de resfriamento ativo permitiu o alcance de melhores propriedades referentes ao limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento à fratura do componente. Os resultados também revelaram que a realização dos tratamentos térmicos de normalização + revenimento diminuiu a resistência mecânica do componente, mas elevou intensamente à tenacidade ao impacto. As curvas potenciodinâmicas indicaram que as pré-formas MADA exibiram melhor comportamento à corrosão que o aço laminado P22 na região de passivação.

Palavras-Chave: MADA; Estratégia de resfriamento; Normalização + revenimento; Heterogeneidade; Resistência mecânica; Tenacidade ao impacto; Tração; Corrosão.

SANTOS, M. R. N. **Characterization of 2.25Cr1Mo Steel Preforms Made by Wire Arc Additively Manufactured With and Without Near-immersion Active Cooling.** 2022. 105 f. MSc. Thesis, Federal University of Uberlândia, MG, Brazil.

ABSTRACT

Wire arc additive manufacturing (WAAM) has been highlighted in the manufacture of large objects with geometry used in structural applications. However, there are currently more questions than answers about the components produced by this manufacturing process, especially with regard to the critical properties determined at the end of the deposition process. In this context, the present work aims to determine the microstructure and the mechanical and electrochemical behavior of 2.25Cr-1Mo steel preforms (ER90S-B3) produced by MADA, built with different cooling strategies, subjected to normalising and tempering heat treatments. Also, compare with traditional ASTM A335 Gr. P22 material that has similar chemical composition. For this purpose, microstructural analysis techniques (MO, SEM, XRD), microhardness tests, tensile and impact tests were used. The results showed the existence of three different areas that were repeated along the construction direction in the XZ and YZ planes of the preforms. The morphologies of the phases formed in these different regions were different due to the effect of the thermal cycles imposed during the deposition of the material. The microhardness profiles obtained along these planes showed that the hardness of the components varies for each of the typical areas as result of the microstructural heterogeneity generated in the deposited preforms. Furthermore, the microhardness measurements along the height of the preforms indicate that the presence of active cooling during the deposition process reduces the gradient of this property. The tensile curves obtained for both deposition conditions showed that the active cooling strategy allowed the achievement of better properties regarding yield strength, ultimate tensile strength and elongation at fracture of the component. The results also revealed that normalizing + tempering heat treatments decreased the mechanical strength of the component, but significantly increased impact toughness. The potentiodynamic curves indicated that WAAM preforms exhibited better corrosion behavior than the P22 laminated steel in the passivation region.

Keywords: WAAM, Cooling strategies; Normalizing + tempering; Heterogeneity; Mechanical strength; Impact toughness; Tensile; Corrosion.

Lista de Símbolos

%A	Alongamento percentual
AR	Austenita retida
BG	Bainita granular
BR	Bainita revenida
CE	Contra- Eletrodo
DBCP	Distância bico de contato peça
DRX	Difração de raios-X
ER	Eletrodo de referência
E_{corr}	Potencial de corrosão
FA	Ferrita acicular
FB	Ferrita bainítica
FQP	Ferrita quase poligonal
GMA	Gas Metal Arc
HSLA	High Strenght Low Alloy
J_{corr}	Densidade de corrente de corrosão
Laprosolda	Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem
MA	Martensita-austenita
MADA	Manufatura Aditiva Por Deposição a Arco
MO	Microscópio óptico
MEV	Microscópio eletrônico de Varredura
MIG/MAG	Metal Inert Gas / Metal Active Gas
MR	Martensita revenida
N&R	Normalização + revenimento
OCP	Potencial de circuito aberto
RAQUI	Resfriamento Ativo por Quase-imersão
RBR	Ripas de bainita revenida
V_A	Velocidade de alimentação do arame
V_S	Velocidade de soldagem
σ_u	Limite de resistência tração
σ_e	Resistência ao escoamento

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO.....	1
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 Manufatura Aditiva por Deposição a arco.....	4
2.2 Microestrutura dos componentes metálicos fabricados por MA.....	7
2.3 Microconstituintes	10
2.4 Técnicas de gerenciamento térmico.....	11
2.5 Propriedades Mecânicas dos aços processados por MADA	12
2.6 Tratamento térmico em aços MADA	14
2.7 Aços liga	15
2.7.1 ASTM A335 Gr. 22.....	16
2.7.2 ASTM A182 F22.....	19
2.8 Corrosão	21
2.8.1 Potencial de corrosão.....	21
2.8.2 Curvas de polarização.....	22
2.9 Corrosão em componentes fabricadas por Manufatura Aditiva	25
METODOLOGIA.....	28
3.1 Construção das pré-formas.....	28
3.1.1 Estratégias de resfriamento adotada para construção das pré-formas.....	29
3.1.2 Parâmetros de deposição.....	30
3.1.1 Sistema de aquisição	31
3.2 Tratamento térmico.....	31
3.3 Caracterizações	32
3.3.1 MO e MEV	33
3.3.2 Difração de raios-X (DRX).....	34
3.3.3 Ensaio de Microdureza.....	34
3.3.4 Ensaio de Tração	35
RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4.1 Geometria das paredes depositadas.....	39
4.2 Composição Química.....	39
4.3 Caracterização do material tradicional P22	40
4.3.1 Análise metalográfica	40
4.3.2 Medidas de microdureza	42
4.4 Caracterização das Pré-formas MADA P1 e P2 no estado como depositado.....	42
4.4.1 Análise metalográfica da pré-forma P1 na condição como depositada.....	43
4.4.2 Fases (DRX)	48
4.4.3 Microdureza	49
4.4.4 Análise metalográfica da pré-forma P2 na condição como depositada.....	51
4.4.5 Fases (DRX)	56
4.4.6 Microdureza	57
4.5 Caracterização das Pré-formas MADA P1 e P2 tratadas por normalização seguido por revenimento	59
4.5.1 Análise metalográfica das pré-formas tratadas.....	60
4.5.2 Fases (DRX)	63
4.5.3 Microdureza	65
4.6 Ensaio de tração de P1 e P2 em diferentes condições.....	67
4.7 Ensaio de Impacto Charpy de P1 e P2 em diferentes condições	70
4.8 Comportamento Eletroquímico das Pré-formas Frente à Corrosão	73
4.8.1 Variações nos Potenciais de Circuito Aberto.....	73
4.8.2 Curvas potenciodinâmica	73

CONCLUSÕES.....	77
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	80
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	81
COMPORTAMENTO À CORROSÃO	92
8.1 Curvas potenciodinâmica (réplicas)	92

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A intensificação da concorrência juntamente com a crescente complexidade dos produtos fabricados nos últimos anos tem imposto às empresas modificações no processo de desenvolvimento de seus produtos, com o objetivo de aumentar a qualidade e competitividade e de reduzir o tempo de fabricação. Essas modificações, envolvem a utilização de novas técnicas e ferramentas para projeto, fabricação, análise e otimização dos componentes fabricados. Os principais processo de fabricação normalmente envolvem princípios derivados da fusão, remoção, conformação e adição de material. Sobre este último grupo, no final da década de 80 iniciaram-se as pesquisas acerca da fabricação de componentes metálicos a partir de um modelo digital tridimensional por meio da adição de materiais, camada por camada (AHRENS et al., 2006; FERRARESI, 2018).

Inicialmente a técnica de deposição camada por camada foi denominada de prototipagem rápida (Rapid Prototyping - RP), devido a concepção deste processo de fabricação ter sido utilizado na produção rápida de componentes visando a materialização da ideia através da construção de protótipos. Atualmente de acordo com a norma ASTM - F2792 (2012) da Sociedade Americana de Teste e Materiais, esta tecnologia é denominada de manufatura aditiva (MA) e definida como sendo o processo de união de materiais para fabricação de peças, por meio da deposição de camada sobre camada, a partir de um modelo 3D (ASTM F2792, 2012).

A redução de custos nos processos de fabricação é um dos grandes desafios das indústrias atuais. Para resolução deste desafio o desenvolvimento de novos procedimentos mais adequados e inovadores torna-se necessário. A tecnologia MA é um recurso exclusivo que proporciona a fabricação de componentes complexos ou personalizados diretamente do projeto, não havendo necessidade da utilização de ferramentas ou formas caras, como matrizes, punções ou moldes de fundição. Além disso este recurso reduz a quantidade de etapas utilizadas nos processos convencionais (DEBROY et al., 2018).

De acordo com Teixeira e Pope (1992) na realização do processo de soldagem ou revestimento de vários passes, o calor gerado durante a deposição da segunda camada pode reduzir a dureza da primeira camada na região dos grãos grosseiros da ZAC no metal de base. Desta forma os custos aplicados aos processos de pré-aquecimento e/ou pós-aquecimento é reduzido. Assim alguns setores industriais já estão sendo transformados pela manufatura aditiva, como os ramos aeroespacial, automobilística, médica, setor elétrico, bens de consumo em geral, e alguns outros.

Atualmente, de acordo com Örnek (2018), existem mais perguntas do que respostas acerca dos materiais produzidos por MA. A microestrutura final dos materiais produzidos por esta tecnologia é de difícil controle. Além disso de acordo com o autor a microestrutura das peças MA varia em qualquer ponto e em todas as direções. Por este motivo são necessárias pesquisas adicionais em termos de caracterização da microestrutura. Corroborando com esta afirmação Ron *et al.* (2019) afirmam que às investigações do processo de manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) estavam se concentrando nos parâmetros e metodologias de produção, como por exemplo, deposição da estrutura multicamadas e planejamento do caminho da ferramenta. Assim, atenção limitada tem sido dada às propriedades críticas que são determinadas no final do processo de impressão do componente.

Neste sentido, fica clara a importância de se estudar a microestrutura e o comportamento dos componentes MADA. Desta forma o presente trabalho tem por objetivo geral avaliar a influência da estratégia de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas e eletroquímicas de pré-formas metálicas fabricados pelo processo MADA, construídas a partir do arame AWS ER90S-B3, utilizado em equipamentos marinhos ou de água do mar, submetidas aos tratamentos térmicos de normalização seguido por revenimento, e comparar com material de referência ASTM A335 Gr. P22¹ que apresenta composição química semelhante. Como objetivos específicos, destaca-se:

- Caracterizar a microestrutura das pré-formas fabricadas nos planos XZ, XY e YZ e ao longo da altura dos componentes por meio das técnicas utilizadas para investigação metalográfica: MO, MEV e DRX;
- Correlacionar as estratégias de resfriamento utilizadas com as propriedades mecânicas dos componentes fabricado, através dos ensaios de tração, tenacidade e microdureza;

¹ Aço de composição química semelhante ao arame AWS ER90S-B3 de acordo com a norma ASTM A335 Gr. P22

- Correlacionar as estratégias de resfriamento utilizadas com o comportamento eletroquímico dos componentes fabricado;
- Comparar a microestrutura e o comportamento mecânico das pré-formas fabricadas com o aço carbono de referência ASTM A335 Gr. P22 laminado a quente e recozido;
- Investigar a influência dos tratamentos térmicos de normalização + revenimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Manufatura Aditiva por Deposição a arco

A Manufatura Aditiva (MA) é uma tecnologia de deposição 3D que propicia rapidamente a transformação de modelos digitais em estruturas reais (AL-MAMUN et al., 2020). Existem diferentes formas de se classificar os processos MA. Para os metais o mais comum é separar de acordo com a fonte de energia, que pode ser o laser, feixe de elétrons ou arco elétrico (DEBROY et al., 2018).

A tecnologia MA é utilizada para diversas aplicações, na indústria aeroespacial, indústria automotiva, e até mesmo para fabricação de implantes dentários (DEBROY et al., 2018; MILEWSKI, 2017). A norma ASTM F2792 atribui a esse processo sete categorias: *binder jetting*, *directed energy deposition (DED)*, *material extrusion*, *material jetting*, *powder bed fusion (PBF)*, *sheet lamination* e *vat photopolymerization* (ASTM F2792, 2012). Destes processos aqueles que são mais utilizados para fabricação de componentes metálicos são os processos PBF e DED. O primeiro consiste na fusão seletiva das partículas de pó metálico depositadas e o segundo utiliza energia direcionada para fundir material adicionado na forma de arame ou pó à medida que este é depositado.

Os sistemas DED utilizam uma fonte de alta intensidade de energia, como um laser, feixe de elétrons ou arco elétrico, para formar uma poça de fusão na qual é injetado arame ou pós metálicos. Estes materiais são depositados normalmente em uma atmosfera inerte ou à vácuo. A primeira atmosfera é utilizada nos sistemas que utilizam arco ou laser como fonte de energia, enquanto que a segunda é utilizada para os sistemas a feixe de elétrons. Um padrão é seguido pela poça de fusão para preenchimento de cada camada, construindo assim de maneira progressiva o componente metálico (ASTM F2792, 2012; HEIGEL; MICHALERIS; REUTZEL, 2015).

As pesquisas de MA estavam se concentrando principalmente nas técnicas que utilizam leito de pó (PBT), como a fusão por feixe de elétrons (EBM) e a fusão seletiva a laser

(SLM) (RON et al., 2019; ZHANG, C. et al., 2018). Contudo estas técnicas são consideradas relativamente caras, em razão do alto custo de aquisição do pó e ao seu procedimento de manuseio, e também devido ao alto consumo de energia do processo (RON et al., 2019). Por este motivo a técnica MADA, que é uma das técnicas do sistema DED, tem se destacado, por apresentar diversas vantagens do ponto de vista econômico e devido às limitações inerentes as técnicas PBT, como a baixa velocidade de digitalização da fonte de energia, baixa taxa de deposição, e restrição das dimensões do produto produzido. Outro fator que torna esta técnica alternativa bem atraente, é a possibilidade de fabricação de peças de tamanho médio-grande e a maior taxa de deposição (LEON; AGHION, 2017; RAJESH KANNAN et al., 2020; RON et al., 2019). Singh, Sharma e Rathod (2021) ao compararem todas as fontes de energia utilizadas pelas técnicas mais populares de MA relataram que a técnica MADA é que oferece maior taxa de deposição e fabricação econômica dos metais de adição (Tab. 2.1).

Tabela 2.1 – Comparação entre as fontes de energia utilizadas para fabricação de componentes metálicos (SINGH, S.; SHARMA, S. Kumar; RATHOD, 2021) .

Características	Raio Laser	Feixe de elétron	Arco de soldagem
Fonte de energia	Fóton	Elétron	Íon metálico
Fonte de calor	Onda eletromagnética	Energia cinética	Arco elétrico
Densidade de potência	$10^6 - 10^7 \text{ W / cm}^2$	$10^7 - 10^8 \text{ W / cm}^2$	$10^2 - 10^6 \text{ W / cm}^2$
Eficiência	Fraca (2–5%)	Bom (15-20%)	Excelente (> 80%)
Vácuo	Não requerido	Obrigatório	Não requerido
Velocidade (normalmente)	2 g / min	10 g / min	50-130 g / min

A técnica MADA surgiu pela primeira vez em 1925. Desde desta época várias pesquisas e inovações foram direcionadas para MADA. Entretanto a técnica ainda é pouco comercializada industrialmente em todo o mundo em todo o seu potencial. Esta tecnologia pode ser utilizada para uma diversidade de materiais disponíveis na forma de arame. Sua aplicação é ralada na literatura para materiais como ligas de alumínio, níquel, titânio, cobalto, aços (inoxidável, ferramentas e baixa liga) (WU, B. et al., 2018).

Estudos tem sido realizados com o objetivo de demonstrar a importância atual do MADA e seu potencial para aplicação em indústrias aeroespacial, marítima, de petróleo e de

turbinas a gás. As indústrias aeroespaciais já utilizam esta técnica para fabricação de componentes e estruturas aeronáuticos.

MADA utiliza a abordagem camada por camada para construção de uma peça, garantindo que o material é depositado somente onde é necessário. Por este motivo a técnica resulta em uma melhor economia de material e custos mais baixos que as técnicas de fabricação subtrativas.

Três recursos da técnica MADA são relatados na literatura. São estes: *plasma arc* (PA), *gas tungsten arc* (GTA) e *gas metal arc* (GMA). Ding et al. (2015) apresentaram um diagrama MADA, baseado no recurso GMA, como mostra a Fig. 2.1. O computador (1) apresenta a função de programar os processos experimentais e de coletar os resultados experimentais obtidos. O controlador do robô (2) é utilizado com a função de coordenar os movimentos do robô. A fonte de alimentação tem a função de realizar o controle do processo de soldagem. O robô industrial (4) implementa o movimento da tocha de soldagem (5). Um exemplo de um depósito sobre um substrato é mostrado em (7)

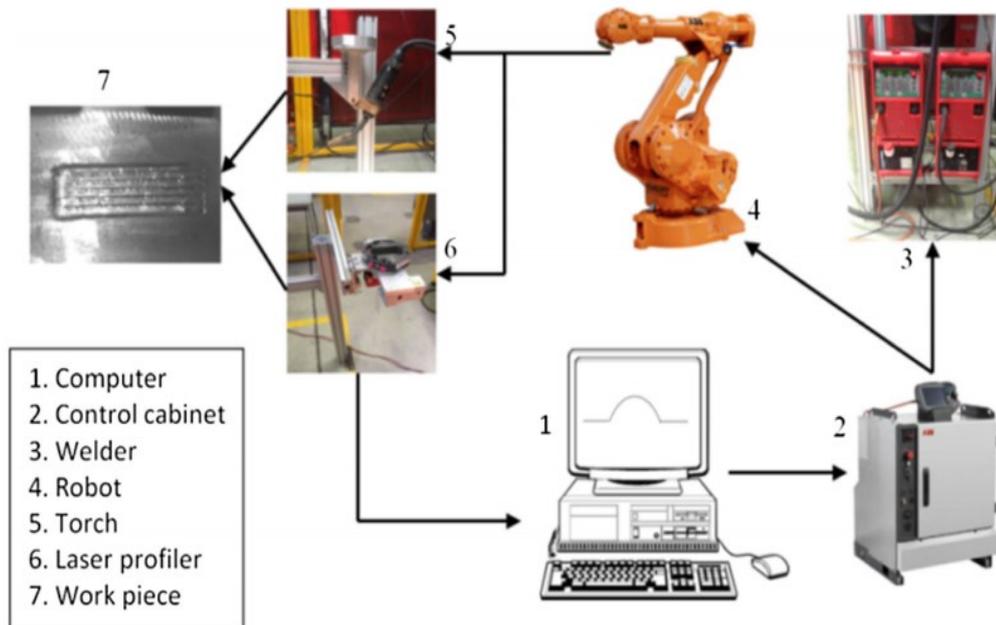


Figura 2.1 – Diagrama esquemático MADA, utilizando a abordagem GMA (DING, D. et al., 2015).

MADA é uma tecnologia que tem recebido destaque dentre os diversos processos de fabricação e que apresenta potencial para realizações de pesquisas futuras para transição de um processo de modelagem quase final para um processo de modelagem líquida. Desta forma a técnica apresentará maior adotabilidade pelas indústrias.

2.2 Microestrutura dos componentes metálicos fabricados por MA

Apesar das diversas vantagens que o processo MA proporciona, à microestrutura dos componentes metálicos fabricados por esta tecnologia difere consideravelmente das microestruturas oriundas dos processos convencionais, como forjamento e fundição, devido ao complexo histórico térmico enfrentado durante a deposição de material (DEBROY et al., 2018; ÖRNEK, 2018). Assim este processo afeta a homogeneidade da microestrutura do material, podendo causar anisotropia em suas propriedades mecânicas. Se tratando do desempenho microestrutural das ligas MA, este pode até ser de qualidade semelhante às ligas fundidas, mas quando comparado aos materiais forjados convencionais, pode diferir consideravelmente (ÖRNEK, 2018)

A técnica MADA é uma das que mais sofre negativamente com os problemas originados pelo acúmulo de calor que as camadas depositadas são submetidas, pois a alta taxa de deposição que esta técnica possibilita exige uma maior entrada de calor do que aquele necessário aos processos de fusão em leito em pó e outras técnicas de deposição por energia direcionada (SILVA, 2019). Esta técnica se assemelha mais com o processo de soldagem, pois ambos compartilham processos físicos semelhantes, como uma fonte de calor em movimento e a formação de uma zona fundida de metal líquido que é direcionada por esta fonte de calor (DEBROY et al., 2018). A microestrutura do componente metálico produzido por MADA é influenciada pelo acúmulo de calor sofrido durante o processo de deposição. Este fenômeno ocorre quando há maior entrada de calor do que saída, ocorrendo desta forma um balanço energético positivo. O que ocorre na prática é o aumento consecutivo da temperatura da pré-forma sendo depositada ao longo do tempo de deposição. O acúmulo de calor é mais nítido na técnica MADA, devido ao seu maior aporte de calor. Por este motivo a microestrutura de um componente metálico produzido por MADA pode diferir daquelas produzidas por outros processos de fabricação.

De acordo com ÖrneK (2018) a microestrutura das peças fabricadas por MA varia pra cada processo e mesmo para um mesmo processo, parâmetros diferentes podem levar a microestrutura diferente, como alterações da velocidade de fabricação e das condições de exposição ao calor, devido a absorção de energia pelo material (NEIKTER; HUANG, A.; WU, X., 2019). Também de acordo com Ornek (2018) algumas alterações nos parâmetros do processo poderiam deixar as peças fabricadas por MADA mais vulneráveis à alguns problemas, como por exemplo, à corrosão. O tamanho da poça de fusão é um outro fator que exerce influência na microestrutura. De acordo com Niendorf et al. (2013) poças de fusão maiores são as que proporcionam microestruturas mais grosseiras, em razão das lentas taxas de resfriamento. Outro fator que acontece é que as poças de fusão maiores promovem textura

por causa da recristalização sofrida, enquanto que as poças de fusão menores propicia o surgimento de grãos finos (HERZOG et al., 2016).

De acordo com Sun et al. (2020) as características físicas da formação da microestrutura no processo MADA são devidas a ausência de equilíbrio termodinâmico durante o complexo ciclo térmico MADA. Wu et al. (2019) observaram em seu trabalho quais os efeitos que a velocidade de deposição, o tempo de resfriamento e a intensidade de corrente provocam na estabilidade do processo e conseqüentemente na estrutura da peça fabricada e nas propriedades mecânicas. Os autores constataram que as peças são anisotrópicas, apresentando diferentes propriedades para diferentes direções.

O controle das temperaturas entre as camadas, de acordo com Rodrigues et al. (2019) pode proporcionar melhores resultados no que se refere a microestrutura da peça. Estas temperaturas se referem a temperatura das camadas previamente depositadas após a deposição de uma nova camada. Também de acordo com DebRoy et al. (2018) e Yadollahi et al. (2015) o intervalo de tempo de deposição entre uma camada e outra é essencial para uma maior taxa de resfriamento e influencia consideravelmente no tamanho do grão.

Os autores Rafieezad et al. (2019) observaram em seu trabalho as complexidades associadas à deposição de ligas de carbono. De acordo com os autores a taxa de resfriamento do aço bem como o teor de carbono e de elementos de liga podem propiciar uma mistura de microestruturas nos componentes fabricados. Desta forma os parâmetros devem ser devidamente controlados a fim de se obter propriedades mecânicas e microestrutura adequada. Os autores afirmam que o processo MADA com a utilização da técnica de transferência de metálica a frio (CMT) possibilita a produção de um componente com microestrutura mais uniforme e com perfil de dureza mais homogêneo. Sun et al. (2020) ao observarem a microestrutura de ligas de aço carbono produzidas por MADA também visualizaram uma mistura de microestrutura nas peças, devido aos ciclos térmicos experimentados pelos cordões depositados.

Cavalcante (2013), Rodrigues et al. (2019) e Bosquetti et al. (2013) observaram na microestrutura de depósitos de arame de ligas baixo carbono e baixa liga grãos mais refinados que os grãos presentes nas ligas fabricadas pelos métodos convencionais de fundição e forjamento. Os autores Sharma e Shahi (2018) ao analisarem a microestrutura de passe de raiz realizado com o arame ER90S-B3 de junta soldada de vários passes verificaram a presença de bainita altamente refinada contendo a presença de ilhas uniformemente dispersas de ferrita poligonal. Dirisu *et al.* (2019) ao analisarem a microestrutura de uma pré-forma depositada a partir do arame de alimentação ER90S-B3 observaram que a microestrutura resultante apresentava limites de grãos bem definidos exibindo ferrita de contorno de grão e carbonetos dispersos ($\text{Fe}_3\text{C} + \text{Mo}_2\text{C}$) devido a taxa de resfriamento e a

composição do metal de adição. Devido ao amolecimento e endurecimento sucessivos das camadas adjacentes foi observado a presença de ripas de bainita revenida. Os autores também investigaram o efeito no tamanho do grão ao utilizar passagens oscilatória (PO) ou passagem única (PU) durante a deposição e verificaram que os tamanhos dos grãos na PO foram maiores que na PU, pois o acúmulo de calor da PO favorece o crescimento de grão. Este efeito de acúmulo de calor na PO foi o fator responsável pela formação de carbonetos grossos dispostos em grandes pedaços na microestrutura da pré-forma.

O processo MADA se assemelha ao processo de soldagem de vários passes. Modenesi (2004) descreve as alterações que afetam o comportamento mecânico e o desempenho geral da zona fundida de uma deposição de arame de aço carbono durante a realização de uma soldagem multipasse. Segundo ele durante a deposição dos passes as regiões próximas são reaquecidas à temperaturas próximas à de fusão. Assim estas regiões são reaustenitizada e sofrem um forte crescimento de grão, como consequência disto, os grãos tendem a perder o aspecto colunar, que é típico durante o processo de solidificação. Durante o resfriamento ocorre a decomposição da austenita, conseqüentemente são formados microconstituintes semelhantes aos que existem nas regiões não alteradas. As regiões reaquecidas que não atingem a temperatura necessária para que ocorra a reaustenitização podem sofrer revenimento e os carbonetos e alguns outros constituintes poderão ser parcialmente esferoidizados. A macroestrutura de um componente metálico fabricado por MADA (Fig. 2.2a) assim como de uma solda multipasse (Fig. 2.2b) apresenta diferentes regiões, oriundas dos complexos ciclos térmicos enfrentado pelos cordões depositados.

Acerca da influência do aporte térmico na microestrutura, que corresponde a quantidade de calor fornecida localmente, de acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2011) em materiais não transformáveis a mudança estrutural mais marcante devido a influência do aporte térmico será o crescimento de grão, já em materiais transformáveis as mudanças estruturais são mais complexas. Os autores Wang, Xue e Wang (2019) ao investigarem a influência do modo de transferência metálica durante o processo MADA na microestrutura do aço inoxidável austenítico observaram que para os dois modos de transferência estudados o modo que apresenta uma menor entrada de calor exibiu menor espaçamento do braço dendrítico secundário nas camadas superiores e inferiores da peça fabricada do que o modo de maior entrada de calor.

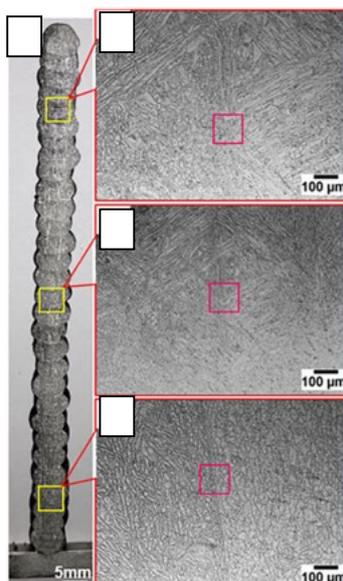


Figura 2.2 – (a) Macrografia de um componente fabricado por MADA apresentando a heterogeneidade de uma peça construído com aço super duplex.

2.3 Microconstituintes

As características gerais de alguns dos elementos estruturais típicos de zona fundida de aços baixo carbono são apresentados a seguir de acordo com o que Solari (1981) e Ventrella (2004) escreveram em seus trabalhos.

A ferrita de contorno de grão são cristais de ferrita que tem sua nucleação nos contornos do grão austenítico. Este constituinte é o primeiro a ser formado a partir da decomposição da austenita por isto também é conhecida como ferrita primária. A sua forma exibida é lenticular ou equiaxial. Este tipo de ferrita tende a se formar nas regiões da ZF na forma de veios ao longo dos contornos de grãos colunares austeníticos.

A ferrita intragranular poligonal se forma na seguinte situação: quando a austenita apresentar um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está se formando em seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, poderá se formar grãos de ferrita no interior do grão de austenita. Estes grãos podem se apresentar em duas formas principais, sendo elas, ferrita poligonal e ferrita acicular. A ferrita poligonal exibe morfologia na forma de grãos equiaxiais e é menos frequente que a ferrita do tipo acicular devido a sua transformação ocorrer em temperaturas mais baixas que a ferrita acicular.

A ferrita acicular é o tipo de ferrita mais nucleada no interior dos grãos austeníticos (COLPAERT, 2008; GALLEG0; VENTRELLA, 2019). Este tipo de ferrita é formada em temperaturas mais baixas que a de formação de bainita em aços baixo carbono e de aços baixa liga resfriados continuamente. A presença de precipitados e inclusões favorece a formação deste tipo de ferrita. Sua granulação é muito fina e seus grãos apresentam uma alta

razão entre o seu comprimento e largura. Entre seus grãos pode existir carbonetos ou elementos ricos em carbono. A presença deste constituinte garante uma tenacidade elevada nas soldas de aços que exibem limite de escoamento próximo a 500 MPa.

O principal constituinte intermediário que pode ser formado nos aços baixo carbono e baixa liga é a bainita superior. Este constituinte é formado em temperaturas mais baixas que a ferrita acicular. A sua presença é comum em soldas com velocidade de resfriamento alta, com teores de oxigênio baixo ou teores de elementos de liga muito elevados. No microscópio óptico este constituinte se apresenta na forma de uma série de lamina de ferrita apresentando elementos ricos em carbono entre as lamina. Em geral este constituinte intermediário não é desejado devido ao fato de apresentar baixa tenacidade.

A martensita geralmente é formada em pequenas regiões que contém austenita retida. Esta pode se apresentar em diferentes formas, sendo elas tipo laminar, tipo acicular ou maclado. Esta estrutura exibe alta resistência mecânica, mas apresenta baixa tenacidade em aços com teor de carbono mais elevado. Nos aços baixo carbono e baixa liga este constituinte apresenta uma alta temperatura, superior a 300°C. Nesta situação carbonetos podem ser formados durante o resfriamento, e isso faz com que seja diminuída a supersaturação de carbono na martensita. A martensita é semelhante a bainita inferior e apresenta boa resistência a fratura frágil.

2.4 Técnicas de gerenciamento térmico

De acordo com Silva (2019) é possível classificar as abordagens de gerenciamento térmico para manufatura aditiva em Natural, Intrínseca, Passiva ou Ativa. A primeira se refere ao método convencional utilizado para lidar com o gerenciamento térmico. Nesta abordagem as características e a produção dos componentes MADA são baseadas no tempo de interpasse, que se refere ao tempo que as camadas levam para resfriar até a temperatura de interpasse.

Na abordagem intrínseca modifica-se configurações de parâmetros ou até mesmo o processo para deposição de energia direcionada. Desta forma o gerenciamento térmico é conduzido por meio da alteração de fatores como aporte de calor e taxa de deposição do material. Os autores Wen *et al.* (2020) investigaram o efeito desta abordagem de gerenciamento térmico na microestrutura do aço inoxidável austenítico processado por MADA. Ao observarem a influência do aporte térmico na microestrutura, visualizaram que a quantidade de ferrita delta quase não muda com a alteração da entrada de calor, mas os espaçamentos dos dendritos primários é alterado.

Na abordagem passiva há a presença de um elemento intermediário, podendo ser a plataforma de construção e/ou substrato, que é o meio pelo qual é realizado o controle indireto

da temperatura da pré-forma. Neste gerenciamento térmico o agente de resfriamento ou aquecimento pode atuar antes, durante ou após a deposição. Quanto à abordagem ativa durante o período de fabricação o contato da pré-forma com o meio de refrigeração ou aquecimento é direto, podendo ser total ou parcial.

2.5 Propriedades Mecânicas dos aços processados por MADA

O processo MADA é conhecido por induzir em seus componentes anisotropia nas propriedades. Os complexos ciclos térmicos localizados, enfrentados durante a deposição do material são responsáveis pela formação de uma microestrutura heterogênea e conseqüentemente pelas propriedades mecânicas anisotrópicas. Os componentes metálicos produzidos por MA costumam apresentar resistências iguais ou até melhores que os metais produzidos por processos convencionais, entretanto a ductilidade destes componentes quase sempre é reduzida, devido a uma combinação de uma série de fatores, tais como, porosidade, defeitos de construção, contaminação, tensão residual e acabamento superficial ruim (SAMES et al., 2016). Quando comparado com o material forjado é visível nas curvas tensão-deformação a redução da ductilidade. A Fig. 2.3 compara as propriedades de tração de um aço inoxidável 304 L fabricado por MA com o mesmo aço trabalhado a frio (DEBROY et al., 2018). As linhas azuis e vermelhas representam as propriedades do metal forjado do centro da barra até a borda da barra, respectivamente. As linhas pretas representam as curvas obtidas para o material fabricado por MA. O material MA apresenta resistência ao escoamento semelhante à borda da barra forjada com altas quantidades de trabalho a frio e apresenta resistências a trações ainda maiores. No entanto o alongamento do componente MA é significativamente menor que o material forjado. Isto ocorre porque os defeitos que se formam durante os processos de MA podem agravar as propriedades mecânicas dos componentes, pois podem se ligar no plano mais facilmente do que os defeitos que são formados aleatoriamente (DEBROY et al., 2018; NEMANI; GHAFARI; NASIRI, 2020a)

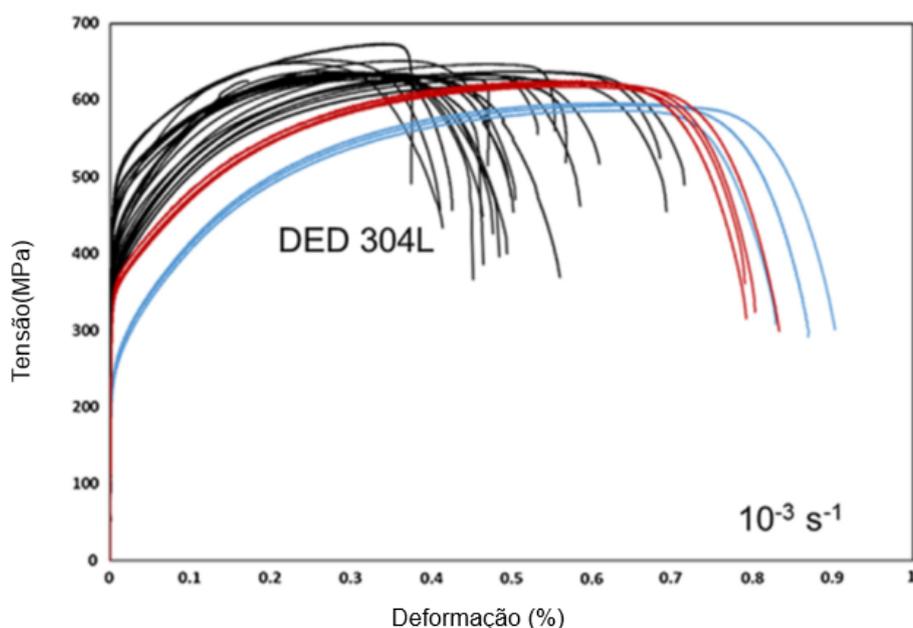


Figura 2.3 – Comparação do comportamento da resistência e ductilidade do metal fabricado por MA (linhas pretas) com barra 304L com acabamento a frio na borda (linhas vermelhas) e no centro (linhas azuis) (adaptado de Debroy et al., 2018).

Os fatores que influenciam no comportamento mecânico de componentes construídos por MADA são direção do fluxo de calor, crescimento de grãos, empilhamento das camadas e gradientes térmicos gerados durante o processo de deposição. Dirisu *et al.* (2019) ao analisarem três estruturas de aço MADA com diferentes estratégias de deposição investigaram a variação do limite de resistência tração (σ_u), da resistência ao escoamento (σ_e) e do alongamento percentual (%A) das pré-formas depositadas. Foi verificado que a taxa de resfriamento, inerente a cada estratégia de deposição, interfere na microestrutura e propriedades mecânicas do componente. Para a pré-forma depositada com estratégia oscilatória foi observado comportamento anisotrópico ao longo da direção de construção e direção de deposição (Fig. 2.4).

Wang, Xue e Wang (2019) ao investigaram a influência do modo do arco nas propriedades mecânicas de componentes de aço inoxidável 316 L fabricado por MADA constataram variações significativas nas propriedades. Os modos de arco utilizados para deposição do material de alimentação foram *SpeedPulse* e *SpeedArc*. Estes modos apresentam diferentes entradas de calor, enquanto o primeiro apresenta alta entrada de calor o segundo apresenta baixa entrada de calor e alta taxa de resfriamento. Investigando a resistência a tração na direção de deposição (x) e a dureza dos componentes produzidos, os autores observaram valores de medições maiores destas propriedades para o modo do arco de baixa entrada de calor (*SpeedArc*). As morfologias das fraturas mostraram que para ambos os materiais formados os modos de fratura são dúctil e apresentam boa tenacidade.

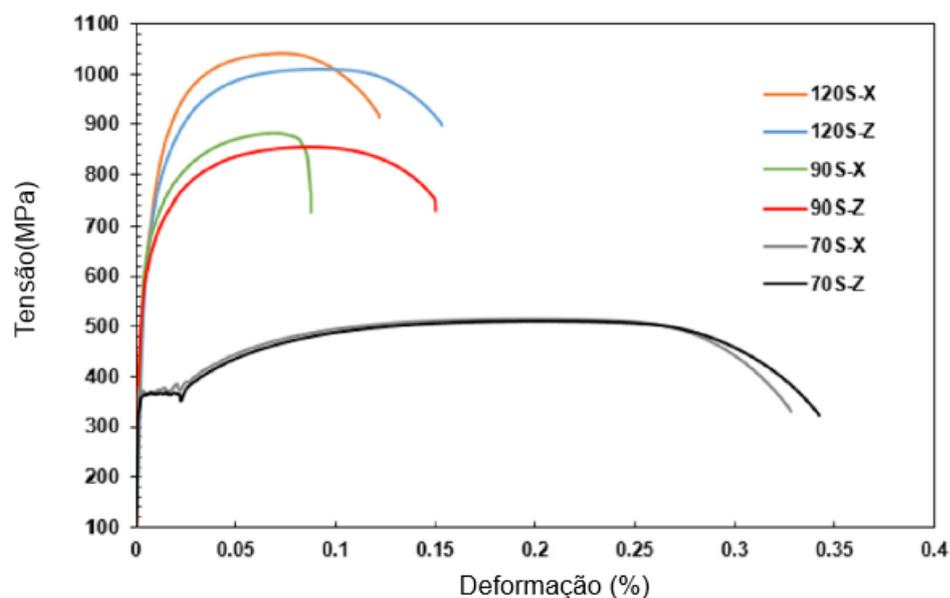


Figura 2.4 – Curva de tração obtido para pré-formas MADAS fabricadas por estratégia de deposição oscilatória em diferentes direções (adaptado de Dirisu et al., 2019).

2.6 Tratamento térmico em aços MADA

As investigações acerca do efeito da realização de tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas em aços MADA baixo carbono foram feitas por Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020). Os autores observaram o efeito do ciclo de tratamento térmico de normalização em componente fabricado por MADA, a partir do arame ER70S-6, na microestrutura e propriedades mecânicas. De acordo com os autores, o tratamento térmico de normalização minimizou o comportamento anisotrópico do componente, pois homogeneizou o tamanho do grão e extinguiu a microestrutura não homogênea.

Gao, Chen, Chen, et al. (2019) estudaram o efeito do tratamento térmico de normalização (1323 K) seguido por revenimento realizado em diferentes temperaturas (983 K, 1033 K e 1083 K) em aço MADA 9Cr. Os autores observaram diferentes valores de tenacidade ao impacto e diferentes morfologias para as condições analisadas. Para condição como depositada houve somente à presença de facetas de clivagem e após as diferentes condições de tratamentos de N&R foi observado a presença de dimples, que aumentaram em número e tamanho com o aumento da temperatura de revenimento (Fig. 2.5). El-Salam, El-Mahallawi e El-Koussy (2016) também investigaram o efeito da combinação destes dois tratamentos térmicos, normalização (1323 K) + revenimento (1033 K) (N&R), na microestrutura e propriedades mecânicas da junta soldada (P91). Eles relataram que o tratamento N&R resulta em um ótimo grau de homogeneidade da microestrutura, além disso, o tratamento N&R é considerado mais eficaz para reduzir o gradiente de dureza e apresenta

maior resistência ao impacto em comparação com apenas a realização do tratamento térmico pós-soldagem (PWHT).

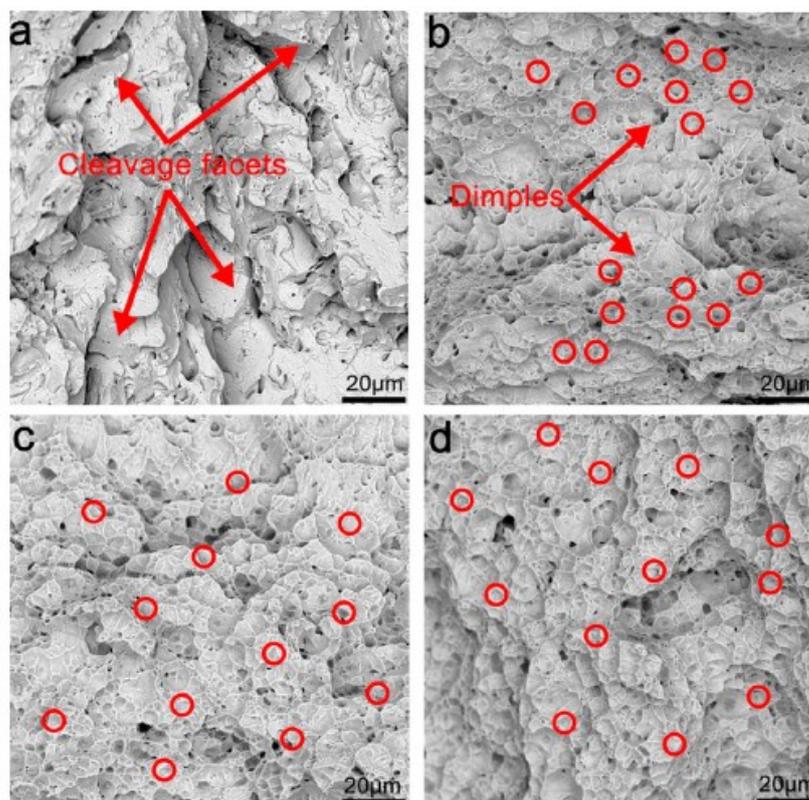


Figura 2.5 – Morfologia da fratura das amostras charpy referentes ao (a) estado como depositado; (b) 1323 K (normalização) +983 K (têmpera); (c) 1323 K (normalização) +1033 K (têmpera) e (d) 1323 K (normalização) +1083 K (têmpera) (GAO, C.; CHEN, Xizhang; CHEN, Xiao; et al., 2019).

Gao, Chen, Su, et al. (2019) ao analisarem a variação das medidas de microdureza ao longo da direção de construção de uma pré-forma construída pelo arame 90SB-9, nas condições como depositada e pós tratamento térmico, observaram que para condição tratada a variação de dureza era significativamente menor em diferentes locais do corpo de prova. Quanto à tenacidade ao impacto das duas condições, constatou-se que a amostra como depositada apresentou tenacidade significativamente menor que a da amostra tratada. Analisando a morfologia da fratura os autores concluíram que as superfícies da fratura das amostras tratadas exibiram fratura dúctil, pois apresentaram uma densa distribuição de dimples com aparência equiaxial.

2.7 Aços liga

Os aços ligas são aqueles que apresentam adição intencional de elementos de liga diferentes do carbono, que são adicionados com a finalidade de obtenção de certas

características. O teor total de elementos de ligas presentes define a classe desse material, como sendo aço baixa liga ou aço média liga ou aço alta liga. No mercado há a presença de vários tipos de aços baixa e média liga. Estes podem ser comercializados com diferentes tratamentos térmicos, com a finalidade de atender solicitações das mais diferentes aplicações. Um exemplo são os aços baixa e média liga resistentes ao calor, que são desenvolvidos para serem utilizados em temperaturas elevadas sendo muito utilizado em tubulações e dispositivos que operam em alta pressão e elevadas temperatura que varia de 370 a 600° C. Estes aços nesta faixa de temperatura exibem resistência mecânica adequada e não sofrem problemas de fluência e nem de fragilização após longos períodos de uso. São normalmente utilizados na condição normalizada ou temperada e revenida. As composições mais comuns destes aços são: 1%Cr-0,5%Mo, 1,25%Cr-0,5%Mo, 2%Cr-0,5% Mo, 2,25%Cr-1%Mo e 5%Cr-0,5%Mo.

Nos aços de baixo teor de carbono e baixa liga a poça de fusão da zona fundida inicialmente se solidifica como ferrita, mas o material pode sofrer uma reação peritética e formar austenita. No momento do resfriamento a ferrita remanescente se transforma em austenita. As elevadas temperaturas fazem com que o tamanho de grão aumente, tendendo a apresentar uma forma de grão colunares e grosseiro. Nas temperaturas abaixo de 900 °C ocorre a decomposição da austenita e esta resulta em diferentes constituintes ou produtos. A proporção destes produtos dependerá do estado inicial da austenita e das condições de resfriamento e das solicitações mecânicas envolvidas. As fases resultantes da decomposição da austenita podem aparecer na forma de diferentes microconstituintes tais como a ferrita de contorno de grão, ferrita acicular, ferrita intragranular, placas laterais de ferrita, ferrita poligonal, cementita, perlita, martensita e precipitados de carbonetos, nitretos e outros, inclusões e outros constituintes (COLPAERT, 2008; GALLEG0; VENTRELLA, 2019).

2.7.1 ASTM A335 Gr. 22

A especificação do material a ser utilizado nos diversos equipamentos e tubulações utilizados nos processos químicos, processamento de petróleo e nas plantas de geração de energia, é com base na máxima temperatura de projeto. Os aços carbono são utilizados nas aplicações de até 370°C, os aços carbono com adição de até 0,5% de molibdênio são utilizados para aplicações de até 540°C e os aços liga, que apresentam 0,5 a 1,0% de molibdênio e 0,5 a 9% de cromo, são empregados até 650°C (CARVALHO, 2015). Os diversos tipos de aços Cr-Mo são utilizados em todo o mundo, em equipamentos marinhos ou de água do mar, trocadores de calor, condensadores, empresas de perfuração off-shore de petróleo, geração de energia, produtos farmacêuticos, petroquímicos e outros (YUVI;

DAVID, 2007). Estes aços são resistentes à fluência, devido ao produto de uma dispersão fina de precipitados de carboneto de molibdênio. A liga ASTM A335 Gr. 22 é um aço da primeira geração destes tipos de aços, que foi desenvolvido no início do século 20 e usado, por muitas décadas, nas modernas usinas de geração de energia movida a combustível fóssil (FARRAR, 2004). Além de apresentar resistência a fluência este aço apresenta boa resistência à oxidação, derivada do teor de cromo. Sua composição de acordo com a norma ASTM A335 é mostrada na Tab. 2.1.

Tabela 2.1 – Composição do aço ASTM A335 P-22 em (wt.%) (ASTM A 335, 2021).

Material	C	Si	Mn	S	P	Mo	Cr
ASTM A335 P22 (material de referência)	0.05- 0.15	0- 0.50	0.30- 0.60	0- 0.025	0- 0.025	0.87- 1.13	1.90- 2.60

No aço 2,25Cr-1Mo a bainita formada tende a ser uma mistura de bainita ferrítica e granular nos aços com baixo teor de carbono. O baixo teor de carbono, até 0,15%, e a presença de elementos formadores de carbonetos levam a pequena precipitação de carbonetos. Para altas taxas de resfriamento há a formação de martensita que apresenta a mesma composição da austenita não transformada (KING, 2005).

A microestrutura do aço ASTM A335 Gr. 22 depende da taxa de resfriamento. Geralmente taxas de resfriamento muito lentas, perto do equilíbrio, resultam em alta formação de ferrita (Tab. 2.2). Este constituinte diminui com o aumento da taxa de resfriamento e com a formação de bainita e martensita (YUVI; DAVID, 2007).

Tabela 2.2 – Influência da velocidade de resfriamento sobre a microestrutura e dureza do aço ASTM A335 Gr. 22 (YUVI; DAVID, 2007).

Velocidade de Resfriamento (°C/hora)	Microestrutura		Dureza Vickers
	Bainita	Ferrita	
8871	99%	1%	305
816	55%	45%	215
71	30%	70%	160
66	20%	80%	150

Os requisitos mínimos para as propriedades mecânicas do aço P22, na condição padrão de fornecimento (normalizado e revenido), é estabelecido pela norma ASTM A335 e são descritos na Tab. 2.3.

Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas do aço P22 de acordo com a norma ASTM A335 (adaptado de Vaillant *et al.* (2008)).

ASTM A335 P22	Normalizado e revenido
Limite de resistência a tração (MPa)	205
Limite de escoamento (MPa)	415
Alongamento (%)	30
Dureza (HV)	171

De acordo com CARVALHO (2015) os aços de baixa liga, que apresentam teor de carbono abaixo de 0,20% e que contenham 2,25Cr-1Mo exibem uma estrutura policristalina. Estes tipos de aços contêm milhares de grãos unidos por contornos de grãos. Estes contornos apresentam uma maior energia, mais impurezas e um grau maior de desordem. Estas características podem levar a propriedades de resistência à corrosão diferente da observada no interior dos grãos. Uma solução sólida de átomos de ferro, que apresentam átomos substitucionais de cromo e molibdênio e intersticiais de carbono forma a microestrutura desse tipo de aço. A maioria destas ligas apresentam fases formadas pelos átomos não dissolvidos. Para estes aços a fase formada preferencialmente são os carbonetos de ferro, denominados de cementita (Fe_3C). Carvalho (2015) afirma em seu trabalho que a adição de cromo ao aço, em meios oxidantes, tem o objetivo de elevar a resistência à corrosão. Além disso, este elemento tem a função de melhorar a resistência à erosão e a resistência à fluência, devido a formação de carbonetos de cromo. O autor relata acerca do molibdênio e do cromo, que são elementos adicionados com propósito de potencializar a resistência a fluência e a resistência à corrosão por pitting nos aços inoxidáveis, por meio do aumento das características protetoras da camada passivante. Ainda sobre a composição química do material, as experiências realizadas por Park, Ji e Kim (2013) mostraram que em alguns meios, como ácido sulfúrico o cromo, este aço apresenta tendência de formar uma proteção na superfície do aço, que contém Cr_2O_3 ou $Cr(OH)_3$. Cunat (2004) observou que a afinidade do cromo com o oxigênio é a característica responsável pela formação de uma película protetora, insolúvel e aderente sobre a superfície do metal. Esta película isola o metal do meio, dando origem a sua proteção. Assim o autor afirma que a resistência à corrosão das ligas de ferro, cromo e molibdênio depende principalmente do teor de cromo.

Frignani, Monticelli e Brunoro (1987) observaram nos aços ASTM 335, ao analisar a influência do conteúdo de cromo na corrosão em soluções de ácido fluorídrico e clorídrico, a

presença de corrosão uniforme em todas as amostras. O autor também observou que o aumento do teor de cromo aumentou as taxas de dissolução e este elemento tende a deslocar os potenciais de corrosão para valores mais negativos.

2.7.2 ASTM A182 F22

O aço ASTM A182 F22 é um aço de baixo teor de carbono e baixa liga do tipo 2,25Cr-1Mo desenvolvido para aplicação em elevadas temperaturas, devido a estabilidade proporcionada pelos carbonetos estáveis localizados nos contornos de grão deste aço. Este aço exibe uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade. A liga pode ser utilizado na condição recozido (microestrutura composta por ferrita e perlita), temperado e revenido (microestrutura composta por martensita e bainita) e também na condição normalizado e revenido (microestrutura composta por bainita e ferrita) (OLIVEIRA, G. L. G., 2013).

De acordo com o diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC) do aço ASTM A182-F22, apresentado na Fig. 2.6 a microestrutura bainítica pode ser alcançada em uma ampla faixa de taxas de resfriamento, exibindo assim uma extensa temperabilidade bainítica. Estes aços são, principalmente, aplicados em temperaturas elevadas, até 650°C (PINHEIRO, 2014).

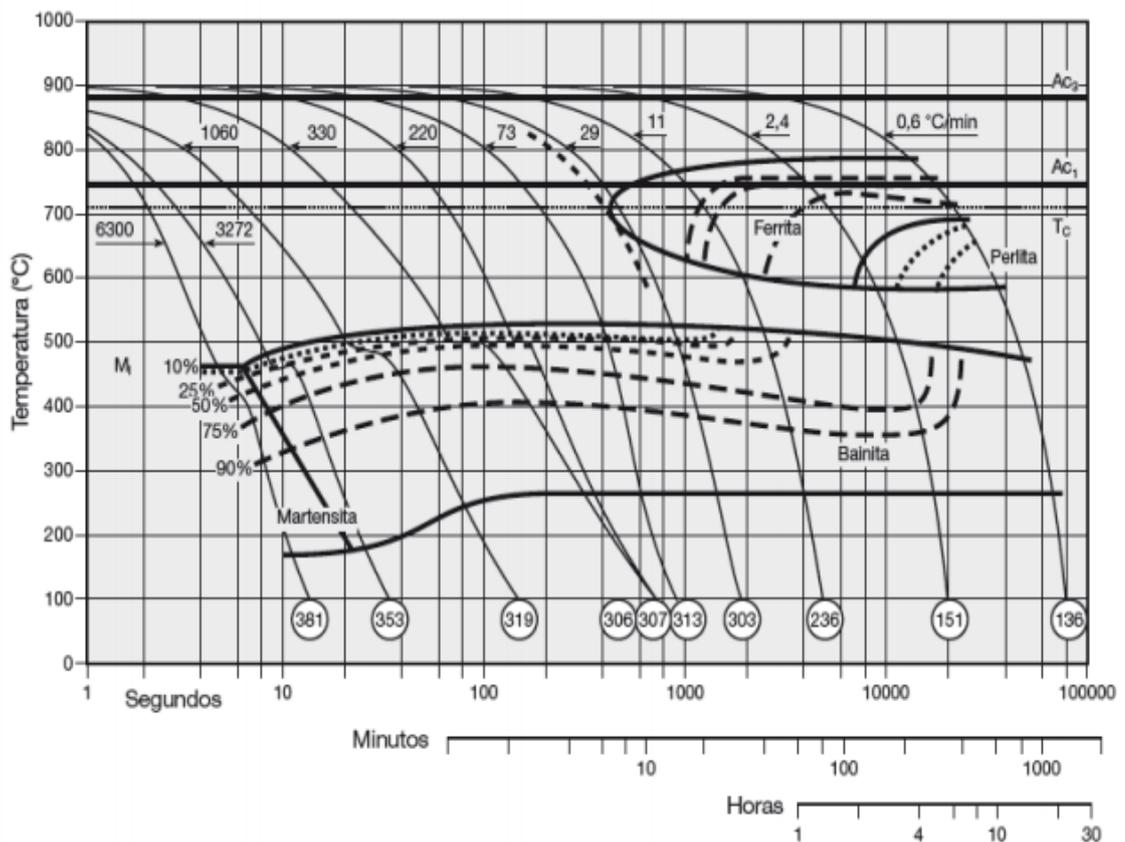


Figura 2.6 – Diagrama TRC do Aço ASTM A182-F22 (PINHEIRO, 2014).

A boa soldabilidade destas ligas é devido ao baixo teor de carbono (inferior a 0,20%). Apesar deste baixo teor estas ligas apresentam elevada dureza. A presença de cromo proporciona a este aço uma maior resistência à oxidação e o molibdênio aumenta a resistência à deformação em temperaturas elevadas, devido a formação precipitados nos contornos de grãos que elevam a resistência à fluência (PINHEIRO, 2014).

De acordo com Pinheiro (2014) a família dos aços 2,25Cr-1Mo possuem elevada resistência à corrosão e fluência e também boa tenacidade em comparação com os aços carbonos. Por este motivo, esta família é amplamente utilizada nas indústrias petroquímicas. Elrefaey *et al.* (2018) afirmam que estes aços F22 para forjamento são frequentemente usados em serviços submarinos na indústria de petróleo e gás, particularmente para componentes como corpos de válvula.

A norma ASTM A182 estabelece os parâmetros de tratamento e requisitos mecânicos mínimos para aplicação desse aço (Tab. 2.4). Oliveira (2013) informa que a região da Zona Termicamente Afetada pelo Calor (ZTA) deste aço geralmente apresenta uma microestrutura composta por bainita e martensita.

Tabela 2.4 – Propriedades mínimas exigidas pela norma ASTM A182-F22 para aplicação destes aços (ASTM A182, 2021).

ASTM A182-F22	Classe 1	Classe 3
Tratamento térmico	Recozido	Normalizado e revenido
Temp. Austenitização (°C)	900	900
Resfriamento	Forno	Ar
Temp. Revenimento (°C)	-	675
Limite resistência a tração (Mpa)	415 mín	515 mín
Limite de escoamento (MPa)	205 mín	310 mín
Alongamento (%)	20 mín	20 mín
Dureza (HB)	170 máx	156-207

Saroja *et al.* (1994) avaliaram a microestrutura e formação de carbonetos resultantes do tratamento térmico. Quando normalizado o aço apresentara microestrutura bainítica, com a presença de carboneto M_3C e quando normalizado e revenido o aço exibe uma microestrutura constituída por bainita e ferrita com os carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C .

No que se refere à resistência à corrosão de CO_2 de aços carbono e baixa liga, a literatura afirma que sua resistência está em função de sua composição, característica termo-mecânica e de sua microestrutura resultante (AL-HASSAN *et al.*, 1998; CLOVER *et al.*, 2005). Normalmente as ligas resistentes à corrosão apresentam preços elevados, por esse motivo o

uso de aços que contém baixo teor de carbono que apresentam pequenas adições de Cr, geralmente de 1–5% em peso, é uma alternativa utilizada para minimizar a ameaça de corrosão (CARVALHO, D. S.; JOIA; MATTOS, 2005). A resistência a corrosão destes aços é proporcionada pelo maior teor de Cr (CARVALHO, D. S.; JOIA; MATTOS, 2005). Essa resistência é atribuída à formação e retenção de um filme enriquecido com Cr fino na interface liga / eletrólito (GUO, Shaoqiang et al., 2012). O aço “F22 ” é amplamente utilizado, para esta finalidade, nos componentes forjados em um estado de tratamento térmico temperado e revenido.

2.8 Corrosão

O processo de corrosão eletroquímico pode ser identificado como o de uma pilha de corrosão. Nesta pilha o cátodo corresponde as regiões que acontecem as reações de redução e o ânodo corresponde as regiões em que ocorre a reação de dissolução do metal. Esta pilha é formada por dois eletrodos que estão unidos a um circuito metálico externo. Estes sistemas transforma a energia química, proveniente das reações de oxirredução que acontecem nos eletrodos, em energia elétrica. Na eletrólise ocorre o contrário. Os sistemas transformam a energia elétrica, proveniente de uma fonte de corrente elétrica em energia química gerando as reações de oxirredução que acontecem nos eletrodos. A primeira situação acontece de forma espontânea e a segunda de maneira forçada (GENTIL, 2011).

De acordo com Ticianelli e Gonzalez (1998) a velocidade de um processo corrosivo eletroquímico pode ser determinado através da perda de massa do material em função do tempo por unidade de área. Esta velocidade é normalmente expressa em termos de densidade de corrente de corrosão. Uma situação de equilíbrio ocorrerá quando os valores da densidade de corrente do cátodo e do ânodo e da corrente de troca assumirem valores iguais. Quando circula uma corrente pelo eletrodo por meio de um fluxo de elétrons ocorrerá um deslocamento dos potenciais de equilíbrio em relação aos seus valores iniciais. Com isto uma diferença de potencial é gerada (sobretensão ou sobrepotencial). Esse mecanismo é denominado de polarização (DAVIS, 2000).

2.8.1 Potencial de corrosão

Um potencial característico é assumido por um metal que sofre corrosão numa dada solução de baixa resistividade elétrica. Este potencial é denominado de potencial de corrosão. O potencial de corrosão é um dos parâmetros eletroquímicos mais fácil de ser determinado. Por se tratar de um potencial assumido pelo metal é considerado suficiente proceder a medida direta desse potencial com relação a um eletrodo de referência. Essa medida é também

denominada de potencial de circuito aberto. De acordo com Alberti (2004) e Souza et al. (2005) quando um metal é inserido em uma solução eletrolítica ocorre, na interface entre condutor metálico e o condutor iônico, uma distribuição não homogênea de cargas. Assim, ocorre uma diferença de potencial entre o metal e a solução. Esta diferença é o potencial do eletrodo. Quando este potencial é medido em relação a um potencial de referência recebe o nome de potencial de circuito aberto (*OCP*).

A evolução do potencial de circuito aberto com o tempo é um indicativo da estabilidade do sistema, para as situações em que acontecem interações entre o eletrólito e o eletrodo (ex: adsorção) o *OCP* tem a tendência de apresentar valores mais positivos, indicando que uma nova interface gerada no sistema contribuiu para tornar o metal mais passivo. Já quando o potencial decresce continuamente indica que o metal está corroendo a uma taxa crescente .

2.8.2 Curvas de polarização

O mecanismo de polarização é representado graficamente pelo potencial em relação a um eletrodo padrão contra o logaritmo da densidade de corrente. Quando as taxas de redução e oxidação são iguais tem-se o ponto do potencial de corrosão e da densidade de corrente de corrosão designada também como taxa de corrosão ou velocidade de corrosão.

Alguns fatores ocasionam o mecanismo da polarização, como, destruição das películas protetoras já existente, diminuição da concentração de uma espécie iônica que se deposita ou se solta do cátodo, reações secundárias que são responsáveis pela formação de películas protetoras, saturação da solução nas vizinhanças do eletrodo e fenômenos de adsorção de gases contidos na solução (GENTIL, 2011).

A curva de polarização obtida a partir de um eletrodo em um meio eletrólito representa o efeito global de todas as reações que ocorrem simultaneamente no eletrodo (WOLYNEC, 2003). As curvas que podem ser obtidas em um potencial controlado, são as potenciostática e potenciodinâmica (GENTIL, 2011). No método potenciodinâmico, também denominado de método potenciocinético é realizado uma varredura contínua, a uma velocidade constante, de potencial a partir de um potencial inicial (E_i) até um potencial final (E_f), o que define a corrente em função dos potenciais varridos ao longo de tempo. Assim neste método varia-se continuamente o potencial do eletrodo E e registra-se a variação de corrente (Δi), que assim como o potencial é variada de uma forma contínua (Fig. 2.7). No método potenciostático é aplicado valores discretos (crescentes ou decrescentes), ao potencial do eletrodo E . Para cada valor de potencial é determinado o correspondente valor de Δi .

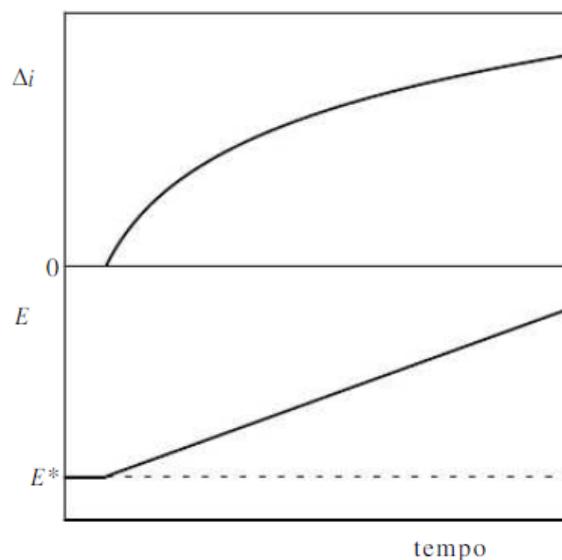


Figura 2.7 – Representação do método potenciodinâmico para levantamento de uma curva de polarização experimental anódica por meio do potencial de corrosão E^* (WOLYNEC, 2003).

Em condições de equilíbrio a relação entre o potencial de um material, imerso em uma solução eletrolítica, e a densidade de corrente que flui entre eles fornecem alguns parâmetros importantes para a análise de corrosão em materiais, obtidos por meio do processo de extrapolação do diagrama de Tafel. Por meio deste processo é possível obter valores como densidade de corrente de corrosão (I_{corr}), potencial de corrosão (E_{corr}), resistência de polarização (RP) e taxa de corrosão (MOREIRA, 2014). Os valores de E_{corr} e I_{corr} são determinados por meio do encontro das linhas de inclinação da região anódica e catódica (Fig. 2.9).

De acordo com Magalhães (2018) o diagrama de Tafel pode ser obtido através de um ensaio eletroquímico de corrente contínua. Neste ensaio a avaliação é realizada de forma indireta a avaliação dos parâmetros cinéticos de corrosão. O autor afirma que este ensaio corresponde a resistência à oxidação que um material oferece quando é exposto a um meio oxidante durante a aplicação de um potencial externo.

Para a realização destas técnicas é necessária uma montagem de um aparato experimental. Este deve ser composto por um potenciostato que possui um sistema de aquisição de dados e um sistema de processamento de dados. O potenciostato deve estar ligado aos eletrodos da célula eletroquímica (Fig. 2.8). Os eletrodos presentes na célula eletroquímica são o eletrodo de referência, que fica imerso numa solução conhecida com grande estabilidade, que exhibe respostas rápidas à variação de potencial, o eletrodo de trabalho que é a própria amostra do material que será analisado em uma célula eletroquímica,

e um contra-eletrodo, que geralmente é de platina ou ouro, que serve para possibilitar a passagem de corrente para o eletrodo de trabalho (WOLYNEC, 2003).

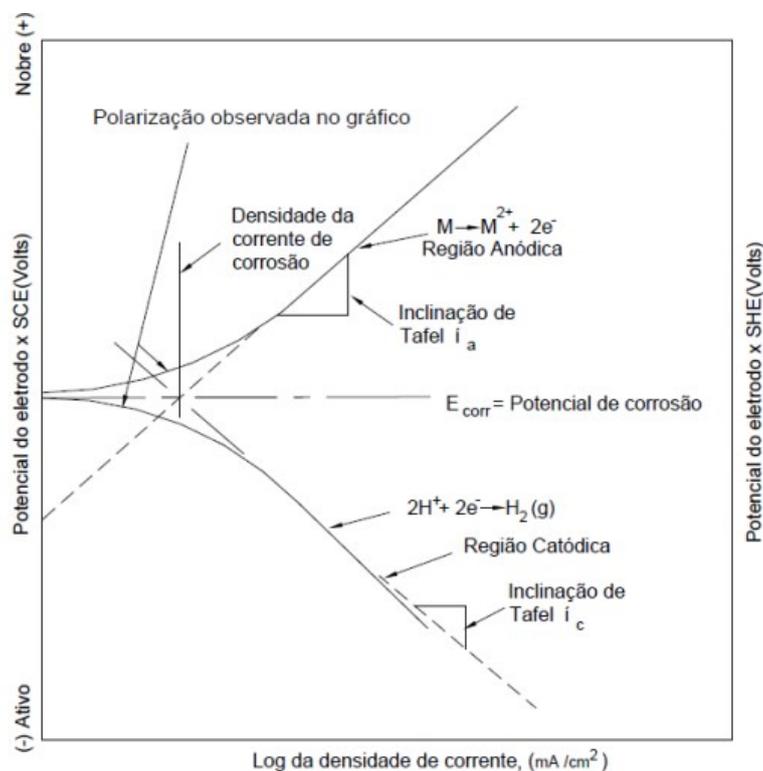


Figura 2.9 – Diagrama de Tafel (Magalhães, 2018).

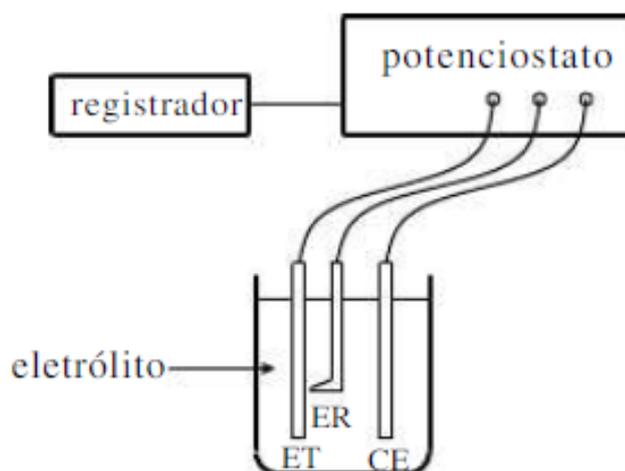


Figura 2.8 – Esquema de uma célula eletroquímica de três eletrodos. ER: Eletrodo de Referência, CE: Contra eletrodo, ET: Eletrodo de trabalho (WOLYNEC, 2003).

Assim através das variáveis velocidade de varredura e potenciais iniciais e finais, se torna possível observar processos de redução, oxidação e de adsorção. Além disso é possível determinar se estes processos ocorrem em uma ou várias etapas ou se correspondem a um

processo reversível, quase-irreversível ou irreversível (TICIANELLI; GONZALEZ, 1998; WOLYNEC, 2003).

2.9 Corrosão em componentes fabricadas por Manufatura Aditiva

A mudança na microestrutura influencia nas propriedades eletroquímicas dos componentes metálicos fabricados por MA. Nas peças de aços inoxidáveis e algumas de ligas de aço fabricada por MA as grandes frações de fases secundárias, como carbonetos, nitretos e fase sigma, geralmente promovem corrosão localizada e podem impor uma baixa resistência à corrosão do material (CHEN, Xiaohui et al., 2017). Tratamentos térmicos ou usinagem de superfície utilizados para remover as tensões geradas durante a impressão, devido aos gradientes de alta temperatura e aos eventos reiterativos de resfriamento rápido, podem levar à formação de fase secundária e adicionar outros tipos de deformação e tensão. A tensão e a deformação aceleram a corrosão e o processo de corrosão sob tensão (ÖRNEK et al., 2016). Além disso as ligas fabricadas por MA, devido a heterogeneidade da microestrutura em escalas e comprimentos variados, são vulneráveis à corrosão galvânica.

Örnek (2018) afirma que realizar ensaios de corrosão em amostras retiradas de uma peça fabricada por MA pode não equivaler a resistência da peça como um todo, porque a microestrutura pode variar ao longo da peça e conseqüentemente pode mudar suas propriedades. Em geral a microestrutura varia em qualquer ponto e em todas as direções. Assim, pode ser que a taxa de corrosão determinada não seja confiável, especialmente para materiais fixos, que apresentam expectativa de vida útil fixa. Um outro fator também retratado pelo autor é que peças fabricadas por esta tecnologia apresentam porosidade que se concentra principalmente nos limites das interseções das peças metálicas. Esta porosidade pode ocasionar corrosão intergranular, ou até mesmo, devido à tensão de ação, pode promover a ocorrência de trincas por corrosão sob tensão intergranular. Ron *et al.* (2019) ao comparar uma peça de aço carbono produzida por MADA com uma peça fabricada convencionalmente observou que se tratando de porosidade, ambas as ligas apresentaram quantidades relativamente semelhantes deste tipo de defeito.

Alguns fatores que influenciam na corrosão de componentes fabricados por MA são apresentados a seguir de acordo com o que Örnek (2018) escreveu em seu trabalho.

As inclusões de óxidos que cobrem parcialmente a superfície ou a microestrutura influenciam com grande intensidade nas propriedades de corrosão, pois estes óxidos podem estar "frouxamente" ligados ao material e assim podem levar a atividades de corrosão aprimoradas. Este óxido não é o mesmo óxido protetor natural formado na superfície do metal, pois para que o óxido seja considerado protetor ele deve ser denso e bem estruturado, sem

defeitos ou com baixa densidade de defeitos, e deve apresentar e manter baixa condutividade iônica e eletrônica.

Nas ligas impressas há uma natureza inerente de solidificação epitaxial. Isto leva o surgimento de microestruturas texturizadas com formas de grãos colunares ou não regulares. Esta textura pode ser um problema de grande impacto em termos de trincas por corrosão sob tensão. Os materiais que apresentam textura podem ser mais suscetíveis à corrosão.

A microestrutura dos componentes metálicos MA produzidos por alimentação de arame, é anisotrópica e é mais afetada pela textura do que os materiais MA produzidos em leito de pó. Esta textura é um fator que pode ocasionar problemas de corrosão, produzindo diversos locais de corrosão localizada.

Se tratando de resistência à corrosão o tamanho de grão do material não é considerado um grande problema. Entretanto seu tamanho na microestrutura precisa ser otimizado, e sua distribuição não pode variar muito, tendo em vista que os aglomerados de grãos pequenos normalmente apresentam tensões mais altas e como consequência podem acabar promovendo corrosão localizada. Em ambientes que o material é exposto a hidrogênio ou em condições em que o hidrogênio pode ser gerado por reações catódicas o tamanho do grão pode ser um grande problema, principalmente para os aços inoxidáveis.

Alguns autores como Ron et al. (2020), Wen et al. (2020) e Ron et al. (2019) investigaram o comportamento eletroquímico de componentes produzidos por MADA. Ron et al. (2019) avaliaram o comportamento eletroquímico de um aço com baixo teor de carbono produzido pelo processo MADA. Ao compararem este aço com um aço forjado de referência foi observado que as taxas de corrosão eram semelhantes, entretanto os mecanismos de corrosão eram diferentes. A liga fabricada por MADA apresentou corrosão uniforme e a liga de referência exibiu corrosão localizada. Os autores afirmam que esta diferença de mecanismo de corrosão pode estar relacionado as diferenças na microestrutura das duas ligas. Com as medições de extrapolação de Tafel o autor concluiu que a taxa de corrosão da liga impressa era relativamente próxima à da liga de referência. O efeito da entrada de calor no comportamento eletroquímico de pré-formas de aço inoxidável austenítico fabricadas pelo processo MADA foi investigado por Wen et al. (2020). Os autores verificaram que a corrosão por pite para o aço estudado sob alta entrada de calor ocorre mais facilmente que para o aço sob baixa entrada de calor. Além disso, ambas as pré-formas quando comparadas ao material de referência forjado apresentaram menor taxa de corrosão. No trabalho de Ron et al. (2020) os autores avaliaram a consequência de imperfeições microestruturais no desempenho à corrosão por fadiga de uma liga ER70S-6 produzida pelo processo MADA. De acordo com os autores defeitos como porosidade, falta de fusão e trincas a quente podem levar à deterioração da resistência à corrosão. Ao compararem a peça de aço carbono produzida por

MADA com um liga de referência forjada os autores concluíram que a resistência a corrosão da liga fabricado por MADA era adequada, porque a taxa de corrosão da liga de referência era bastante semelhante.

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

3.1 Construção das pré-formas

A bancada experimental utilizada para fabricação das pré-formas estudadas neste trabalho é apresentada na Fig. 3.1. A bancada foi constituída por: uma fonte de energia, mesa CNC, o alimentador, sistema de aquisição de dados, sistema controlador, gases de adição e por um tanque de trabalho.



Figura 3.1 - Bancada experimental constituída por 1- Sistema de controle, 2- tocha, 3- tanque de trabalho, 4- fonte de energia, 5- Cilindro do gás de proteção com regulador de vazão, 6- sistema de aquisição de dados.

A fonte de energia utilizada foi a CMT Advanced 4000. O sistema de controle programou a mesa CNC para percorrer posições longitudinais exatas e após a deposição de cada camada o mesmo aumentava ao longo da direção Z 2,89 mm. Cada camada foi depositada com o sentido oposto da velocidade empregada na camada anterior (Fig. 3.2a). O movimento de deposição adotado foi de uma onda quadrada, como mostra a Figura 3.2b.

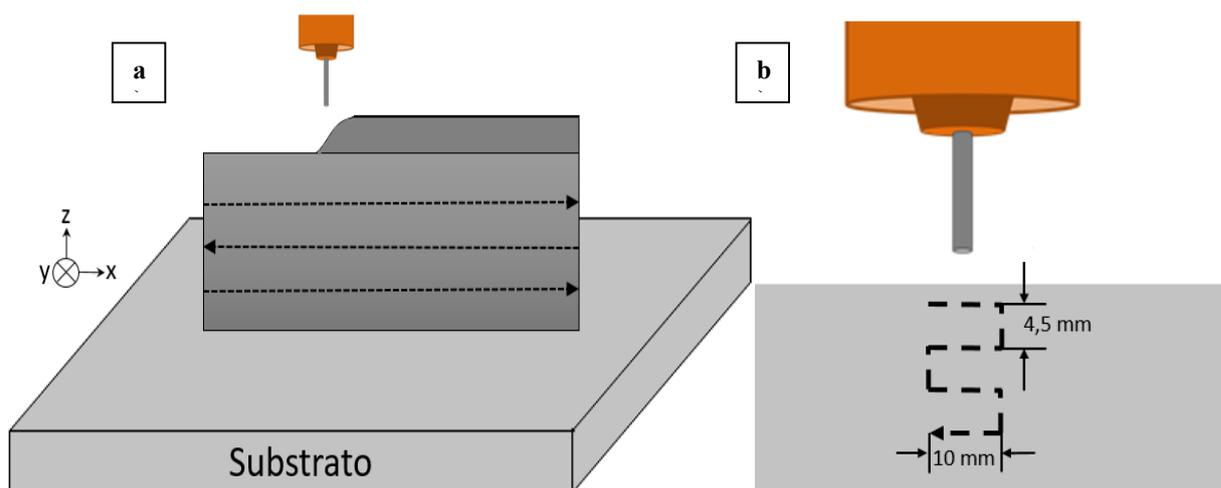


Figura 3.2 – (a) diagrama esquemático do procedimento experimental (b) representação da estratégia de deposição oscilatória utilizada.

3.1.1 Estratégias de resfriamento adotada para construção das pré-formas

Duas estratégias de resfriamento foram adotadas para construção das pré-formas P1 e P2, conforme apresentado na Fig. 3.3. A primeira foi depositada utilizando a técnica de gerenciamento térmico passivo, como mostra a Fig. 3.3a. Nesta técnica o tanque de trabalho é utilizado apenas para manter a plataforma de trabalho resfriada. A segunda foi depositada utilizando a técnica de Resfriamento Ativo por Quase-imersão (RAQUI), conforme mostra a Fig. 3.3b. Trata-se de uma técnica de gerenciamento térmico que consiste no resfriamento da pré-forma através de sua quase imersão contínua e controlada em água dentro de uma cuba durante todo o tempo de construção. Para deposição foi utilizado água a temperatura ambiente como fluido de refrigeração. O líquido subia ao longo da direção de construção e era mantido sempre a uma distância de 15 mm da altura máxima da última camada depositada. Desta forma a maior parte da pré-forma fica imersa e conseqüentemente fica em equilíbrio com a temperatura da água, diminuindo significativamente a temperatura de interpasso e o acúmulo de calor na pré-forma à medida que a deposição ocorre.

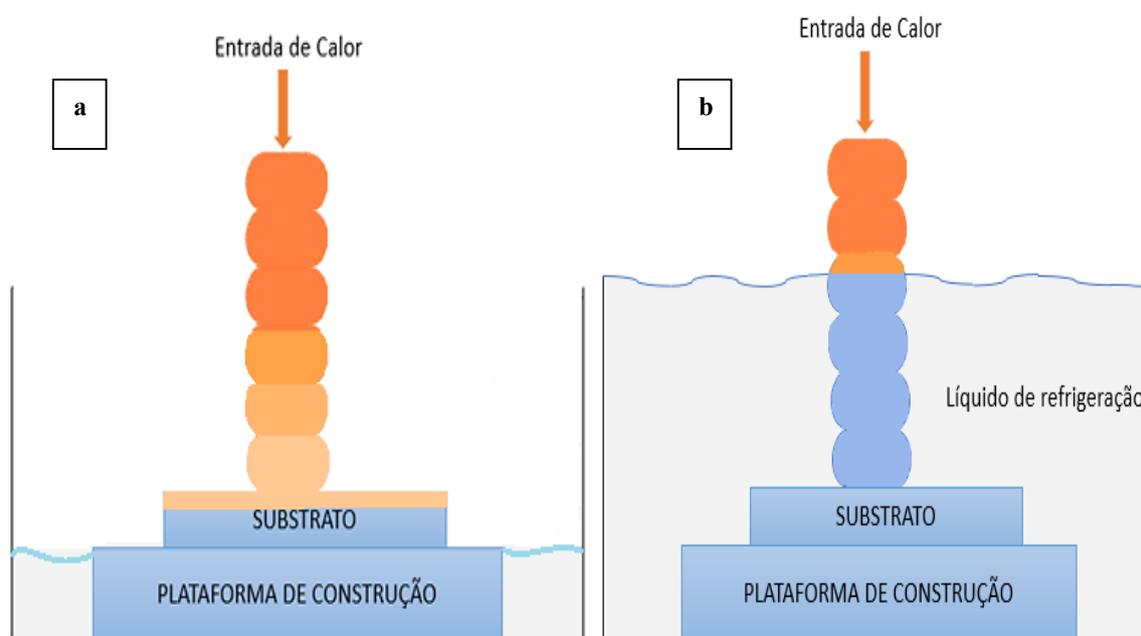


Figura 3.3 – Ilustração esquemática das técnicas de gerenciamento térmico (a) RAQUI (b) passivo.

3.1.2 Parâmetros de deposição

Para a confecção das pré-formas foi utilizado o arame ER90S-B3 (AWS A5.28, 2020) de 1,20 mm de diâmetro nominal e uma fonte de soldagem eletrônica operando em modo pulsado. Foi aplicado uma taxa de fluxo de gás de proteção, de 13L/min, composta por uma mistura de 96 % Ar e 4% CO₂. Os parâmetros do processo de deposição para ambas as pré-formas são apresentados na Tab. 3.1.

Tabela 3.1 – Os parâmetros de deposição medidos usados para a fabricação da pré-forma de aço baixa liga e baixo carbono.

Pré-forma	Corrente média (A)	Tensão média (V)	Velocidade de alimentação (m/min)	Velocidade de deposição (mm/min)	DBCP (mm)
P1	130,20	22,84	5,00	400,00	17,00
P2	134,60	22,24	5,00	400,00	17,00

Dois paredes grossas de múltiplas camadas foram construídas sobre um substrato de aço ABNT 1050. A parede depositada utilizando gerenciamento térmico passivo foi construída com temperatura de interpasse de 150°C. O controle da temperatura de interpasse foi realizado por meio de um pirômetro digital. Para esta pré-forma o tempo médio de espera entre uma camada e outra foi de 8 min. O acionamento do arco elétrico era feito por meio do comando “Cycle Start” realizado pelo operador através do sistema de controle.

Para deposição das camadas da pré-forma depositada com o resfriamento por quase-imersão foi empregado um tempo de 20 s de espera entre uma camada e outra para solidificação parcial da camada anteriormente depositada. Este tempo foi programado no sistema de controle. Desta forma a abertura e fechamento do arco era controlada de forma automática. A temperatura média de interpasse medida foi de 83°C.

3.1.1 Sistema de aquisição

O sistema de aquisição de sinais de tensão e corrente foi composto por um computador, um condicionador de sinal e uma placa de aquisição. O computador utilizado para leitura e armazenamento dos dados apresentava um software em LabView. A placa de aquisição utilizada foi a da National Instrument modelo USB-6009 (resolução de 13 bits).

A cada três camadas os valores de corrente e tensão foram medidos para obtenção dos valores de corrente e tensões médias, potência instantânea e energia do arco.

O programa, que captura os dados durante a deposição, apresenta os resultados em formas de gráficos após o término da aquisição (Fig. 3.5). Em seguida os dados obtidos foram tratados no software *OriginPro* 8.0 que permite abrir, manipular, sincronizar e tratar os dados gravados pelo programa de aquisição.

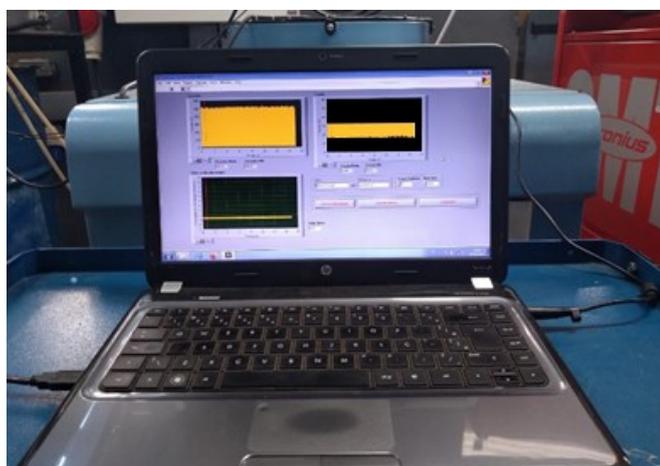


Figura 3.5 – Sistema de aquisição de tensão e corrente.

3.2 Tratamento térmico

Dois ciclos de tratamentos térmico, por meio de um forno Jung, foram empregados à partes retiradas dos componentes depositados (Fig. 3.6). Afim de comparar com a condição padrão de fornecimento do aço tradicional ASTM A335 Gr. P22, os ciclos de tratamento térmico incluíram normalização e revenimento, respectivamente. O primeiro consistiu na austenitização das peças, aquecidas a 900 °C por 1 h, seguida por resfriamento ao ar parado.

Para o segundo ciclo a peça foi submetida a temperatura de 675 °C pelo período de 1 h também seguido por resfriamento ao ar parado. O objetivo do tratamento de normalização foi de homogeneizar a microestrutura, para que tamanhos de grão uniformes ao longo da direção de construção fossem gerados. A intenção do tratamento térmico de revenimento era de corrigir a tenacidade e a dureza excessiva das peças.



Figura 3.6 – Forno Jung.

3.3 Caracterizações

Com o fim do processo de construção, as pré-formas foram divididas em várias amostras e utilizadas para caracterização microestrutural, eletroquímica e mecânica da liga (Fig. 3.7).

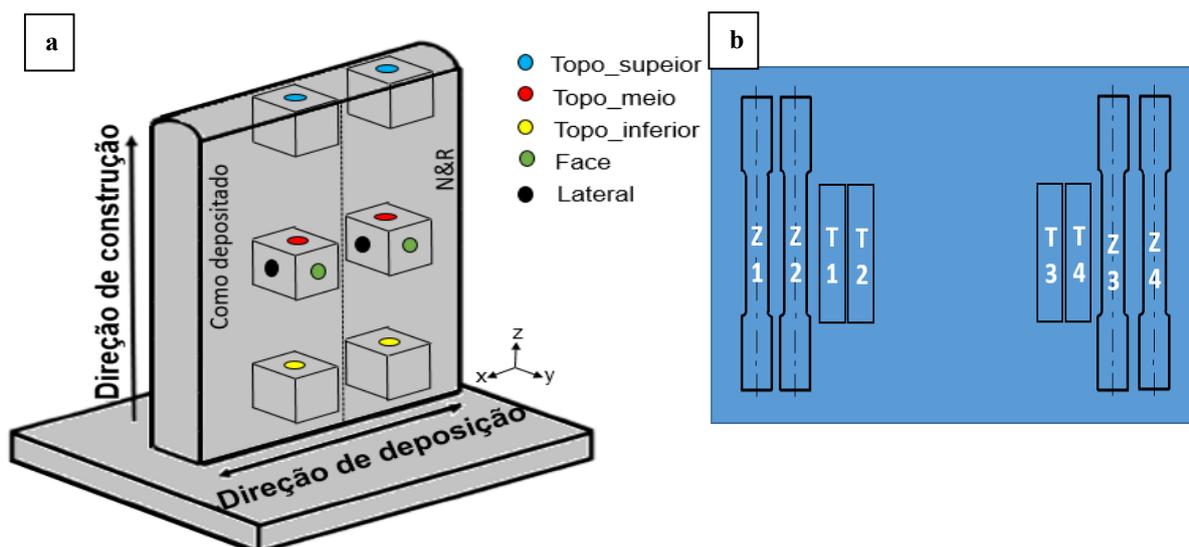


Figura 3.7 – Ilustração esquemática dos locais de retirada dos corpos de prova para análise metalográfica e (b) diagrama esquemático dos locais de retirada dos corpos de prova de tração e Charpy.

Da região intermediária das paredes amostras de 12,6 mm de diâmetro e 5 mm de altura foram retiradas para posterior análise da pré-forma no estado como depositado e como tratado. As amostras foram retiradas em diferentes direções em um altura intermediária e ao longo da altura das pré-formas, como mostra o esquema apresentado na Fig. 3.7a. Os corpos de prova de tração uniaxial e de tenacidade Charpy V foram retiradas ao longo da direção de construção das pré-formas, como mostra a Fig. 3.7b.

3.3.1 MO e MEV

As amostras retiradas da parede nas condições como depositada e tratada foram embutidas e em seguida, lixadas utilizando lixas com a seguinte sequência granulométrica: 120, 360, 600 e 1200 mesh. Após o lixamento foi realizado o polimento utilizando pano de polimento e alumina de 0,10 μm . Em seguida para revelar a microestrutura as peças foram imersas em nital 10% por 20 s e após isso lavadas com água corrente.

As micrografias de microscopia óptica (MO) foram obtidas utilizando um microscópio óptico da marca Leica, modelo DM750 com cinco lentes de aumento (5, 10, 20, 50 e 100 x) e com câmera Leica MC120 HD com conexão a um computador para captura das imagens. A Fig. 3.8 apresenta a bancada que foi utilizada para obtenção das imagens de microscopia óptica. As imagens também foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), por meio dos elétrons secundários (SE) detectados durante a obtenção das imagens. Estas imagens foram obtidas utilizando os microscópios Tescan, modelo LMU- Vega 3, pertencente ao instituto de química da UFU, sob operação da técnica de laboratório Flaysner Magayver Portela e ZEISS, modelo SUPRA 40 (Fig. 3.9) do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD).

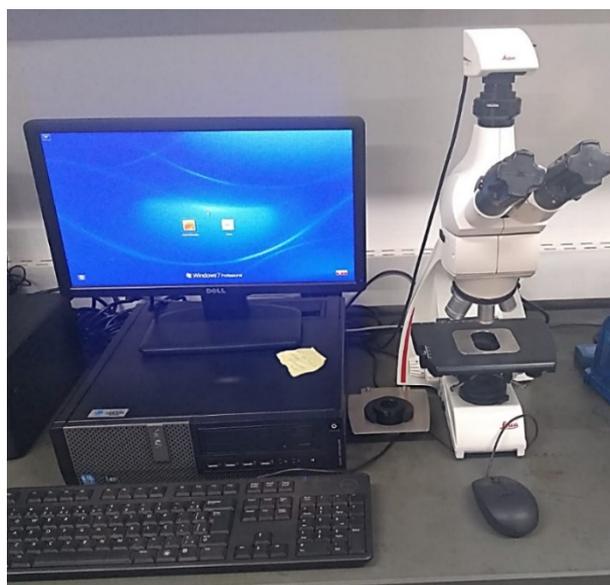


Figura 3.8 – Microscópio óptico Leica, modelo DM750.



Figura 3.9 – Microscópio eletrônico de Varredura ZEISS, modelo SUPRA 40 acoplado com um espectrômetro de raios X por dispersão de energia – EDS.

3.3.2 Difração de raios-X (DRX)

A análise por difração de raios-X (DRX) é utilizada para identificação das fases cristalinas presentes em um material. Esta identificação é possível porque em um material com estruturas cristalinas os átomos estão posicionados em um arranjo repetitivo ou periódico e o comprimento de onda dos raios X (contínuos e característicos) é comparável a distância entre os planos cristalinos. Todas as medições foram coletadas a temperatura ambiente utilizando um difratômetro modelo XRD-6000 da Shimadzu na configuração θ - 2θ , de geometria do tipo Bragg-Brentano, e na configuração de incidência rasante do feixe (θ fixo, 2θ variável).

As análises foram realizadas utilizando radiação $K\alpha$ emitida pelo anteparo de Cu ($CuK\alpha = 1.54056\text{\AA}$). A tensão e a corrente no anodo de Cu foram de 40 kV e 30 mA, respectivamente. A intensidade espalhada foi medida para todas as amostras analisadas desde o ângulo $2\theta=22^\circ$ até $2\theta=90^\circ$. A varredura entre os ângulos de interesse foi realizada utilizando $1^\circ/\text{min}$. Para determinação da composição das fases das amostras os dados obtidos foram comparados com padrões teóricos das bases de dados cristalográficos disponíveis no software X'Pert HigScore Plus.

3.3.3 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza possibilita determinar a dureza de microconstituintes ou no caso de pré-formas construídas e de soldas, a dureza das zonas fundida e ZTA separadamente. Isto é possível porque o pequeno tamanho da impressão faz com que a

medida fique limitada à resposta de uma pequena área, e assim consequentemente os resultados são individualizados (Voort, 2000). O ensaio de microdureza Vickers foi realizado com o equipamento de marca SHIMADZU modelo HMV-G série 2 (Fig. 3.10). As medidas foram distribuídas em uma linha de referência cobrindo diferentes camadas sucessivas ao longo da direção de construção (vertical). Desta forma foi possível realizar medições em diferentes zonas das pré-forma. A carga aplicada e o tempo de endentação foram de 4,903 N e 15 s, respectivamente.

Antes da realização das medidas as superfícies das amostras foram lixadas, polidas e atacadas com a finalidade de ser possível distinguir a posição de cada indentação em relação à geometria das diferentes zonas das pré-formas. Ademais os perfis de microdureza foram realizados com endentações subsequentes com intervalos de 0,20 mm para evitar o efeito do endurecimento por trabalho.

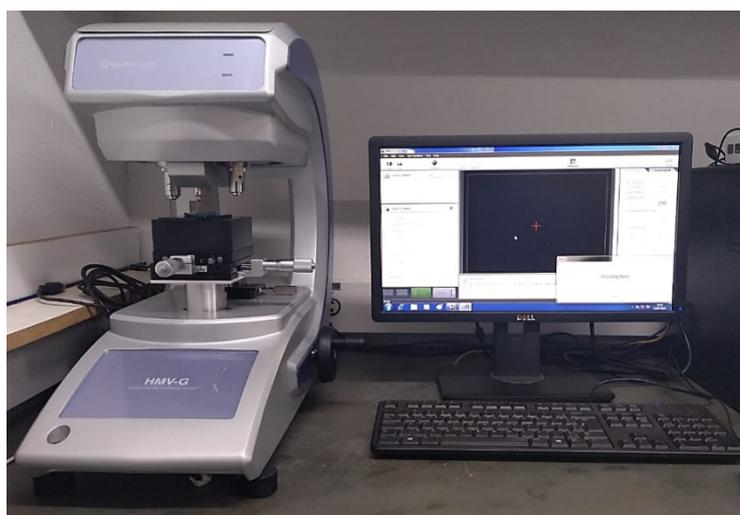


Figura 3.10 – Microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-G série 2.

3.3.4 Ensaio de Tração

O ensaio de tração permite a obtenção de diversas propriedades mecânicas. Este ensaio submete um corpo de prova a uma carga de tração uniaxial até sua ruptura. Durante o ensaio é medido a variação do comprimento (L) em função da carga aplicada (P). Neste trabalho os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM A370 - 20. A máquina de tração utilizada foi a Shimadzu modelo SFL-300KNGa que apresenta capacidade de 300 KN. Ao todo 8 corpos de prova de tração (2 de cada classe) foram retirados das pré-formas P1 e P2 ao longo da direção de construção. A Fig. 3.11 mostra um croqui dos corpos de prova (CP's) e uma representação de usinagem destes corpos de prova. As dimensões e tolerâncias determinadas pela norma utilizada são apresentadas na Tab. 3.3, onde: $A =$

Comprimento da parte útil; C = Comprimento total do CP; W = Largura parte útil do CP; RC = Raio de concordância; L= Largura da cabeça do CP; G= Comprimento da cabeça do CP.

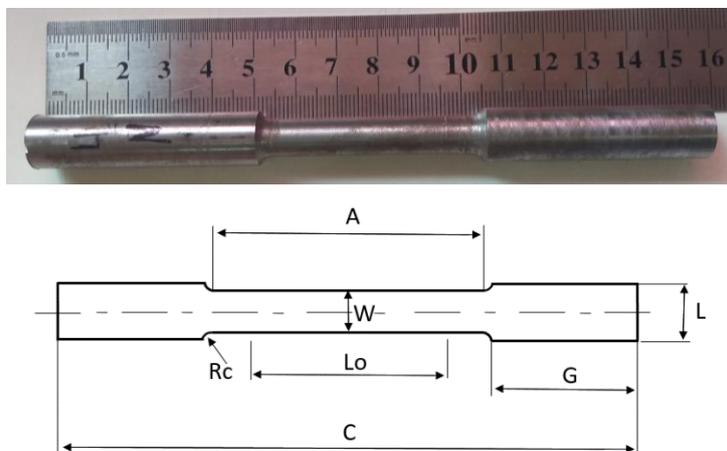


Figura 3.11 – Geometria das amostras de tração.

Tabela 3.3 – Dimensões e tolerâncias dos corpos de prova de tração.

Lo (mm)	A (mm)	C (mm)	W (mm)	RC (mm)	L (mm)	G (mm)
80±0,35	45	≥85	8,75±0,25	6	12,6	≥20

Os seguintes parâmetros foram determinados a partir dos ensaios de tração:

- Limite de resistência à tração (MPa);
- Alongamento (%);
- Limite de escoamento (Mpa).

3.3.5 Ensaio de Impacto

Os ensaios de Impacto foram realizados à -30°C, em amostras retiradas ao longo da altura de P1 e P2 nos estados como depositado e após tratamento térmico. O equipamento utilizado foi um pêndulo de impacto analógico da marca Losenhausen, com acionamento manual que apresenta energia máxima de impacto de 295 J e resolução de escala de 2 J. Os CP's foram fabricados de acordo com a norma ASTM E23-18. A Fig. 3.12 mostra as dimensões dos corpos de provas Charpy-V. Após realização dos ensaios de impacto os corpos de provas fraturados foram analisados por meio de microscópio eletetrônico de varredura (MEV) do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD).

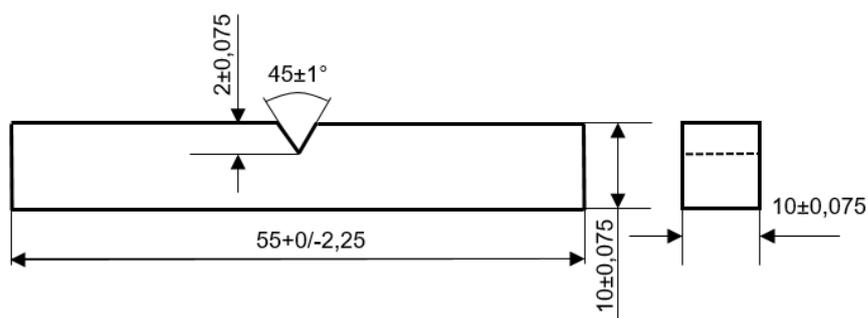


Figura 3.12 – Geometria e dimensões do corpo de prova tipo Charpy.

3.3 Ensaios eletroquímicos

Os ensaios eletroquímicos de corrosão foram realizados com a finalidade de determinar as propriedades eletroquímicas das pré-fomas fabricadas. Para a análise, foi utilizado o Potenciostato /Galvanostato PGSTAT204 e uma célula eletroquímica da empresa METROHM AUTOLAB B.V (Fig. 3.13). Esta célula foi desenvolvida de acordo com os padrões internacionais ASTM G5-14 (ASTM, 2011), G59-97 (ASTM, 2014) e G61-86 (ASTM, 2014).

A célula dispõe de um eletrodo de referência (ER) de Ag/AgCl, imerso em uma solução saturada de KCl 3M, um contra-eletrodo (CE) de aço inoxidável superaustenítico e um eletrodo de trabalho com dimensões que podem variar desde 12 á 15 mm e 3 á 5mm de diâmetro e espessura, respectivamente. Este aparato apresenta capacidade de 400 ml de eletrólito e possui um porta-amostra de polipropileno onde é posicionado o eletrodo de trabalho.



Figura 3.13 – Célula eletroquímica do fabricante METROHM AUTOLAB montada para ensaio de corrosão potenciodinâmica.

Neste trabalho os eletrodos de trabalho utilizados foram amostras, retiradas do material tradicional P22 e dos planos YZ e XZ da pré-forma P1 e dos planos YZ, XZ e XY da pré-forma P2, com geometria cilíndrica de diâmetro de 12,0 mm e espessura de 5,0 mm, de acordo com as especificações do fabricante. Estas amostras foram lixadas até granulometria 1200 mesh.

O tipo de ensaio realizado foi o de polarização linear potenciodinâmica utilizando como eletrólito água do mar sintética sem adição de metais pesados, conforme a norma ASTM D1141, a uma temperatura média de 25 °C. Para preparação do eletrólito primeiramente duas soluções foram preparadas. A solução 1 continha água deionizada, 555,6 g de Cloreto de magnésio hexahidratado ($MgCl_2 \cdot 6H_2O$) e 57,9 g de Cloreto de Cálcio anidro ($CaCl_2$). A solução 2 possuía água deionizada, 69,5 g de Cloreto de Potássio (KCl), 20,1 g de bicarbonato de sódio ($NaHCO_3$), 10,0 g de brometo de potássio (KBr), 2,7 g ácido bórico (H_3BO_3) e 0,3 g de Fluoreto de Sódio (NaF). Béquers de vidros foram utilizados como recipientes para preparação das soluções e balanças analítica e semi-analítica foram utilizadas para medição da massa dos sais inorgânicos. Para o preparo da solução final utilizou-se solução de NaOH 0,1 M, água deionizada, 245,34 g de cloreto de sódio (NaCl), 200 ml da solução concentrada 1 e 100 ml de solução concentrada 2. As curvas de polarização foram registradas no intervalo de potencial em torno do OCP de $\pm 0,4$ V a uma velocidade de varredura de $1,0 \text{ mVs}^{-1}$

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Geometria das paredes depositadas

As paredes depositadas foram analisadas geometricamente antes da usinagem e suas dimensões foram medidas com o auxílio de um paquímetro. Os resultados da altura média, espessura, altura média das camadas e o número de camadas das pré-formas são apresentados na Tab. 4.1. É possível observar que apesar de os parâmetros de construção terem sido os mesmos a altura e a largura mudaram em função da estratégia de resfriamento adotada, isto porque a presença do água, na técnica RAQI, proporcionou que as camadas depositadas fossem resfriadas mais rapidamente, pois além das trocas térmicas realizadas por condução, convecção para o ar e por radiação térmica houve também a troca térmica de convecção para água.

Tabela 4.1 –Geometria das paredes depositadas.

Estratégia de resfriamento	Paredes	Altura média das camadas (mm)	Altura média (mm)	Espessura (mm)	Número de camadas
PASSIVO	P1	2,89	161,00	21,00	56,00
RAQUI	P2	3,12	165,00	20,00	53,00

4.2 Composição Química

As composições químicas das pré-forma depositadas, P1 e P2, e do material tradicional ASTM A335 P22 analisadas por GDS são apresentadas na Tab. 4.2. Em termos de composição química global, a partir dos dados apresentados é possível observar semelhança entre os valores dos elementos químicos em cada uma das amostras. Os valores

de molibdênio, cromo e silício apresentaram-se levemente superiores nas amostras MADA, ressaltando que o processo de fabricação pode resultar em variações significativas na composição química e na microestrutura final. Além disso a presença dos elementos químicos níquel e cobre foram somente identificados nas amostras MADA.

Tabela 4.2 – Composição química das pré-formas depositadas P1 e P2, e do material de referência ASTM A335 P22 em Wt%.

Material	C	Si	Mn	Mo	Cr	P	S	Ni	Cu
ASTM A335 P22 (material de referência)	0,10	0,27	0,36	0,94	1,9	0,010	0,0010	-	-
P1	0,087	0,45	0,54	1,1	2,6	0,0060	0,0080	0,069	0,17
P2	0,11	0,43	0,48	0,96	2,2	0,012	0,013	0,086	0,15

1.

4.3 Caracterização do material tradicional P22

4.3.1 Análise metalográfica

A microestrutura observada para o aço ASTM A335 P22, apresentada na Fig. 4.1, revela uma estrutura típica de aços baixo carbono contendo uma quantidade reduzida de fase perlita em uma matriz formada por grãos equiaxiais de ferrita. Esta é a microestrutura mais comum para o aço ASTM A335 P22 que sofreu resfriamento lento, tendo em vista que há uma predominância maior de ferrita. De forma geral, este aço baixo carbono ligado ao cromo e molibdênio pode-se apresentar normalizado e revenido ou recozido. O primeiro é a condição padrão de fornecimento desse material e possui estrutura formada por grãos de ferrita e bainita. Quando recozido sua estrutura é formada por grão de ferrita e perlita (CARVALHO, 2015). O material comercialmente adquirido e investigado neste trabalho trata-se de tubo tradicional sem costura, laminado a quente, recozido a temperatura de 880°C (+/- 20°C) por um período de 53 minutos. Dessa forma, a microestrutura observada é coerente com o esperado.

A microestrutura deste material também foi investigada por Carvalho (CARVALHO, 2015) e Yuvi e David (YUVI; DAVID, 2007). O primeiro utilizou esta liga como metal de base para preparação de três corpos de prova retirados de soldas fabricadas com diferentes tipos de processo de soldagem. A presença de carbonetos foi observada em uma matriz de ferrita, sendo que os carbonetos dispersos no interior e nos contornos de grão de ferrita caracterizavam uma estrutura de bainita. O segundo caracterizou o material na condição padrão de fornecimento e verificou a presença de ferrita e bainita, destacando que velocidades de resfriamento maiores produziram estruturas com maior quantidade de bainita e menor quantidade de ferrita.

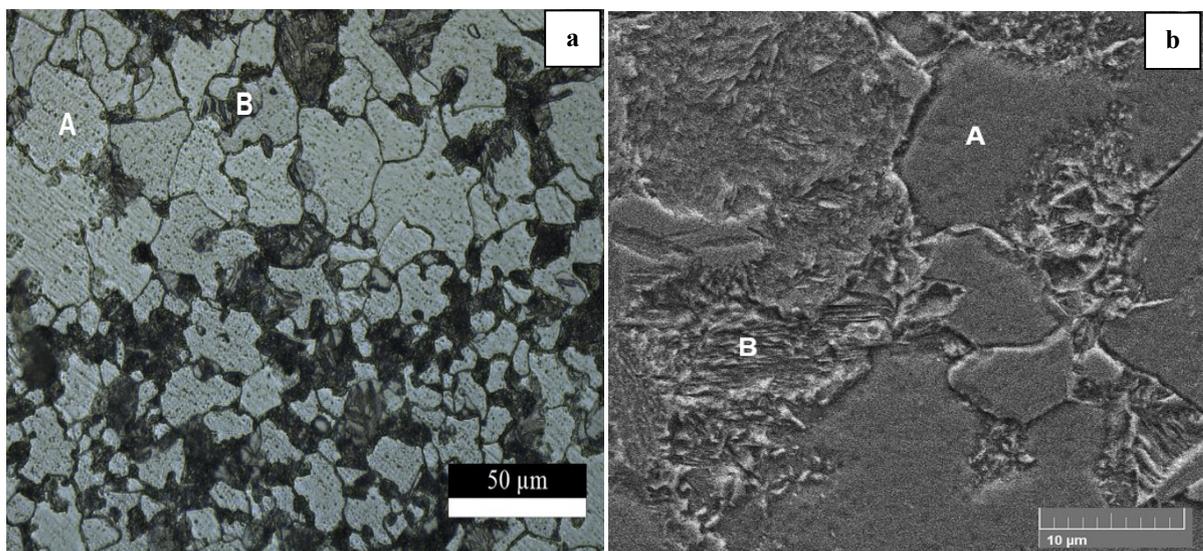
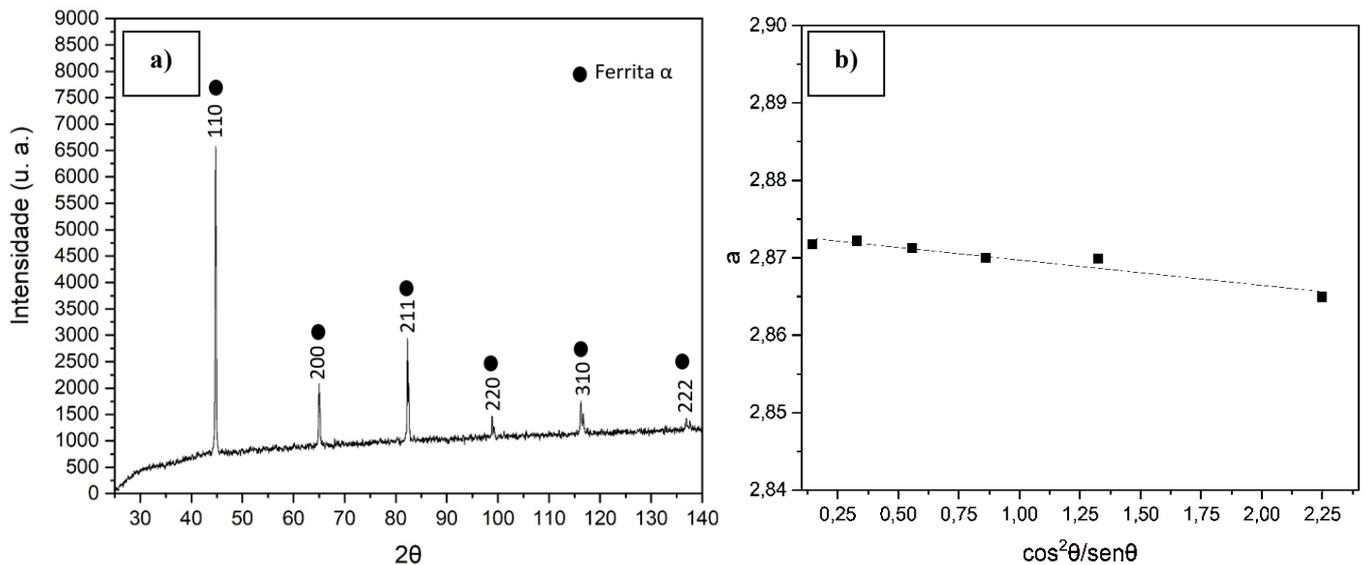


Figura 4.1 – (a) Micrografia óptica da amostra produzida com material tradicional ASTM A335 P22, (b) Micrografia MEV com maior ampliação (A: Ferrita e B:Perlita).

O espectro obtido através da difração de raios-X (DRX) foi utilizado para investigar, em maiores detalhes, as fases cristalinas presentes no material de referência. Todos os difratogramas obtidos foram comparados com padrões teóricos das bases de dados cristalográficos disponíveis no software X'Pert HigScore Plus. A análise do material de referência é mostrada na Fig. 4.2. O difratograma revelou que este material é composto unicamente de uma matriz α -Fe de estrutura cristalina com simetria cúbica. O parâmetro de rede foi determinado de forma precisa (Fig. 3b) e seu valor é 2,873 Å, que está de acordo com o valor disponível no padrão da base de dados para α -Fe 2,8664 Å. Para cada ponto que houve difração foram identificados os índices de Miller (hkl). Dessa forma, a partir das imagens analisadas em diferentes ampliações e dos resultados de difração de raios X da amostra do

aço ASTM A335 P22, foi verificada a formação das fases ferrita α -Fe (CCC) constituindo a matriz e lâminas alternadas de ferrita e cementita.

Figura 4.2 – Análise por difração de raio-X exibindo identificação das fases presentes no material tradicional ASTM A335 P22 (a) e determinação precisa do parâmetro de rede da fase ferrita- α .



4.3.2 Medidas de microdureza

As medidas de microdureza foram realizadas para determinação da dureza do aço de referência (Tab. 4.3). O valor medido está de acordo com a norma ASTM A335 P22 (ASTM A 335, 2021) e com valores encontrados na literatura (CARVALHO, D. S.; JOIA; MATTOS, 2005). A quantidade maior de ferrita observada para este material influenciou no valor de microdureza medido. Para este material quanto maior a velocidade de resfriamento imposta, maior será sua dureza, pois de acordo com o diagrama de transformação de resfriamento contínuo (TRC) para esta liga, quanto maior for esta velocidade menor será a quantidade de ferrita presente na estrutura (YUVI; DAVID, 2007).

Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas do aço tradicional de acordo com a norma ASTM A335 P22 e valor medido para o aço.

Propriedades mecânica	ASTM A335 P22	Valor encontrado
Dureza	Máximo de 171 HV	146 \pm 9 HV0,5

4.4 Caracterização das Pré-formas MADA P1 e P2 no estado como depositado

Micrografias retiradas dos três planos ortogonais de amostras retiradas das pré-formas fabricadas são apresentadas na Fig. 4.3. Diferentes áreas, com diferentes morfologias são

observadas nos planos XZ e YZ de ambas as pré-formas. Os próximos tópicos detalham a microestrutura dos planos, bem como as diferentes áreas contidas nestes.

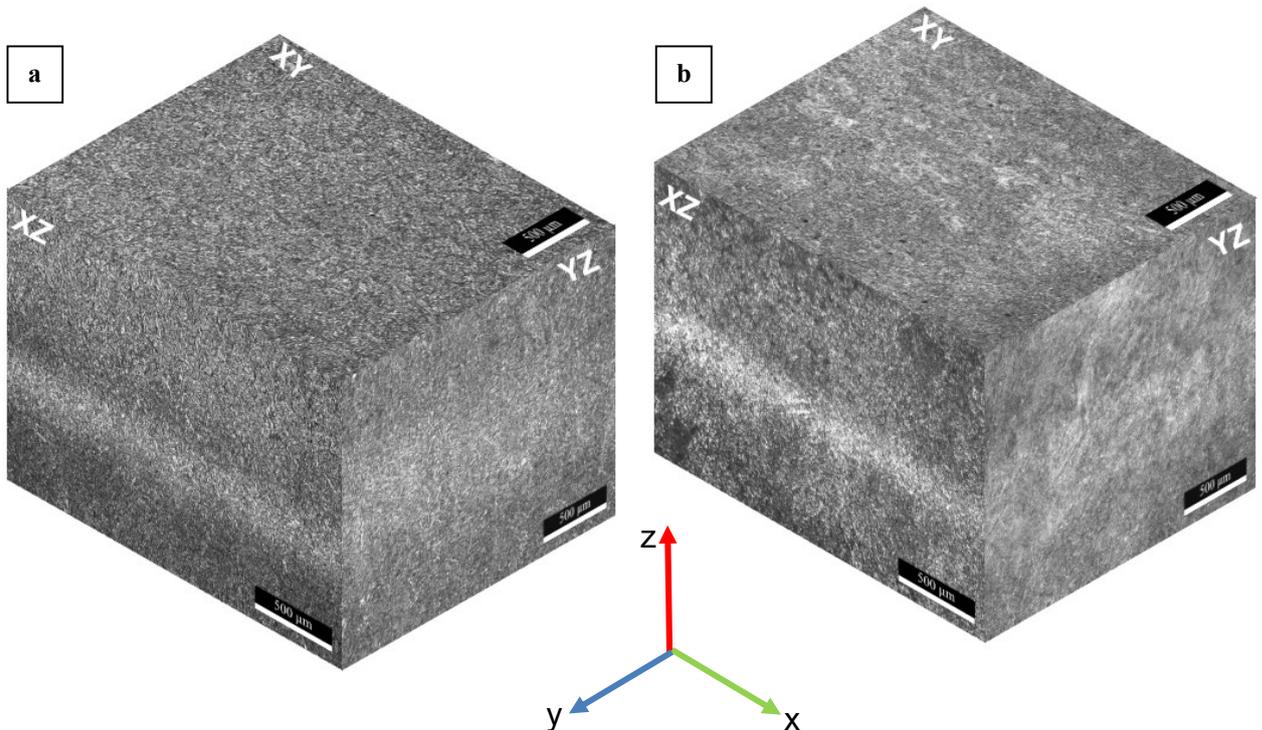


Figura 4.3 – Micrografia isométrica das pré-formas (a) P1 e (b) P2, apresentando os planos XZ (face), YZ (lateral) e XY (topo).

4.4.1 Análise metalográfica da pré-forma P1 na condição como depositada

A Fig. 4.4a apresenta uma micrografia MEV da amostra depositada mostrando a transição entre uma nova camada e outra anteriormente depositada visível na região correspondente ao plano XZ. Nesta imagem três áreas típicas, repetidas ao longo da direção de construção, são selecionadas e denominadas como áreas A, área B e área C. As áreas A e C correspondem a áreas depositadas com diferentes morfologias microestruturais e a área B corresponde a área intercalar localizada entre as áreas A e C. A transição mencionada acima na microestrutura também é relatado por Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020). Os autores verificaram diferentes regiões de transição em uma pré-forma depositada com arame ER70S e denominaram de zona afetada pelo calor, limite da poça de fusão e poça de fusão. Haselhuhn *et al.* (2015) também observaram estas diferentes áreas contendo fases com diferentes morfologias em um componente MADA de aço baixo carbono.

A Fig. 4.4b expõe em maior ampliação as regiões correspondentes as áreas B e A. Diferentes morfologias das fases presentes foram formadas nestas áreas devido as variações nos picos de temperatura e taxas de resfriamento da camada anteriormente depositada. A variação desta temperatura é influenciada pela taxa de resfriamento, que depende dos

parâmetros utilizados para construção como velocidade de alimentação e velocidade de soldagem (DIRISU et al., 2019). Diferentes morfologias e tamanhos de grão de ferrita foram formadas nas áreas A, B e C. Enquanto nas áreas A e C, há a presença de ferrita quase poligonal, já na área B há a presença de ferrita proeutetóide. A Fig. 4.4c representa uma micrografia MEV da área B em uma ampliação ainda maior que a anterior, revelando por análise visual, a formação de ferrita quase poligonal (FQP) e bainita revenida. Ripas de ferrita bainítica (FB) também são observadas.

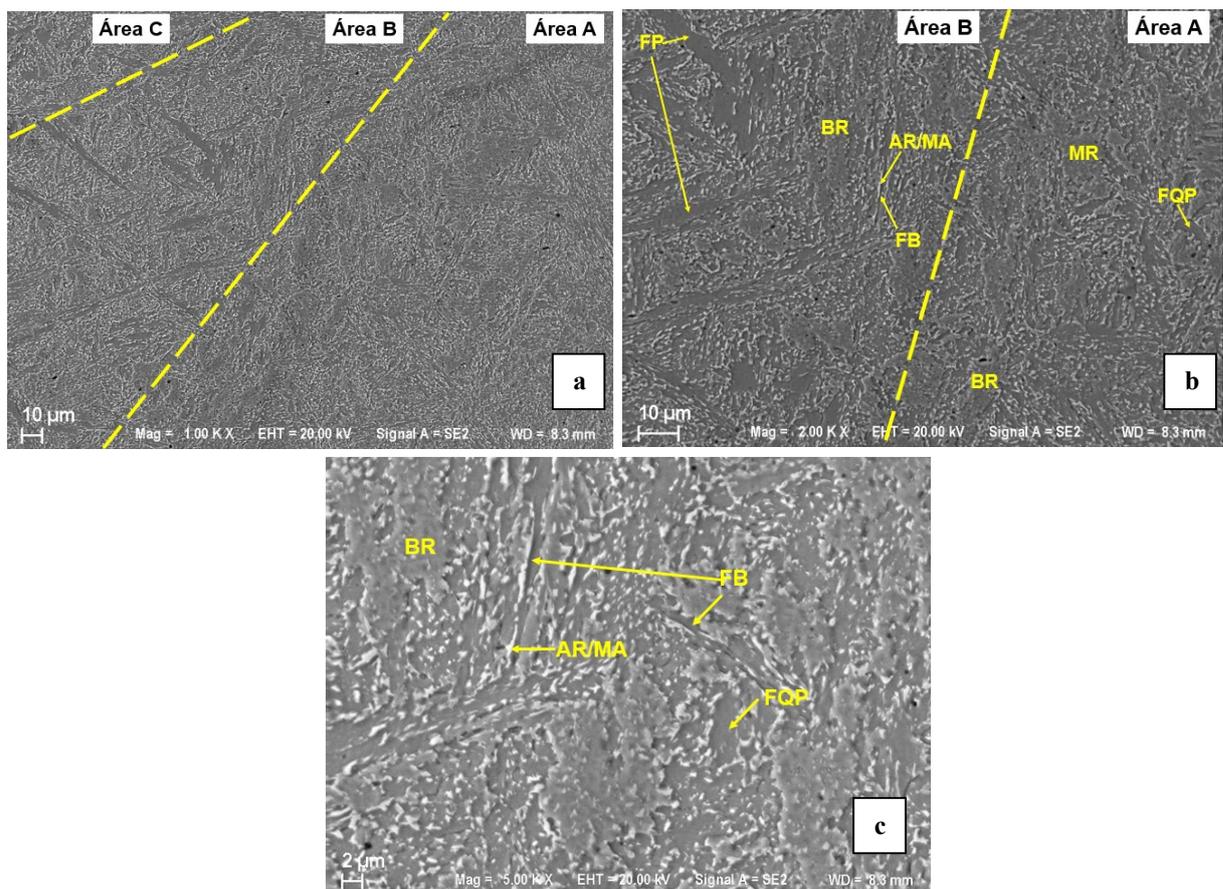


Figura 4.4 – (a) Micrografia MEV da região da face apresentando as diferentes áreas típicas do plano XZ e micrografias de maior ampliação das áreas (b) A e B, B e (c) B.

A micrografia MEV da região lateral, correspondente ao plano YZ, é mostrada na Fig. 4.5. Igualmente a região anterior a lateral também exibe as três áreas típicas que se repetem ao longo de toda a direção de construção, como apresentado na Fig. 4.5a. Entretanto diferente da micrografia observada para região face, esta região apresenta maiores diferenças entre as áreas distintas, exibindo diferenças claras entre os tamanhos e formatos dos grãos de cada área que podem gerar maiores diferenças nas propriedades mecânicas medidas. No que se refere ao aspecto da microestrutura destas diferentes áreas, é possível afirmar que durante a deposição dos passes, as camadas anteriormente depositadas próximas ao arco elétrico são

reaquecidas e algumas regiões alcançam temperaturas próximas a de fusão, por este motivo são reaustenizadas e sofrem um forte crescimento de grão, impossibilitando o surgimento do aspecto colunar nestas regiões que é típico durante o processo de solidificação.

Nas linhas presentes na Fig. 4.5a foi realizada uma análise por EDS a fim de se determinar as distribuições dos principais elementos químicos nas áreas investigadas (Tab. 4.4). A composição medida em todas as áreas é bem semelhante. Os elementos estão distribuídos homogeneamente em toda a microestrutura. Uma certa flutuação dos elementos Cr e Mo é observada, mas nenhuma diferença considerada relevante. Por este motivo o efeito da distribuição dos elementos químicos nas propriedades mecânica da pré-forma é bastante limitado.

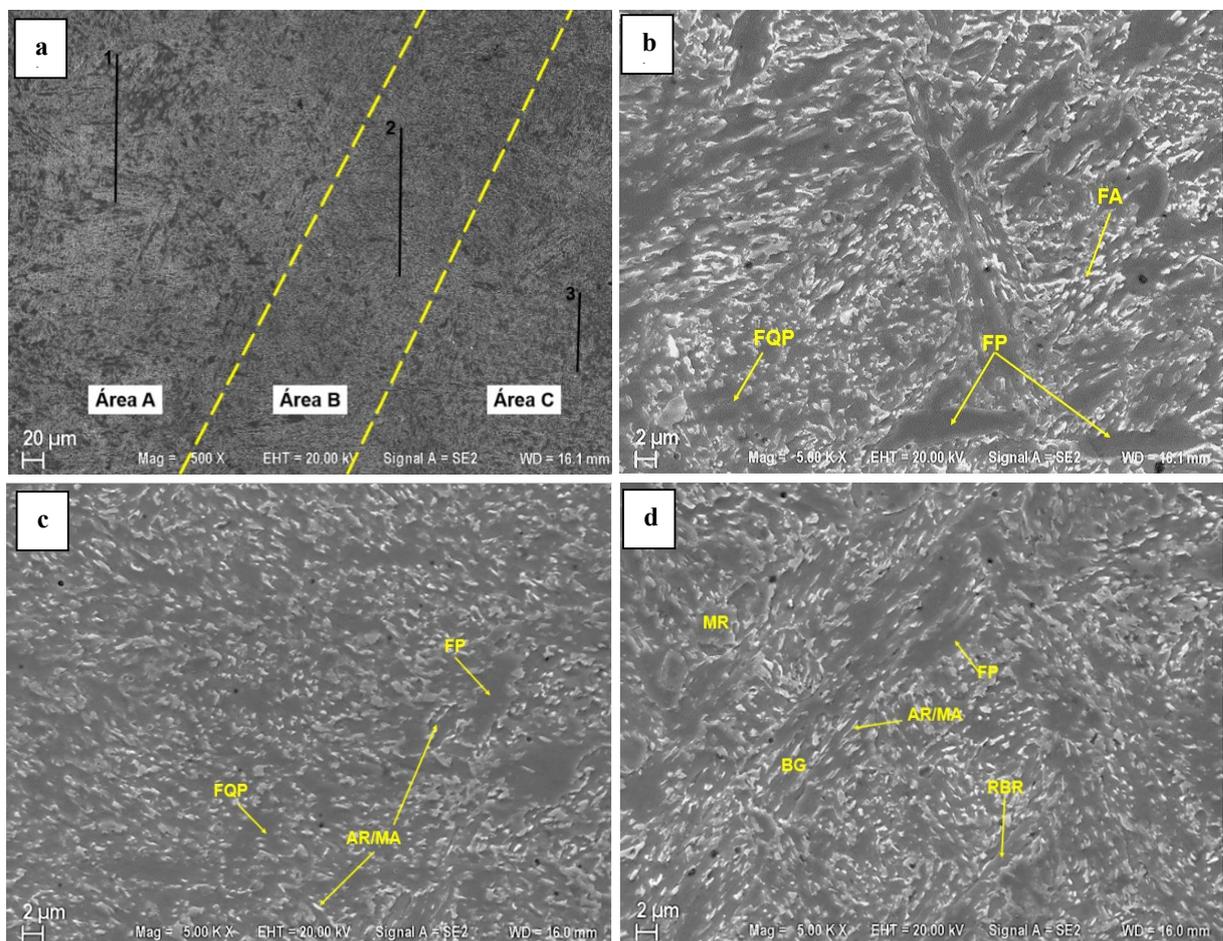


Figura 4.5 – (a) Micrografia MEV de baixa ampliação da amostra referente à lateral exibindo as diferentes áreas típicas do plano YZ e micrografias de maior ampliação das áreas A (b), B (c) e C(d).

A microestrutura predominante na área A (Fig. 4.5b) consiste de ferrita com diferentes morfologias. Na área B as fases presentes são (Fig. 4.5c) microconstituente martensita-austenita (M-A), formados como resultado da taxa de resfriamento lenta devido ao processo,

e ferrita proeutetóide que é o primeiro tipo de ferrita que começa a nuclear nos contornos de grão da austenita. Por se tratar de uma fase frágil o constituinte M-A, comumente formado durante a soldagem de um aço bainítico com baixo teor de carbono, geralmente é indesejado, porque sua presença na microestrutura afeta as propriedades mecânicas e o comportamento à fratura da peça depositada (LAN et al., 2012; SUN, L.; JIANG; HUANG, R.; YUAN, D.; et al., 2020). Na microestrutura de uma solda depositada com alta entrada de calor a quantidade máxima deste constituinte tende a ser encontrada na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) que é semelhante a área intercamada do plano analisado. A proporção de ferrita é maior nesta área do que na área anterior. Na área C (Fig. 4.5d) a microestrutura é composta por ferrita, martensita, ripas de bainita revenida e bainita granular constituída por ilhas do microconstituinte M-A em uma matriz de ferrita bainítica (Silveira, 2019). A martensita revenida foi formada na pré-forma nas regiões reaquentadas que não alcançaram a temperatura necessária para que ocorresse a reaustenização. Este microconstituinte apresenta uma boa resistência à fratura frágil. Rodrigues et al. (2019) também observaram os microconstituintes ferrita, bainita e M-A em aço baixa liga de alta resistência depositado por MADA. As fases presentes também foram observadas por Dirisu et al. (2019) em uma pré-forma depositada com arame ER90SB-3 construída com a mesma estratégia de deposição oscilatória do presente trabalho.

Tabela 4.4 – Composição química para as áreas marcadas na Figura 4.5.

Pontos	Composição Química (% em massa)				
	Fe	Cr	Mo	Si	Mn
1	95,5	2,65	1,05	0,380	0,390
2	95,7	2,66	0,930	0,400	0,370
3	95,7	2,54	0,960	0,410	0,420

Uma visão mais abrangente da microestrutura das amostras retiradas da parte inferior, meio e superior correspondentes ao plano XY (topo) é representada na Fig. 4.6. Diferente das demais regiões, a microestrutura da amostra correspondente a região topo em todas as alturas analisadas foi homogênea ao longo de todo o plano. A região inferior que está próxima ao substrato foi a que sofreu rápida taxa de resfriamento e maior dissipação de calor, indicando um gradiente de alta temperatura. Durante o processo de solidificação desta região a dissipação de calor da poça de fusão ocorre perpendicular ao substrato. Com o aumento da distância em relação ao substrato o efeito da dissipação de calor por condução diminui, diminuindo desta forma o gradiente de temperatura. A microestrutura colunar se torna menos típica ao longo da altura da pré-forma e na altura intermediária já é visível esta alteração. Nesta altura dificilmente a dissipação de calor é influenciada pelo substrato mas apenas pelos ciclos térmicos entre as camadas. O gradiente de temperatura é relativamente baixo. O longo

período de aquecimento que essa região sofre é responsável pela sua microestrutura grosseira. A região superior da pré-forma apresenta uma microestrutura uniforme e fina e os grãos colunares nesta altura são dificilmente observados (SUN, L.; JIANG; HUANG, R.; YUAN, D.; et al., 2020).

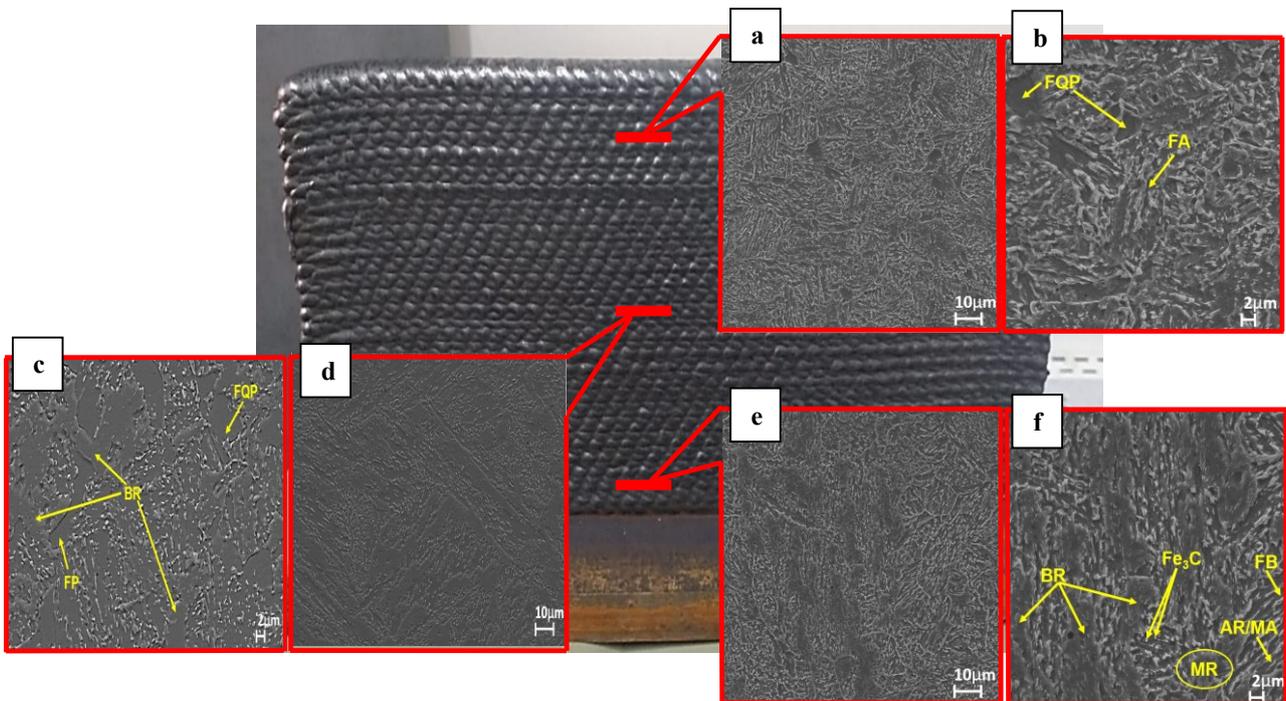


Figura 4.6 – Características microestruturais da parede depositada P1 (a – b, c – d e e– f) microestrutura referentes ao plano XY nas regiões superior, média e inferior.

A Fig. 4.6a e 4.6b apresenta as fases típicas da região inferior. No começo da deposição, uma vez que o resfriamento das primeiras camadas é afetado pelo substrato, ocorre formação de martensita. Bainita revenida é a principal fase presente nesta região. Esta fase é resultado dos ciclos térmicos das camadas de deposição subsequente e é a estrutura predominante da ZTA de aços 2,25Cr-1Mo em uma soldagem multipasse que também é composta por martensita revenida (KING, 2005). Além disso há a presença do constituinte M-A que surge devido a deposição de novas camadas que são responsáveis pela ausência de tempo necessária para transformação completa da austenita (SUN, L.; JIANG; HUANG, R.; YUAN, D.; et al., 2020). Conforme a altura de deposição aumenta as camadas depositadas apresentam menor taxa de resfriamento. Como consequência disto, a composição da fase no meio (Fig. 4.6c e 4.6d) é constituída principalmente por bainita revenida sem a presença de martensita. No final da deposição, devido à falta de aquecimento subsequente, não há mais a presença de bainita revenida, pois nesta altura já não há mais aquecimento subsequente que promova a formação desta morfologia.

4.4.2 Fases (DRX)

Os espectros obtidos no ensaio de dispersão de raios-X das amostras da face, lateral, topo_meio, topo_superior e topo_inferior são apresentadas, respectivamente nas Fig. 4.7a, Fig. 4.7b, Fig. 4.7c, Fig. 4.7d e Fig. 4.7e.

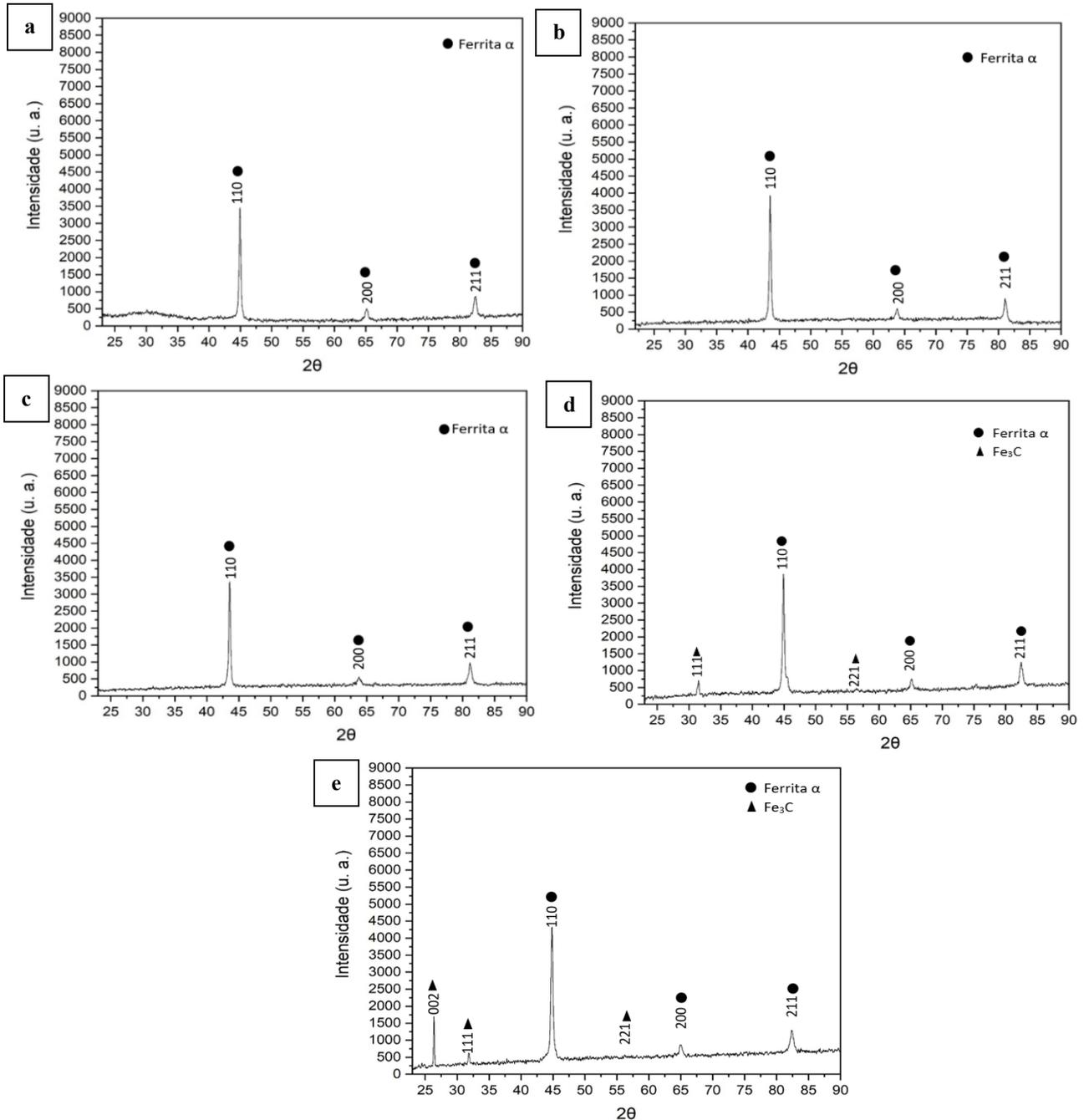


Figura 4.7 – Análise por difração de raio-X exibindo identificação das fases presentes na pré-forma P1 nas regiões da (a) face, (b) lateral, (c) topo_meio, (d) topo_superior e (e) topo_inferior.

Pra as três primeiras amostras face, lateral e topo_meio, foram identificados apenas picos correspondentes à fase ferrita (α -Fe), semelhante ao espectro obtido para o material

convencional. Alguns autores, como Ron *et al.* (2019) e Rafieazad *et al.* (2019) ao realizar a caracterização de pré-formas de aço carbono também não encontraram diferença entre os espectros obtidos na análise de amostras depositadas por MADA e por processos convencionais.

Os espectros obtidos ao longo da altura da pré-forma, apresentados nas Fig. 4.7d (inferior) e 4.7e (superior) corroboram com os resultados observados acerca microestrutura. Além da α -Fe, a diferença mais nítida entre estas amostras e as demais localizadas na altura intermediária da pré-forma é a existência clara de carboneto Fe_3C . Enquanto a região inferior apresentou picos de cementita de alta intensidade a região superior exibiu picos de cementita pouco expressivos, indicando maior presença deste carboneto na região inferior. Nenhuma evidência de picos de difração de austenita são encontrados nos difratogramas das amostras desta pré-forma. Isso está relacionado à pequena fração de volume desta fase observadas por microscopia eletrônica de varredura. Embora a difração de raios-X seja capaz de detectar fases presentes em pequeno volume (JIA *et al.*, 2009; RODRIGUES *et al.*, 2020), tal não foi possível neste caso.

4.4.3 Microdureza

Os perfis de microdureza das amostras analisadas na altura intermediária da pré-forma são apresentados na Fig. 4.8. É possível observar os diferentes comportamentos para as regiões da face, lateral e topo. Esta última apresentou os menores valores e a menor média de microdureza. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato desta ser a região que apresentou menor quantidade de microconstituintes que elevam a dureza do material, como a martensita. Observa-se também que os valores medidos não variam muito entre uma medição e outra, indicando uniformidade desse parâmetro ao longo da amostra. Isto ocorreu porque este plano apresentou homogeneidade nos tamanhos e formatos de grãos.

Nas regiões da face e lateral o comportamento da microdureza se mostrou diferente da região do topo. Além de apresentarem maiores valores, há uma variação significativa entre as medidas ao longo da superfície analisada. Esses perfis se comportam assim devido a mistura de microestruturas que o componente fabricado apresentou, ao longo da direção de construção, nestes planos. Os menores valores de medidas de microdureza para ambos os planos foram relacionados a área B que apresentou maior proporção de ferrita, enquanto os maiores resultados obtidos representam as medidas realizadas na área A. O empilhamento das camadas e os ciclos térmicos gerados durante a deposição, que causam o endurecimento e amolecimento das camadas adjacentes, são fatores que causam a variação de microdureza observada (DEBROY *et al.*, 2018; ÖRNEK, 2018). A microestrutura dendrítica, típica em componentes fabricados por MADA, é um outro fator que explica esta ausência de

uniformidade para esta propriedade mecânica (XU et al., 2018). De acordo com Örnek (2018) a microestrutura dendrítica, originada devido à natureza rápida de solidificação durante o processamento dos materiais fabricados por MA, tem efeitos prejudiciais nas propriedades mecânicas e eletroquímicas. Este tipo de microestrutura é propensa a apresentar ausência de homogeneidade nas propriedades mecânicas (DIRISU et al., 2019). Esta variação também foi observado por Rodrigues et al. (2019) em componentes fabricados por MADA com diferentes entradas de energia utilizando arame ER110S-G (RODRIGUES et al., 2019).

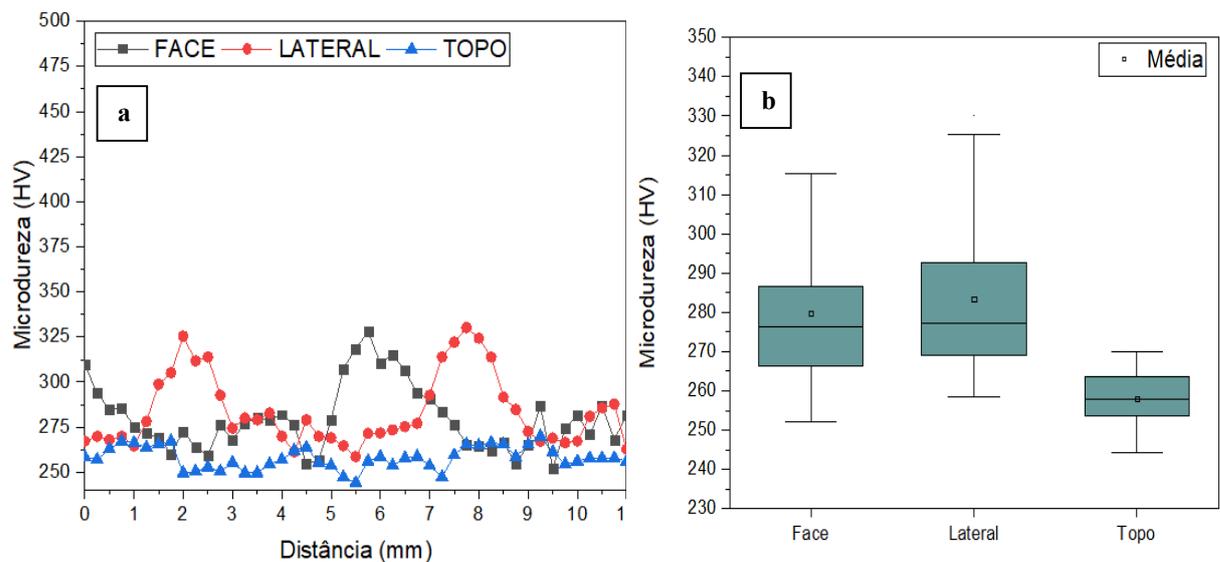


Figura 4.8 – (a) Perfil de microdureza das amostras correspondentes às regiões face, lateral e topo_meio retiradas da pré-forma P1 (b) e digrama de caixa para análise da variação dos dados de microdureza.

A Fig. 4.8b apresenta o digrama de caixa (*box plot*) elaborado a partir dos resultados de microdureza medidos na região face, lateral e topo da pré-forma P1. A diferença entre a medição máxima e mínima para as regiões face, lateral e topo são 76, 72 e 26 HV respectivamente. Entretanto a dispersão dos dados, representado pela diferença entre os valores do 1° e 3° quartil, são maiores para a região lateral (~24 HV) e menores para região topo (~10 HV), indicando que a região lateral é a que apresenta maior não uniformidade dos valores de microdureza medidos. Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020b) também elaboraram este diagrama para investigar a respeito das medidas de microdureza realizadas em diferentes condições dos aços fabricados por WAAM e por Laminação convencional, ER70S e EH36.

Os resultados das medidas de microdureza obtidas para seção transversal (plano XY) ao longo da altura do componente é relatada na Fig. 4.9. O máximo valor de microdureza foi encontrado na região inferior (~330 HV). Conforme a altura deposição aumenta, exatamente na altura intermediária, a microdureza diminui intensamente e cai para ~264 HV. Então a microdureza aumenta ligeiramente quando medida na região superior (~278 HV). Os vários

ciclos térmicos enfrentados durante a deposição e também as composições das microestruturas presentes na região inferior, meio e superior são fatores que exerceram influência nos resultados de microdureza obtidos (MAZUMDER; SCHIFFERER; CHOI, 1999). A presença de martensita revenida na região superior demonstra que a microestrutura está coerente com as medidas de microdureza obtidas.

Todas as medidas obtidas foram superiores a dureza do material de referência, isto é devido as diferenças observadas nas fases presentes, bem como as suas distribuições ao longo da microestrutura.

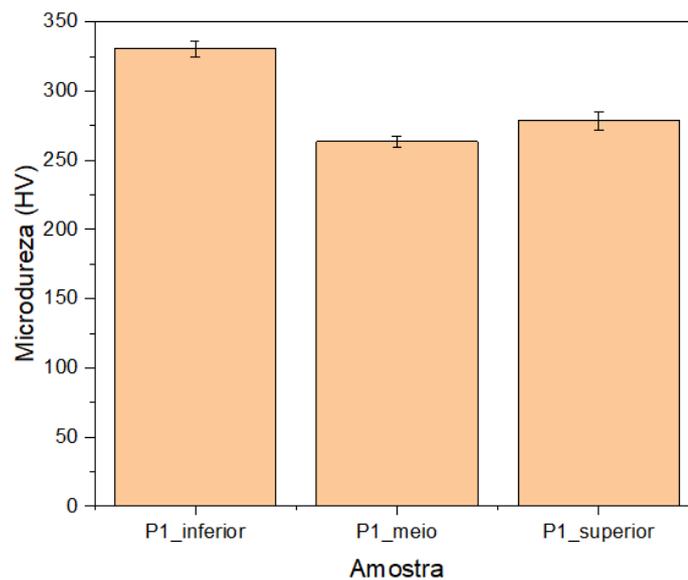


Figura 4.9 – Valores de microdureza das amostras retiradas da pré-forma P1 correspondentes as regiões topo_inferior, topo_meio e topo_supeior.

4.4.4 Análise metalográfica da pré-forma P2 na condição como depositada

As imagens (Fig. 4.10 e Fig. 4.11) obtidas via microscopia eletrônica de varredura das amostras correspondente aos planos XZ (face) e YZ (lateral) também exibem uma microestrutura não homogênea, apresentando três formas distintas ao longo da direção de construção. Novamente as áreas são identificadas como área A, área B e área C. Entretanto, uma microestrutura diferente da parede anterior P1 é visível nesta pré-forma. Os mesmos microconstituintes encontrados na parede anterior também são observados nesta parede, mas com diferentes morfologias, tamanhos e proporção. Outro fator que a microestrutura das pré-formas apresenta é uma quantidade de defeitos de porosidade significativamente menor, estando presente em maior quantidade em P1. Silva (2019) observou em pré-formas Al5Mg depositadas utilizando o processo MADA que o uso de água próximo à poça de fusão e arco elétrico durante o processo de fabricação não influencia na quantidade de porosidade induzida pela presença de hidrogênio.

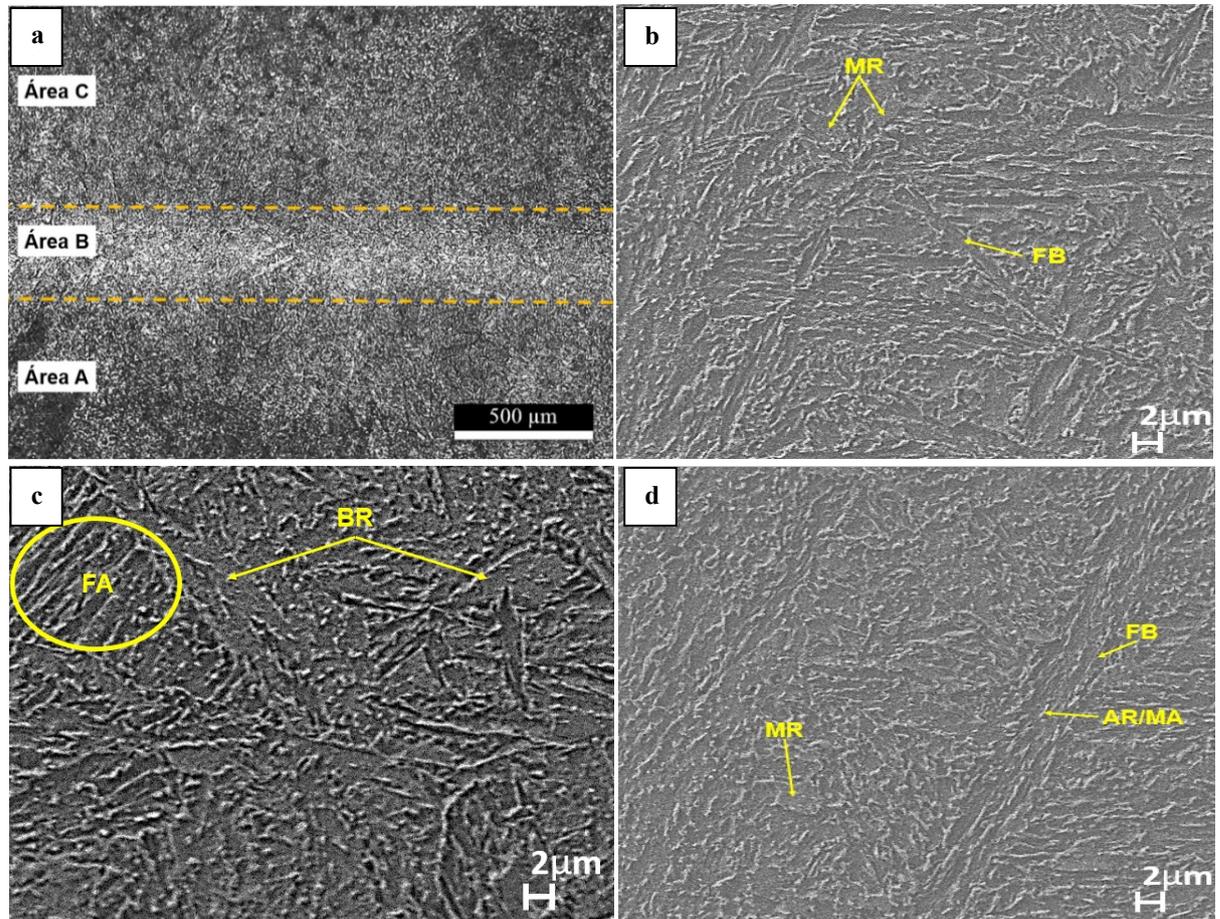


Figura 4.10 – (a) Micrografia MEV de baixa ampliação da amostra referente a região da fece exibindo as diferentes áreas típicas do plano XZ e micrografias de maior ampliação das áreas (b) A, (c) B e (d) C.

A microestrutura das áreas A, B e C no plano XZ é mostrada nas Fig. 4.10b, Fig. 4.10c, Fig. 4.10d, respectivamente. A área A é formada principalmente por ferrita e martensita revenida. A área intercamada B é constituída por bainita revenida e ferrita acicular. Já a área C é constituída essencialmente pelos mesmos elementos predominantes na área A. A formação de bainita foi favorecida pela presença de elementos de liga, particularmente aqueles que são formadores de carboneto, como Cr e Mo, que são elementos estabilizadores da ferrita (SHARMA, V.; SHAHI, 2018). Estes microconstituintes também foram observados por Sharma e Shahi (2018). Ao analisarem a microestrutura dos passes de raiz realizados com o arame ER90S–B3 de uma junta soldada de vários passes, os autores verificaram a presença de bainita altamente refinada contendo a presença de ilhas uniformemente dispersas de ferrita poligonal. Bainita e também ferrita foram observadas por Kumar, Tewari e Prakash (2009) nas micrografias de MO obtidas para zona fundida de uma soldagem multipasse depositadas com o mesmo metal de adição do presente trabalho.

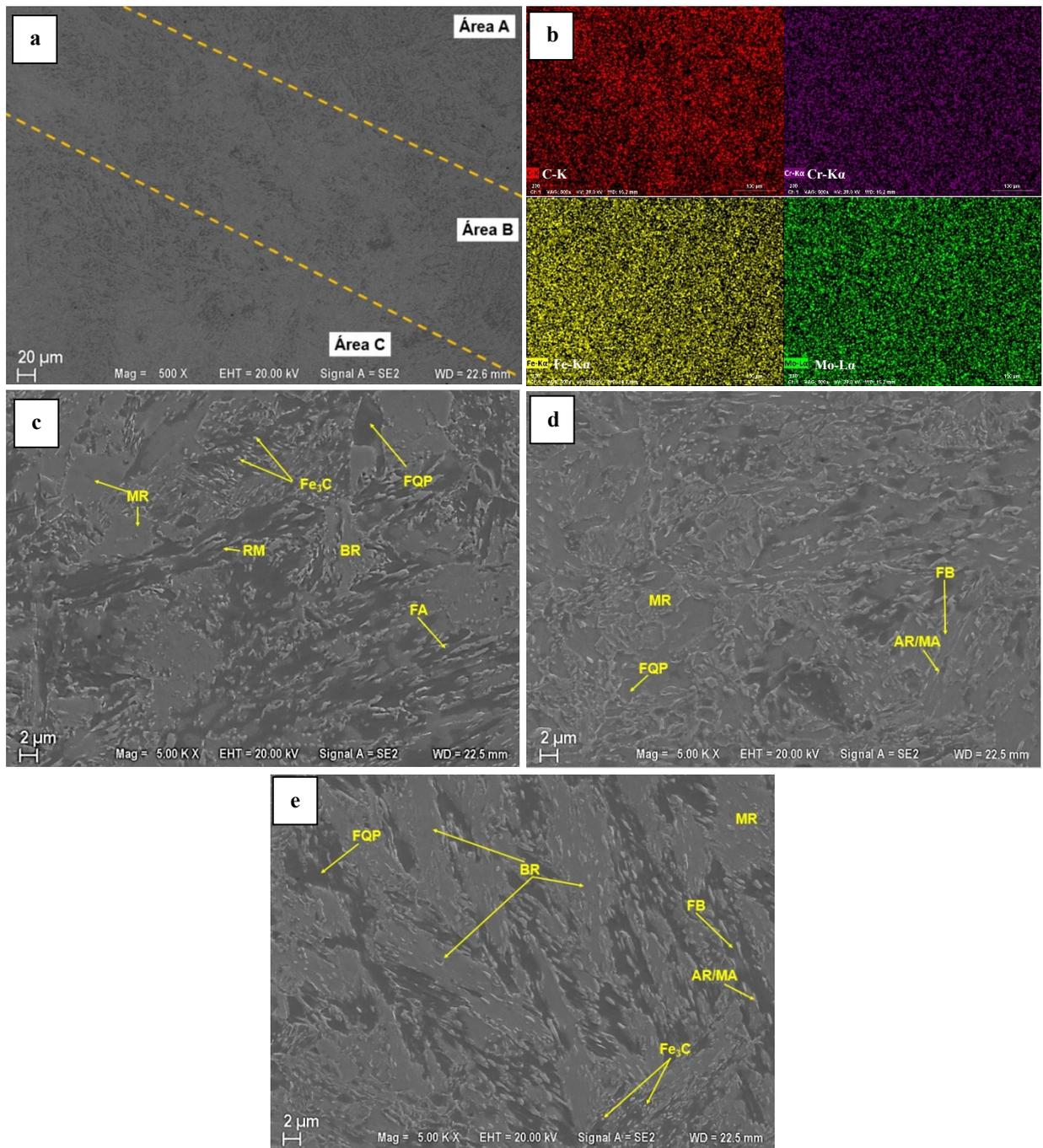


Figura 4.11 – (a) Micrografia MEV de baixa ampliação da amostra Lateral retirada de P2 apresentando as diferentes áreas típicas do plano analisado, (b) mapas elementais do Fe, C, Cr e Mo referente à amostra e micrografias MEV de maior ampliação das áreas (c) A , (d) B e (e) C.

A Fig. 4.11b representa os mapas elementais do Fe, C, Cr e Mo referente a região lateral (Fig. 4.11a) obtidos por meio da espectrometria dispersiva de energia (EDS). Os mapas elementais revelam que igualmente a pré-forma P1 os elementos químicos estão distribuídos uniformemente ao longo das áreas analisadas. Distribuição homogênea dos principais elementos também foi observado por Kochta et al. (2021) em uma pré-forma depositada pela técnica de leito de pó usando como fonte de energia o laser. Os autores declaram que à alta

taxa de resfriamento proporcionada pela fabricação MA em comparação com os processos convencionais é responsável por essa homogeneidade na microestrutura.

Uma análise mais detalhada da microestrutura das áreas A, B e C no plano investigado é apresentada nas imagens MEV representadas nas Fig. 4.11c, Fig. 4.11d, Fig. 4.11e, respectivamente. A presença de múltiplas fases incluindo ferrita quase poligonal e acicular, martensita revenida e bainita revenida são observadas para área A. A principal diferença em termos de morfologia e de fases existentes em comparação com a área A da amostra retirada da pré-forma P1 é a existência de cementita finamente dispersa e ripas de martensita. A imagem MEV referente a área B (Fig. 4.11d) sugere que, em geral, a microestrutura desta área compreende uma morfologia em ferrita quase poligonal, ferrita bainítica, martensita revenida e constituinte M-A. A área C compreende uma microestrutura principalmente composta por bainita revenida em uma matriz de ferrita com morfologia FQP e FB. Além disso, martensita revenida e cementita também são constituintes visíveis e que exercem influência no comportamento das propriedades mecânicas medidas nesta área. Ferrita bainítica, bainita e carboneto Fe_3C também foram vistos por Rodrigues et al. (2020) e Rodrigues et al. (2019) na microestrutura de uma parede fabricada a partir do aço baixa liga de alta resistência (ER110S-G). A formação de bainita, de acordo com os primeiros autores, é devido à rápida taxa de resfriamento envolvida durante a solidificação. Além disso para as pré-formas depositadas a partir de arames com teores de carbono menores que 0,2 % em peso, se não houver a presença de inclusões que exercem alto grau de influência na microestrutura, ferrita bainítica pode se formar no lugar de ferrita acicular, a partir da austenita restante.

A presença do constituinte M-A disperso ao longo da matriz ferrítica também foi observado por Mohammadijoo et al. (2018) em soldas depositadas com aço HSLA. Trata-se de uma fase que ocorre quando o carbono está presente retido em solução sólida como austenita-martensita. Geralmente apresenta tamanhos pequenos, inferior a 3 μm (RAMÍREZ, 2008; SOEIRO; ROCHA; BRANDI, 2013). A taxa de resfriamento proporcionada pela técnica RAQUI favoreceu a formação deste constituinte em pequena escala, pois quanto maior a taxa de resfriamento menor será seu tamanho. Sun et al. (2020) ao observarem as três áreas típicas e distintas formada em pré-forma de aço baixo carbono de alta resistência verificaram a presença deste constituinte em maior quantidade em uma das áreas, semelhante a área B do trabalho atual.

A macroestrutura da seção transversal do componente P2 é exibida na Fig. 4.12a e a transformação de fase em diferentes posições (inferior, meio e superior) ao longo do plano XY do componente é mostrada na Fig. 4.12b-g. A microestrutura variou de baixo para cima e isto é atribuído ao acúmulo de calor enfrentado durante a deposição das camadas adjacentes. Entretanto, diferente da parede depositada com resfriamento passivo a microestrutura desta

pré-forma apresentou menores diferenças em relação ao tamanho e formato dos grãos, indicando menores alterações nas propriedades mecânicas que a parede anterior, isto porque o resfriamento ativo com água proporcionou que o acúmulo de calor fosse uniformemente mitigado durante a construção. Além disso o maior controle da distribuição de temperatura e do gradiente térmico ao longo da altura do componente, proporcionado pela técnica RAQUI, possibilitou este maior grau de uniformidade observado na microestrutura do componente (SILVA, 2019).

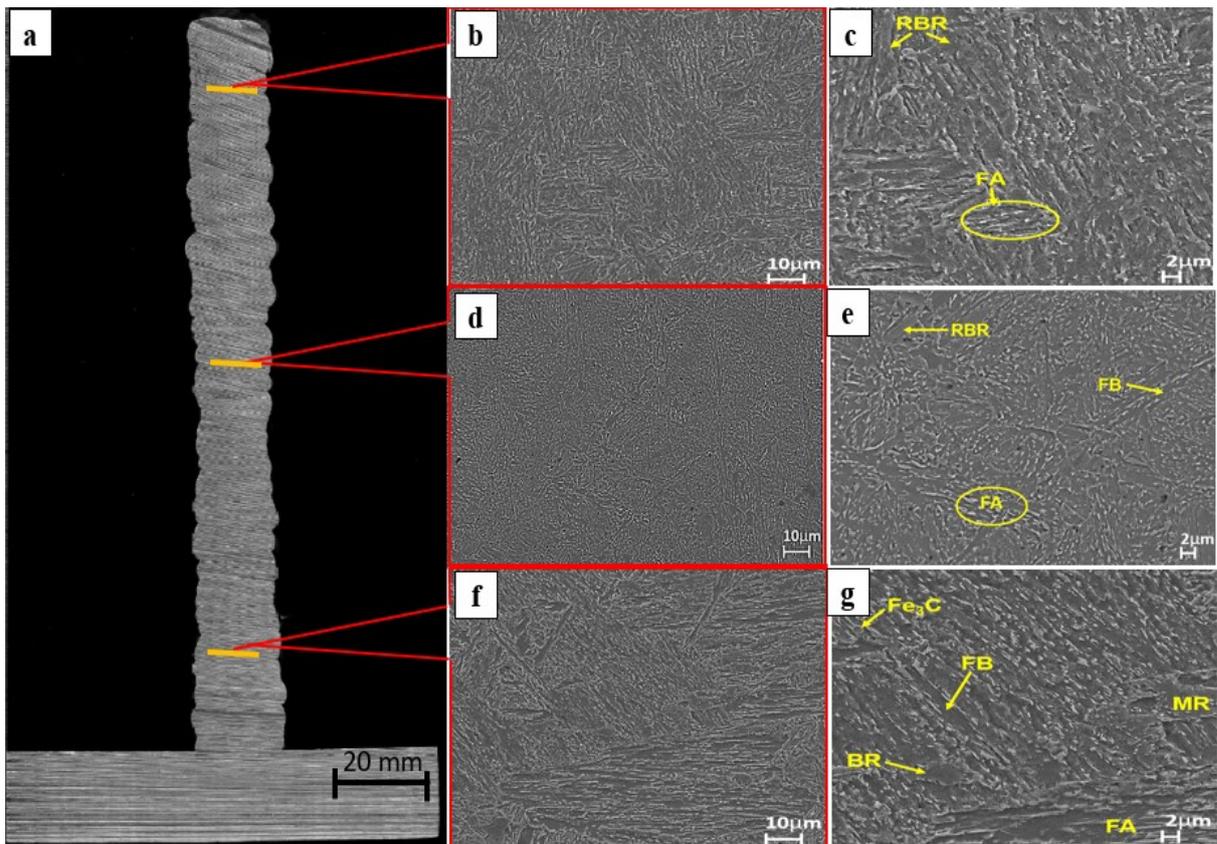


Figura 4.12 – Características microestruturais da parede depositada (a) macroestrutura (b – c, d – e e f– g) microestrutura referentes ao plano XY nas regiões superior, média e inferior.

As Fig. 4.12b e 4.12c representam micrografias MEV referentes a região inferior. Esta região apresenta uma microestrutura composta por bainita revenida, martensita revenida, ferrita, com diferentes morfologias, e pelo carboneto Fe_3C . A microestrutura da região intermediária visualizada em maior ampliação na Fig. 4.12e revela que as fases presentes nesta região são ferrita bainítica, ferrita acicular e ripas de bainita revenida. A região superior é constituída principalmente por ripas de bainita revenida (Fig. 4.12d e 4.12e), formadas como consequência da deposição das últimas camadas que influenciaram no amolecimento e endurecimento sucessivos das camadas adjacentes (DIRISU et al., 2019). Alteração semelhante foi observado por Rajesh Kannan et al. (2020). Ao investigarem uma parede MADA de aço inoxidável superduplex nas regiões inferior, média e superior, os autores

observaram variação na microestrutura ao longo do componente depositado.

4.4.5 Fases (DRX)

O difratograma obtido para todas as regiões face, lateral, topo_superior, topo_meio e topo_inferior referentes a pré-forma P2 são apresentados na Fig. 4.13.

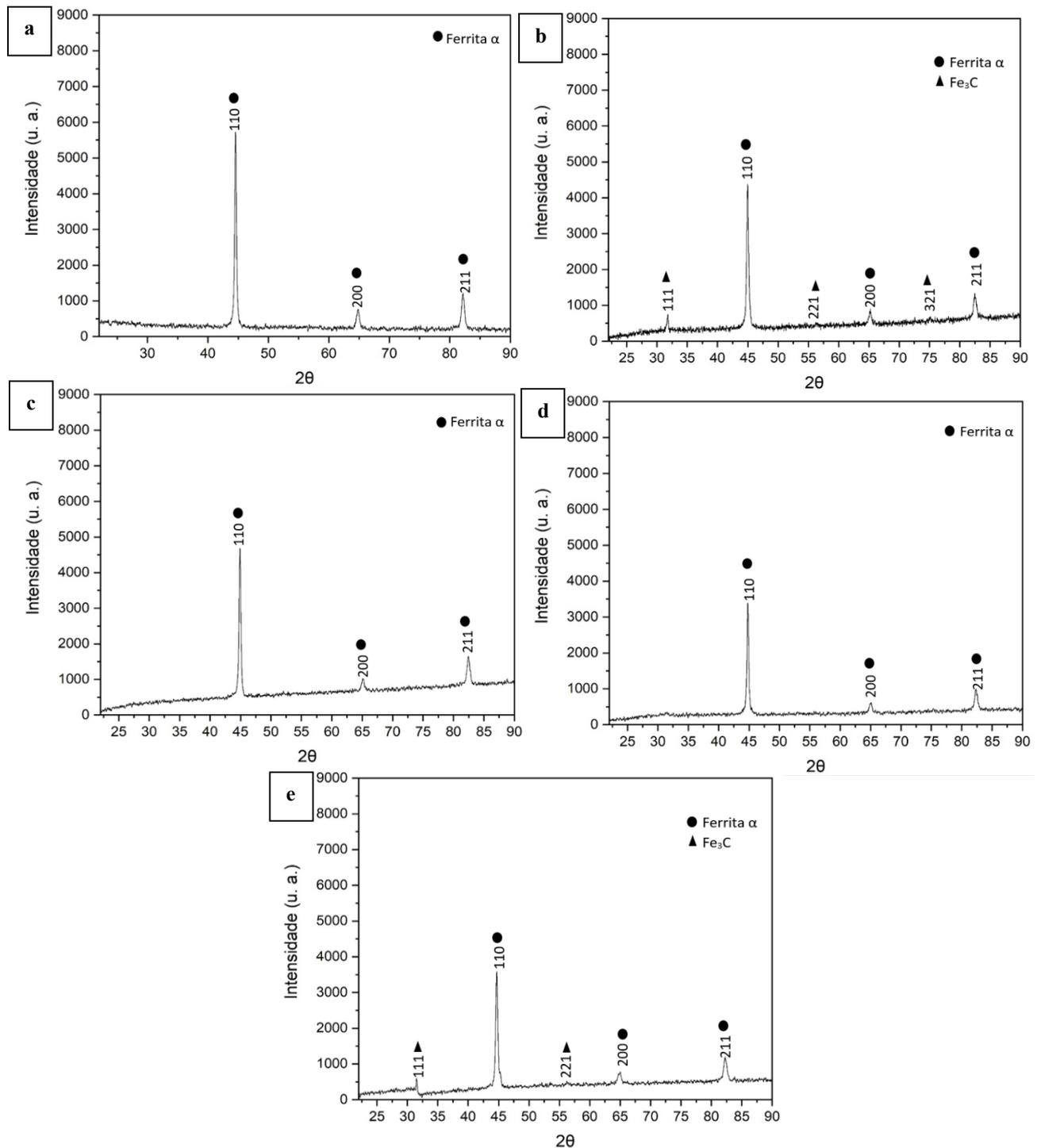


Figura 4.13 – Análise por difração de raio-X exibindo identificação das fases presentes na pré-forma P2 nas regiões da (a) face, (b) lateral, (c) topo_meio, (d) topo_superior e (e) topo_inferior.

Nos difratogramas obtidos os ângulos em que ocorreram difração correspondem a matriz de α -Fe (CCC) e ao carboneto de ferro Fe_3C (Cementita). A presença deste carboneto é resultado da taxa de resfriamento imposta e da composição do arame. Este tipo de carboneto também foi identificado por Dirisu et al. (2019) em uma pré-forma depositada com estratégia oscilatória a partir do arame de alimentação ER90SB-3. Os autores também verificaram a presença de carbonetos de molibdênio. Ambos os carbonetos são prejudiciais para a tenacidade à fratura (LAMBERT-PERLADE et al., 2004). Os picos difratados correspondentes a estes carbonetos Fe_3C estão presentes apenas nas amostras correspondentes a região lado e região topo_inferior (Fig. 4.13b e 4.13d), corroborando com o que foi observado na microestrutura destas regiões. A quantidade de constituinte M-A na microestrutura também não foi suficiente para que picos de austenita fossem identificados pela técnica de difração de raio-X, porque este agregado de ferrita-carboneto se apresenta em pequenas quantidades em soldas que apresentam composição dentro da classificação baixo carbono e baixa liga. Além disso a elevada taxa de resfriamento imposta durante a construção da pré-forma influenciou na menor presença deste constituinte em menor quantidade.

4.4.6 Microdureza

A variação de dureza das três amostras retiradas dos diferentes planos de uma altura intermediária da pré-forma P2 é apresentado na Fig. 4.14. Os perfis de microdureza para os planos XZ e YZ foram obtidos ao longo de uma linha que cobria as três áreas anteriormente descritas (A, B e C). A dureza média da amostra Face foi de aproximadamente ~ 304 HV enquanto que para as amostras referentes as regiões lateral e topo foram de ~ 288 HV e ~ 303 HV, respectivamente. Os resultados de microdureza das multicamadas são influenciados pelo aquecimento das camadas anteriores, por este motivo a flutuação das medidas de microdureza das regiões da face e do lado provém de vários ciclos térmicos e taxas de resfriamento em diversas partes do componente (MAZUMDER; SCHIFFERER; CHOI, 1999; SUN, L.; JIANG; HUANG, R.; DING, Y.; et al., 2020).

Os valores obtidos são superiores aos resultados encontrados por Dirisu et al. (2019) para uma pré-forma fabricada com o mesmo material de adição e mesma estratégia de deposição (262,3 HV) e por Petchsang et al., (2016) em uma solda realizada usando o mesmo arame (276 HV), demonstrando que a tecnologia utilizada para resfriamento durante a deposição influenciou nas propriedades da pré-forma fabricada. A presença desta técnica de resfriamento ativo por quase imersão, utilizando água a temperatura ambiente como fluido de refrigeração aumentou a temperabilidade do aço. Como consequência do aumento da velocidade de resfriamento, proporcionado por esta tecnologia, os valores de microdureza

desta pré-forma são superiores a pré-forma depositada com gerenciamento térmico passivo, estando de acordo com o diagrama TRC obtido por Dépinoy (2015), Brandolin (2016) e Pinheiro (2014) para um aço de composição semelhante ao que foi utilizado para construção da pré-forma.

O gráfico do tipo box plot também foi elaborado a partir dos ensaios de microdureza realizados nas amostras referentes à P2 e é apresentado na Fig. 4.14b. Os dados indicam que a região da face exibe maior dureza média, de 304 HV, contra ~288 HV e ~303 HV das regiões referente a lateral e ao topo, respectivamente. Além disso a região que apresenta maior dispersão dos dados, representado pelo intervalo interquartílico, também é a da face (~50 HV), seguido pela região lateral (~26,5 HV) e topo (~10 HV).

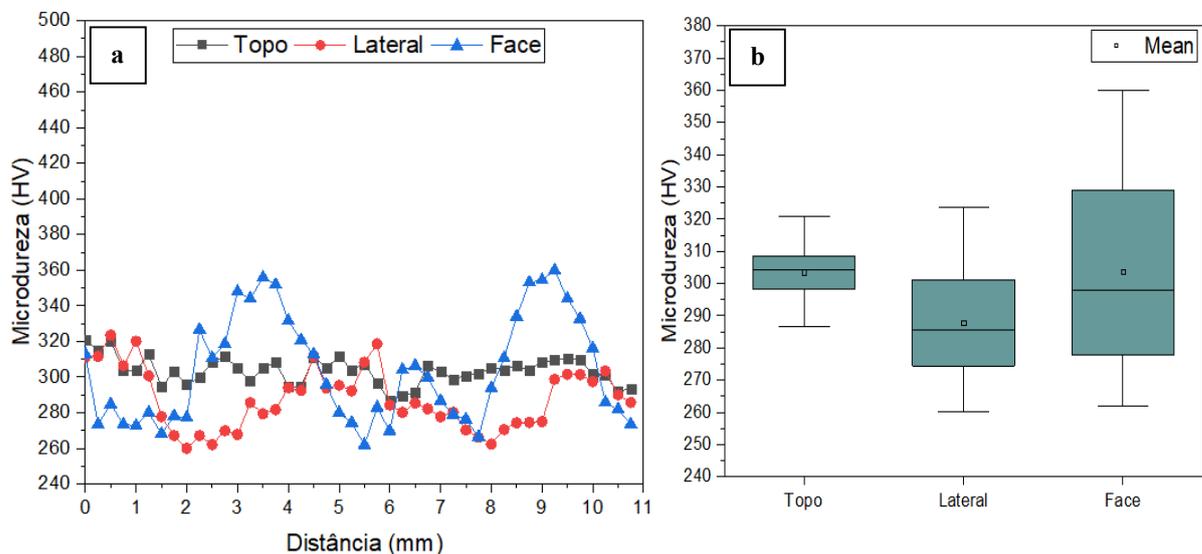


Figura 4.14 – (a) Perfil de microdureza das amostras correspondentes as amostras da face, lateral e topo_meio retiradas da pré-forma P2 (b) e digrama de caixa para análise da variação dos dados de microdureza.

A Fig. 4.15 representa as médias de microdureza obtidas para os três pontos monitorados no plano XY da pré-forma P2. Na região inferior a rápida taxa de resfriamento das primeiras camadas depositadas proporcionada pela água de resfriamento e também pela capacidade de dissipação de calor do substrato justificam a maior dureza observada para essa região (~314 HV). Na altura intermediária da pré-forma a dureza diminui ligeiramente para ~ 307 HV e na região superior para ~ 285 HV, demonstrando que a presença da técnica RAQUI diminui o gradiente desta propriedade mecânica ao longo da altura do componente, tornando mais homogênea esta propriedade mecânica. A dispersão dos dados indica esta redução, pois são maiores para a pré-forma P1 (~59 HV) e menores para pré-forma P2 (~18 HV). As medidas de dureza ao longo das amostras retiradas do plano XY são uniformes ao

longo de todo o perfil traçado. Isto porque, assim como na parede anterior, este plano apresentou homogeneidade nos tamanhos e formatos de grãos.

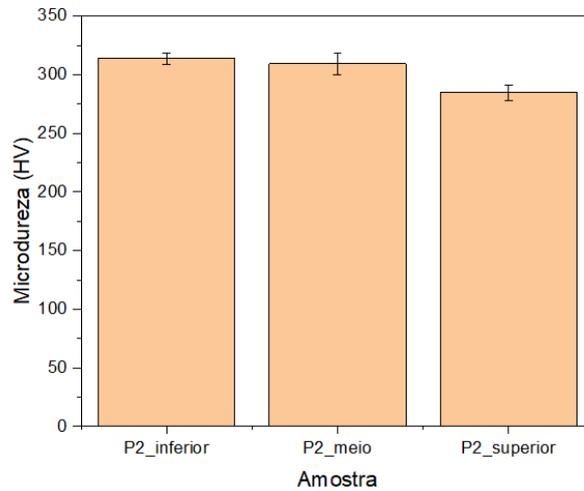


Figura 4.15 – Resultados de microdureza das amostras retiradas da pré-forma P2 correspondentes as regiões topo_inferior, topo_meio e topo_supeior.

4.5 Caracterização das Pré-formas MADA P1 e P2 tratadas por normalização seguido por revenimento

Após realização dos tratamentos térmicos de normalização e revenimento micrografias MO foram retiradas dos três planos ortogonais das pré-formas em uma altura intermediária, como mostra a Fig. 4.16.

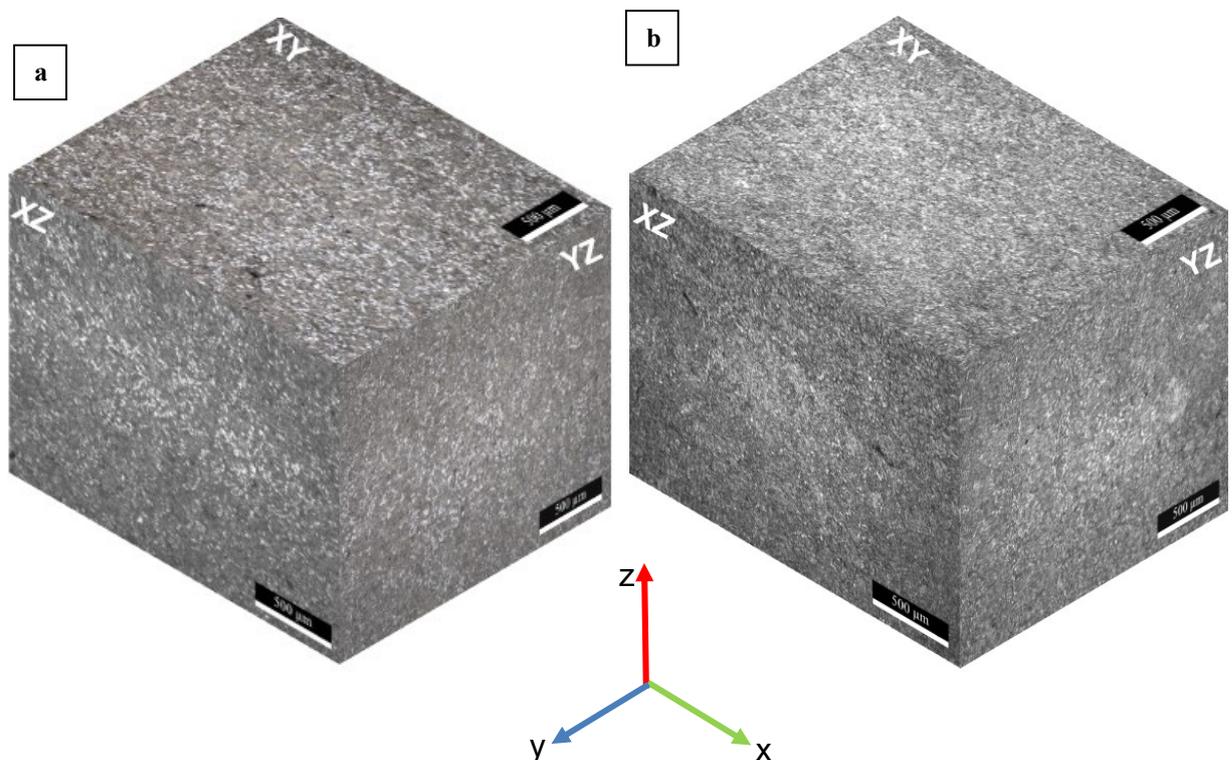


Figura 4.16 – Micrografia isométrica das pré-formas (a) P1 e (b) P2 normalizada e revenida, apresentando os planos XZ (face), YZ (lateral), XY (topo).

O tratamento térmico de normalização que foi aplicado com a finalidade de eliminar a microestrutura não homogênea resultante da natureza de deposição do processo MADA proporcionou o esperado, pois a diferença nítida entre as três regiões que se repetiam ao longo da microestrutura nos planos XZ e YZ para o estado como depositado se tornou imperceptível após realização destes tratamentos.

4.5.1 Análise metalográfica das pré-formas tratadas

A Fig. 4.17 e Fig. 4.18 exibem a microestrutura da pré-forma P1 e P2 após a aplicação de diferentes ciclos de tratamento térmico incluindo normalização seguido por revenimento nos planos XZ e XY. A realização destes tratamentos seguidos por resfriamento ao ar calmo modificou significativamente a estrutura dendrítica gerando grãos mais equiaxiais, uniformes e homogêneos ao longo de toda a direção de construção. Geralmente são usados tratamentos térmicos pós-deposição em pré-formas com esta finalidade de modificar a microestrutura e, conseqüentemente as propriedades mecânicas de componentes fabricados por MA (NEMANI; GHAFARI; NASIRI, 2020a, 2020b; YANG et al., 2018)

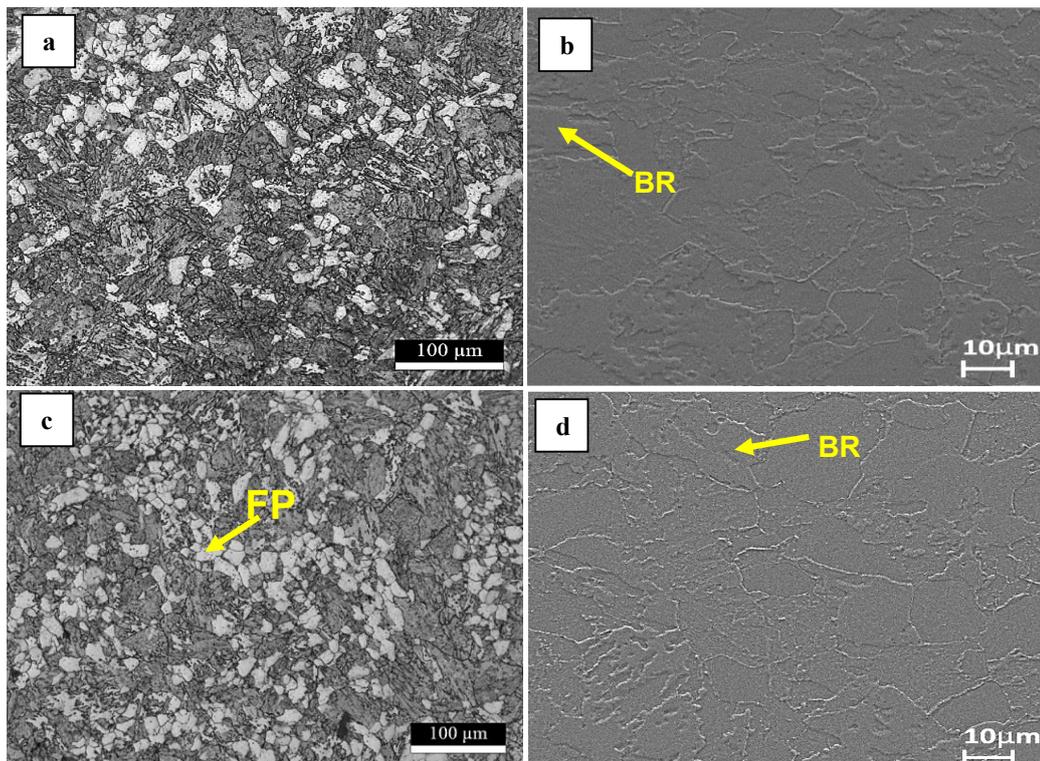


Figura 4.17 – Micrografias MO e MEV da pré-forma P1 N&R referentes as regiões da (a,b) face e (c, d) lateral.

A microestrutura não homogênea visualizadas nas diferentes áreas A, B e C presentes nas amostras retiradas da pré-forma P1 e P2, para o estado como depositada, foi completamente eliminada como consequência do aquecimento da pré-forma até uma

temperatura acima da temperatura crítica superior (Ac_3), que proporcionou a formação de novos grãos de austenita. Isto ocorreu porque durante a etapa de resfriamento em ar parado a estrutura completa do componente é submetido à uma taxa de resfriamento semelhante gerando uma microestrutura completamente uniforme em diferentes áreas da pré-forma. Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020) também observaram uniformidade na microestrutura e extinção de zonas distintas após realização de tratamento térmico de normalização em uma pré-forma MADA e também atribuíram a etapa do resfriamento ao ar calmo como o fator responsável por esta alteração. El-salam, (2016) e El-salam, (2013) relataram que o tratamento térmico de normalização seguido por revenimento resulta em um grau ideal de homogeneidade na microestrutura de juntas soldadas de aço de caldeira P91.

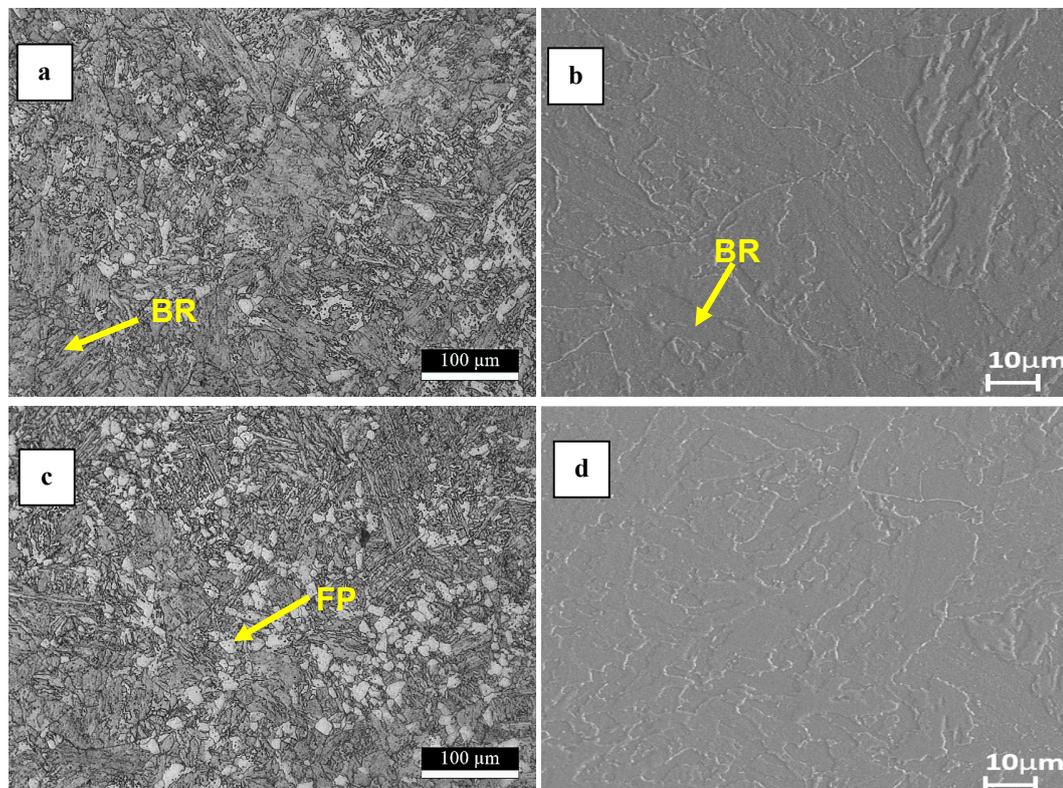


Figura 4.18 – Micrografias MO e MEV da pré-forma P2 N&R referentes as regiões da (a,b) face e (c, d) lateral.

De acordo com o diagrama de transformação de resfriamento contínuo simulado termodinamicamente (TRC) para a liga 2,25Cr-1Mo taxas de resfriamento moderadas resultam em uma microestrutura bainítica e ferrítica, enquanto taxas de resfriamento severas levam à formação de fases de não equilíbrio como a bainita e martensita (BRANDOLIN, 2016; DÉPINOY, 2015; PINHEIRO, 2014). As micrografias demonstram que a microestrutura das pré-formas P1 e P2 nas regiões face e lateral consistia em uma mistura de ferrita e bainita revenida, que é produto da transformação da austenita (PETCHSANG; PHUNG-ON;

POOPAT, 2016). Entretanto grãos maiores de ferrita são observados para pré-forma P1, indicando menor dureza e resistência mecânica que a pré-forma P2.

A microestrutura das amostras retiradas da parte inferior, meio e superior correspondentes ao plano XY (topo) das pré-formas P1 e P2, após tratamento N&R é representada nas Fig. 4.19 e Fig. 4.20. Além da diferença entre os tamanhos dos grãos, já observada nas amostras face e lateral, outra diferença entre as microestruturas das pré-formas P1 e P2 é a proporção de ferrita, que está presente em maior quantidade em P1 do que em P2. Esta diferença pode estar relacionada a diferença entre a composição química das pré-formas, principalmente devido a diferença de quantidade de carbono, que é o elemento químico mais importante em termos de sua influência na microestrutura da solda dos aços. Este elemento controla a quantidade de carbonetos formados e influência no surgimento de ferrita.

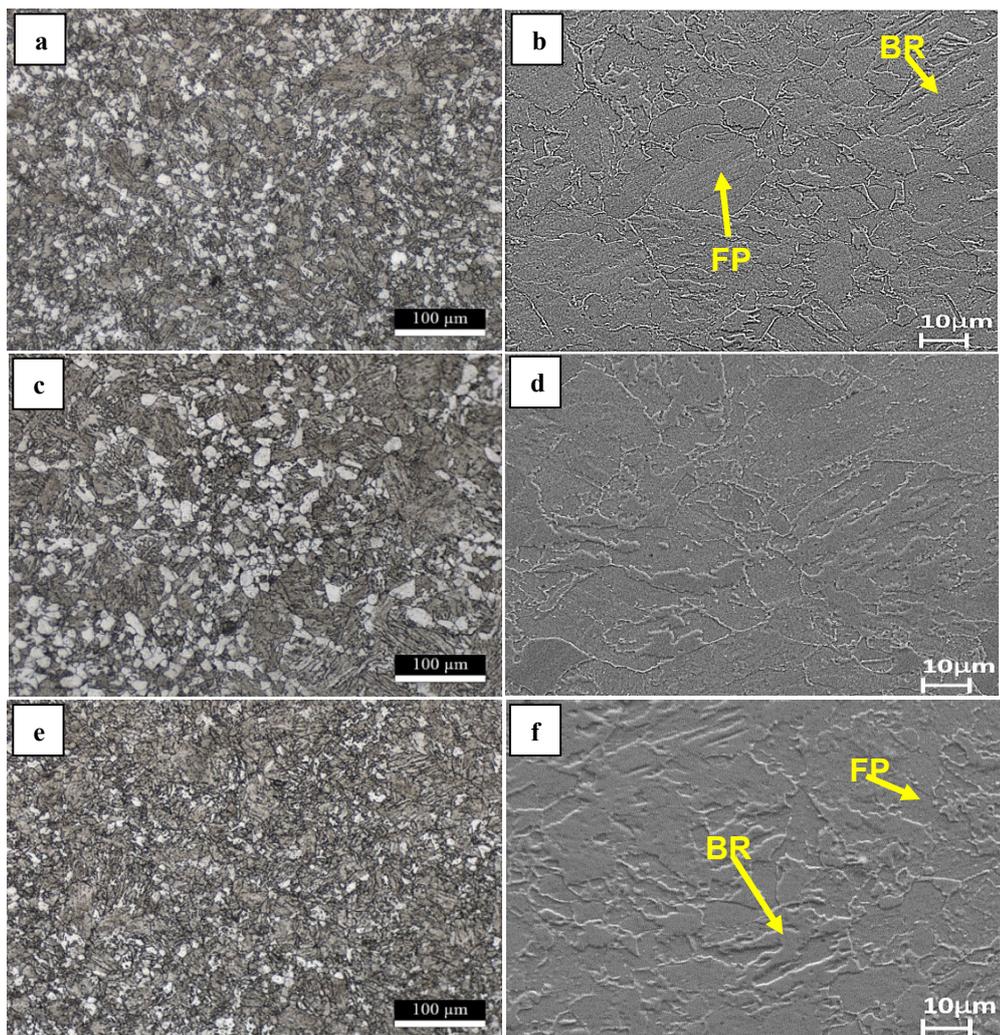


Figura 4.19 – Micrografias MO e MEV da pré-forma P1 N&R referentes as regiões (a,b) topo_superior, (c, d) topo_meio e (e,f) topo_inferior.

Ao longo da altura da pré-forma P1 diferentes tamanhos de grãos são observados (Fig. 4.17), sendo maiores na altura intermediária da pré-forma. Além disso há menor presença de ferrita nas regiões intermediária e superior da pré-forma, indicando possíveis alterações das propriedades mecânicas ao longo da altura. A microestrutura da pré-forma P2 (Fig. 4.20) referente as amostras retiradas ao longo da altura de construção, demonstram maior uniformidade nos tamanhos dos grãos e na proporção de fases presentes. A microestrutura bainítica está presente em todas as micrografias de ambas as pré-formas, isto porque para o aço desta composição, 2,25Cr-1Mo, este constituinte pode ser alcançado em uma ampla faixa de taxas de resfriamento (PINHEIRO, 2014).

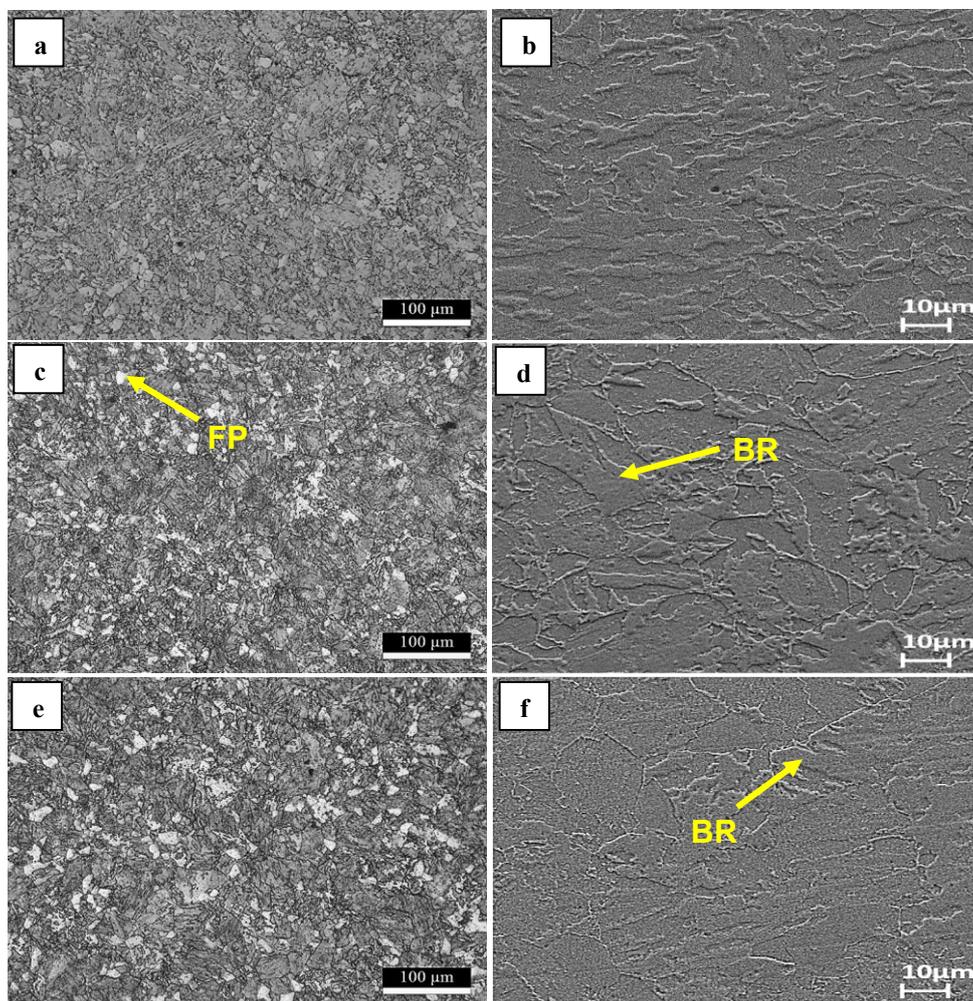


Figura 4.20 – Micrografias MO e MEV da pré-forma P2 N&R referentes as regiões (a,b) topo_superior, (c, d) topo_meio e (e,f) topo_inferior.

4.5.2 Fases (DRX)

As amostras, tratadas por N&R, retiradas de P1 e P2 foram caracterizadas por meio de DRX. A análise do padrão de DRX das amostras (Fig. 4.21) revela em todos os pontos e

regiões analisados apenas a presença de ferrita- α , corroborando com a conclusão assumida acerca da homogeneidade do componente, tomada a partir das imagens MO e MEV. Além disso, não foram identificadas outras fases ou precipitados, como o carboneto Fe_3C , que foi observado em alguns pontos das pré-formas na condição como depositada. Desta forma após realização do tratamento térmico de N&R as fases presentes ao longo dos componentes MADA foram as mesmas encontradas no material de referência P22, indicando que a realização deste tratamento torna o componente MADA mais semelhantes ao aço convencional.

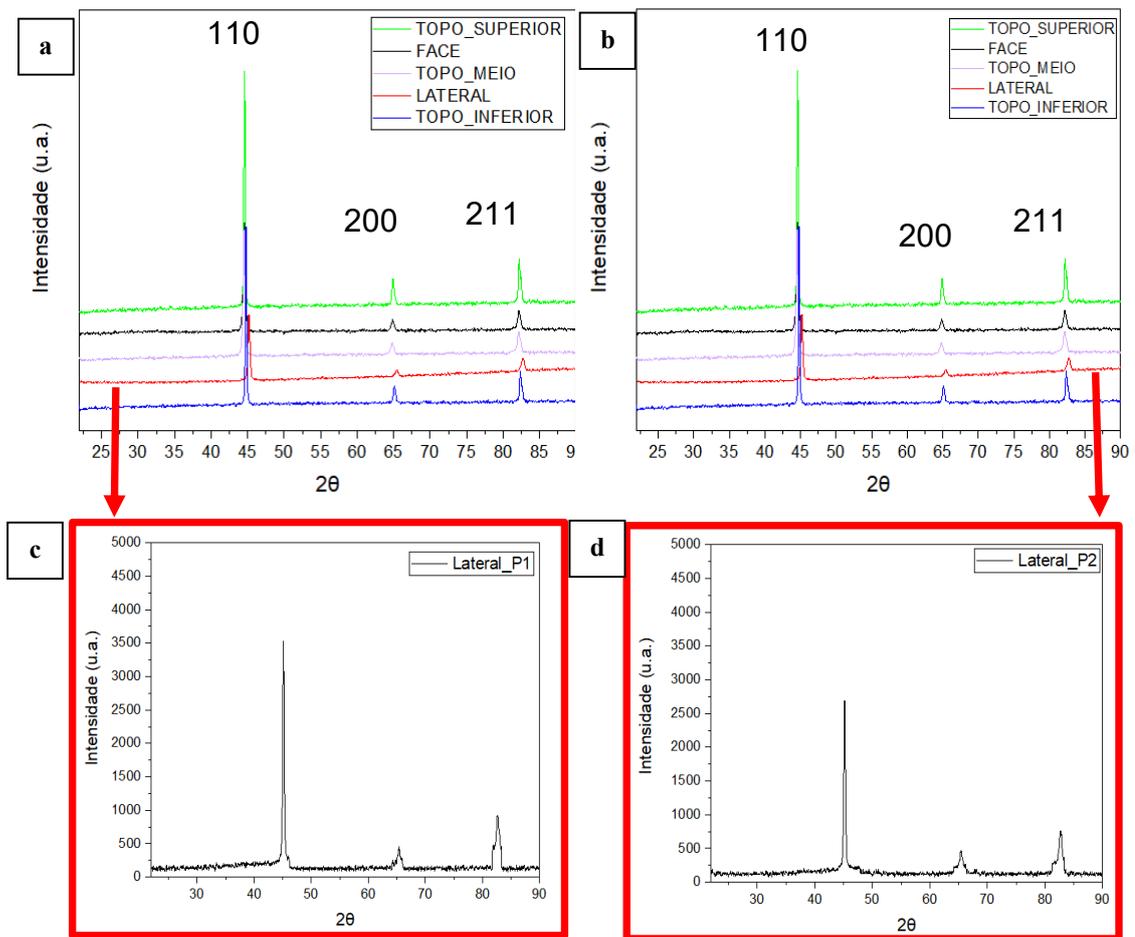


Figura 4.21 – Resultado Difração de Raios-X referentes aos pontos topo_superior, face, topo_meio, lateral e infeior das pré-formas (a) P1 e (b) P2 e intensidade dos picos difratados referentes a região lateral de (c) P1 e (d) P2.

A fim de verificar a intensidade dos picos difratados as Fig. 4.21c e 4.21d exibem os espectros de difração de raios-X referente a região lateral das pré-formas P1 e P2. Como a intensidade do pico está relacionado à fração da fase presente na amostra, é possível concluir que a quantidade de ferrita presente na amostra Lateral_P1 é maior do que na amostra Lateral P2. A mesma conclusão é tomada para todas as regiões analisadas. Estes picos mais intensos de ferrita na amostra Lateral_P1 eram esperados, uma vez que esta fase foi

observada em maior quantidade nas micrografias MO. Além disso a presença deste microconstituente é comumente relatado na literatura em componentes de aço baixo carbono e baixa liga produzidos por MADA (DIRISU et al., 2019; RODRIGUES et al., 2019; SUN, L.; JIANG; HUANG, R.; DING, Y.; et al., 2020). Gao, Chen, Chen, *et al.* (2019) também observaram em amostras de aço 9Cr, fabricado por MADA, submetidas a diferentes condições de tratamento térmico de N&R, que o número e a localização dos pico difratados eram os mesmos, no entanto, a intensidade destes picos mostraram uma certa diferença.

4.5.3 Microdureza

A dureza das paredes após realização do tratamento térmico de N&R é dada na Fig. 4.22. Verifica-se nas Fig. 4.22a (P1) e 4.22b (P2) que os valores de dureza de ambas as pré-formas é significativamente reduzida após o tratamento térmico. O valor médio de dureza na pré-forma P1 diminui em 21, 25 e 22% e o da pré-forma P2 diminui em 26, 25 e 27%, nas regiões face, lateral e topo respectivamente. No estado como depositado a alta dureza é derivada da estrutura presente. Após o tratamento térmico, a menor dureza pode está relacionada a fatores como tamanho do grão, precipitados e densidade de discordâncias. O tratamento de revenimento pode haver levado à uma redução da densidade de discordância presentes, resultando em um menor endurecimento gerado por este defeito (PANDEY, C.; MAHAPATRA, 2016). Gao, Chen, Chen, *et al.* (2019) também observaram redução nos valores de dureza de um aço MADA 9Cr após realização de tratamento térmico de N&R e atribuíram os fatores apresentados como hipótese para explicação da redução de microdureza observada.

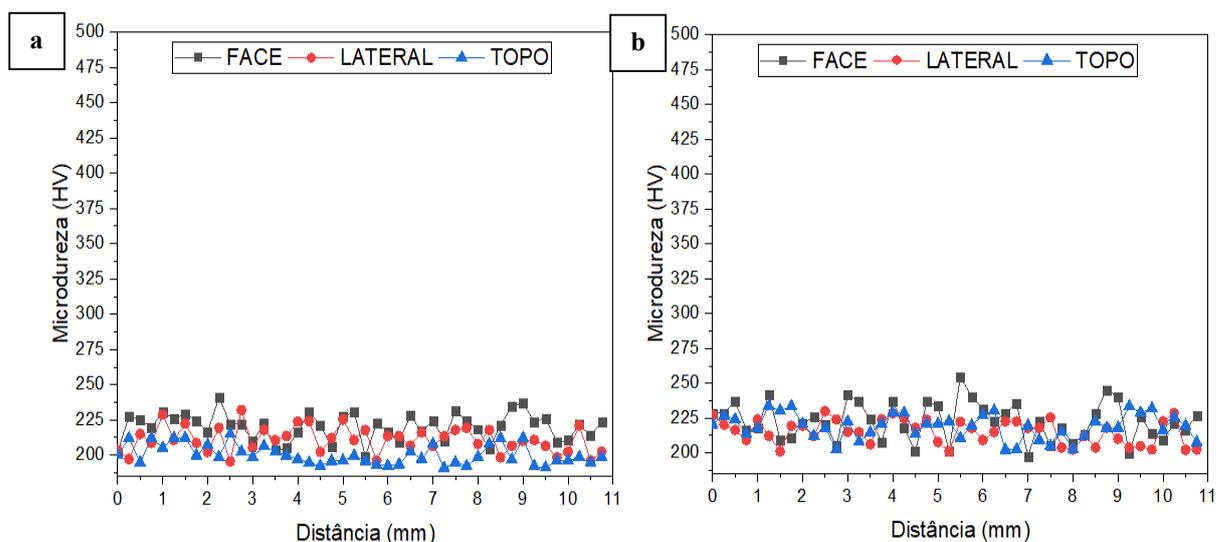


Figura 4.22 – (a) Perfil de microdureza das amostras tratadas correspondentes as regiões da face, lateral e topo_meio retiradas da pré-forma (a) P1 e (b) P2.

Outro fator observado nas amostras tratadas é a redução do gradiente de dureza ao longo dos planos XZ e YZ, que antes era resultante da microestrutura heterogênea e dendrítica. El-salam (2016) e El-salam (2013) relataram que o tratamento N&R é considerado o mais eficaz para redução do gradiente de dureza.

A Fig. 4.23 mostra os valores de microdureza obtidos ao longo da altura das pré-formas P1 e P2 (XZ) após realização de tratamento térmico. É visível que a realização de tratamento térmico N&R não só tornou esta propriedade mecânica homogênea ao longo dos diferentes planos dos componentes como também reduziu o gradiente de dureza ao longo da altura de construção (Z). A Fig. 4.23a mostra que os menores valores de microdureza foram medidos na altura intermediária para a pré-forma P1. O maior tamanho do grão observado nesta amostra é um dos fatores que explica o motivo do porquê essa região apresentou os menores valores de microdureza, pois o tamanho do grão é um dos fatores que interfere nas medidas de dureza do material. Geralmente maiores tamanhos de grãos influenciam em menores valores de microdureza (DIRISU et al., 2019). Na Fig. 4.23b os valores de microdureza medidos em P2 foram ainda mais uniformes que em P1, isto foi devido a maior uniformidade nos tamanhos de grãos observados anteriormente nas imagens MO. A dureza das amostras inferior, meio e superior referentes a P2 foram ligeiramente superiores aos valores de dureza das amostras de P1, isto por que P1 em todos os pontos analisados apresentou grãos maiores de ferrita.

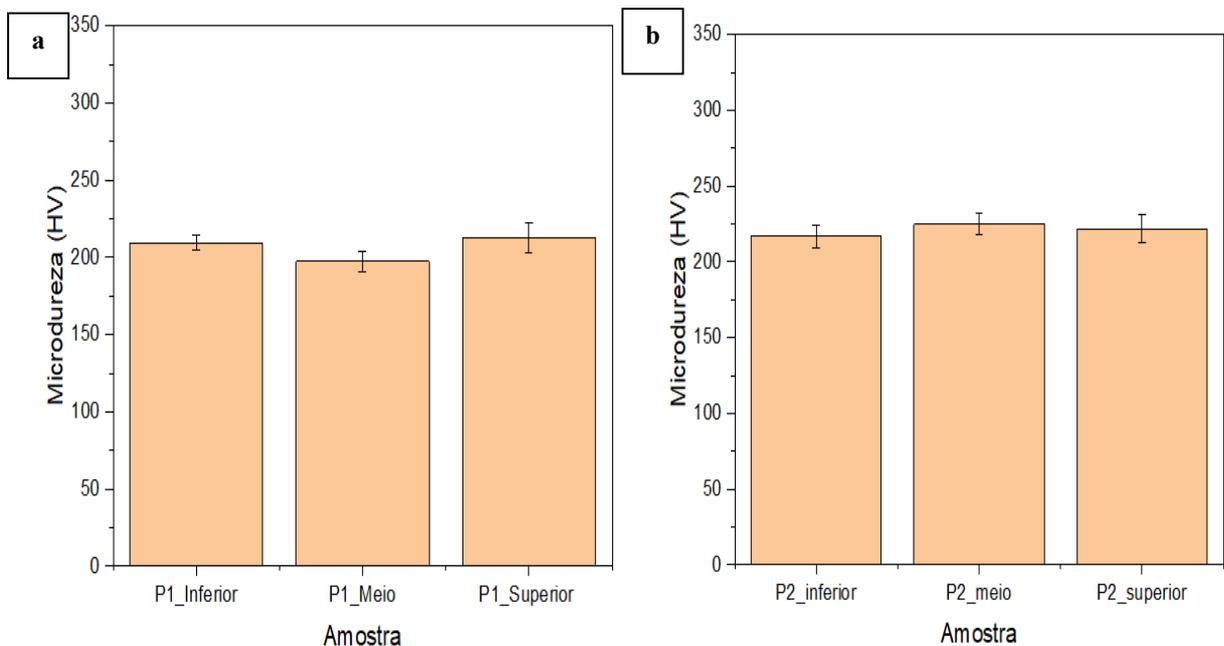


Figura 4.23 – Valores de microdureza das amostras retiradas da pré-forma (a) P1 e (b) P2 correspondentes as regiões topo_inferior, topo_meio e topo_supeior.

4.6 Ensaio de tração de P1 e P2 em diferentes condições

As curvas de tração das amostras produzidas sob diferentes condições são representadas na Fig. 4.24. A variação no limite de escoamento (σ_e), limite de resistência a tração ($\sigma_{m\acute{a}x}$) e alongamento à fratura (A) para as quatro condições do aço MADA (ER90SB-3) é mostrado na Fig. 4.25. É notável uma diferença significativa nas curvas das pré-formas depositadas. Esta alteração indica que a taxa de resfriamento inerente a cada estratégia de deposição influencia nas propriedades mecânicas. Todas as amostras no estado como depositado apresentam valores médios referentes ao limite de resistência a tração ($\sigma_{m\acute{a}x}$), variando entre 860 a 888 MPa, enquanto que o alongamento à fratura e o limite de escoamento variaram de 19,9% a 22,9 % e 603 a 720 MPa, respectivamente. Destes valores os maiores são referentes a pré-forma depositada com resfriamento por quase imersão em água, enquanto que os menores são referentes a pré-forma com resfriamento passivo, revelando que a utilização da tecnologia RAQUI durante o processo MADA produz componentes mais resistentes e ao mesmo tempo mais dúcteis.

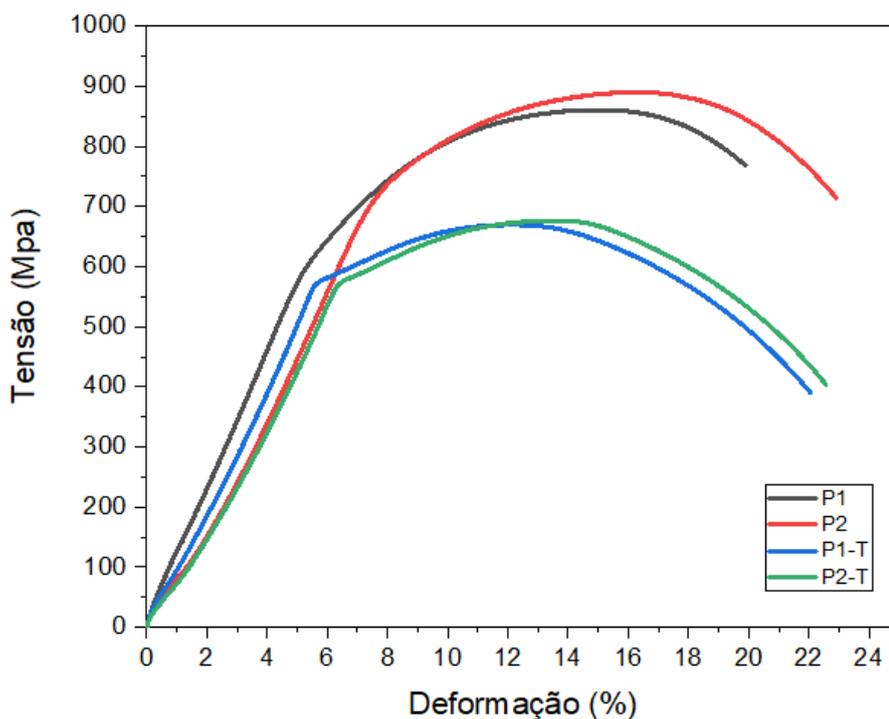


Figura 4.24 – Curvas de tensão-deformação das amostras sem tratamento térmico (P1 e P2) e após realização de tratamento térmico de N&R (P1-T e P2-T).

Os valores de alongamento à fratura (A) indicam o bom desempenho da utilização do processo MADA para fabricação destes componente metálico, tendo em vista que os valores de A e também de σ_e e $\sigma_{m\acute{a}x}$ de ambas as paredes são típicos do aço de referência F22. Entretanto, quando comparado ao aço de referência P22 é visível a redução na ductilidade. Isto é uma observação comum acerca dos componentes fabricados por MA (DEBROY et al.,

2018; NEMANI, GHAFFARI E NASIRI, 2020; SAMES et al., 2016). Geralmente estes aços apresentam resistência iguais ou até mesmo melhores que os componentes fabricados por processos convencionais, mas a ductilidade é reduzida quase sempre. De acordo com Sames et al. (2016) a redução desta propriedade é devida a uma combinação de fatores, que envolve tensão residual, defeitos de construção, contaminação, acabamento superficial de má qualidade, porosidade e demais defeitos que se formam durante a fabricação de aços MA. Portanto a baixa ductilidade no presente trabalho é justificada pela existência de porosidade, defeito observado na microestrutura de ambas as pré-formas e também pelo amolecimento de camadas anteriores como resultado do engrossamento do grão. Lopez et al. (2018) também observaram a presença de defeitos em uma pré-forma MADA depositada com o arame ER70S-6 por meio de vários métodos de ensaios não destrutivo. Porosidade e falta de fusão foram os defeitos observados pelos autores.

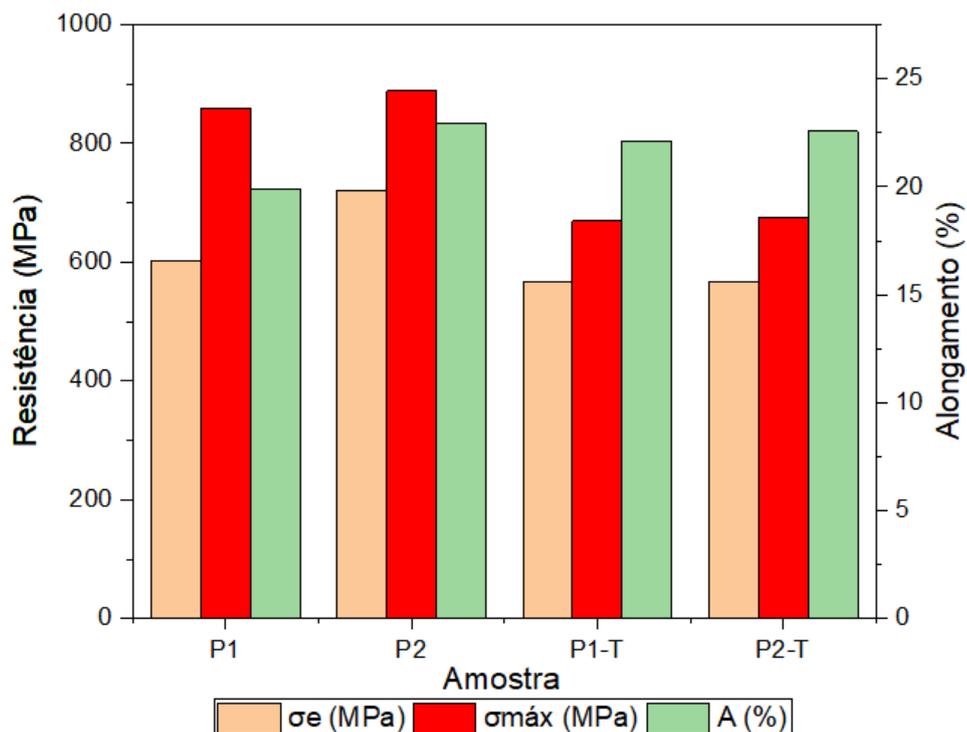


Figura 4.25 – Limite de escoamento (σ_e), limite de resistência a tração ($\sigma_{máx}$) alongamento à fratura (A) das amostras testadas.

De acordo com Rodrigues *et al.* (2019) a existência de bainita na microestrutura de pré-formas leva à um aumento da resistência a tração, enquanto que a formação de ferrita melhora a ductilidade do material e conseqüentemente sua capacidade de deformação. Assim os maiores valores de resistência a tração obtidos para a pré-forma fabricada com a técnica RAQUI indicam uma maior quantidade de microconstituintes que elevam essa resistência, como bainita e martensita, enquanto que a pré-forma resfriada de forma passiva contém maior

quantidade de ferrita. Isto é condizente com o diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC) obtidos para aços de composição semelhante (BRANDOLIN, 2016; DÉPINOY, 2015; YUVI; DAVID, 2007). De acordo com o diagrama menores velocidades de resfriamento favorece a formação de ferrita proeutetóide e maiores velocidades de resfriamento proporciona o surgimento de bainita e martensita. A presença destes microconstituintes no material produz um material com excelente ductilidade e resistência mecânica (RODRIGUES et al., 2019).

Os tratamentos térmicos pós-impresão de normalização seguido pelo de revenimento que contribuíram para a formação de um tamanho de grão uniforme ao longo de todas as áreas distintas e para o alívio de tensões residuais diminuiu o limite de resistência à tração e o limite de escoamento de ambas as paredes. Semelhante à redução na microdureza esperava-se que estas resistências também fossem inferior para a condição tratada. Nemani, Ghaffari e Nasiri (2020) também observaram redução na resistência à tração em uma pré-forma ER70S-6 após a realização de tratamento térmico de normalização. Gao *et al.* (2019) constataram diminuição na resistência à tração de um componente MADA fabricado a partir do aço 9Cr ferrítico / martensítico após realização de tratamento térmico de N&R. O aumento no tamanho dos grãos proporcionado pelo tratamento térmico de normalização foi um dos fatores responsáveis pela diminuição do limite de resistência ao escoamento das pré-formas. De acordo com a equação de Hall Petch que relaciona o tamanho dos grãos com a resistência ao escoamento e a dureza, $\sigma_e = \sigma_o + Kd^{1/2}$ e $H = H_o + K^1 d^{1/2}$, onde σ_o , H_o , K e K^1 são constantes, o aumento no tamanho dos grãos implica em uma diminuição na dureza e na resistência ao escoamento (DIRISU et al., 2019).

Para o componente fabricado com resfriamento passivo a realização dos tratamentos térmicos N&R influenciaram na diminuição do limite de resistência à tração de 860 para 669 e do limite de escoamento de 603 para 568 MPa, e aumentou o alongamento de 19,9 a 22,14%. Essa melhoria no alongamento na condição tratada é atribuído ao aumento da ductilidade proporcionado pelo tratamento térmico de revenimento. No trabalho de Gao et al. (2019) também foi observado que o aumento da temperatura de revenimento aumentam os valores de alongamento até a fratura (A), tornando evidente a influência significativa deste tratamento nesta propriedade.

Por outro lado, após efetuar os tratamentos térmicos N&R na pré-forma depositada por quase-imersão em água, o alongamento até a fratura foi ligeiramente menor para condição como tratada (~22,57 %) do que para condição como depositada (~22,90 %), e esta diferença pode estar associada a erros de medição. Redução semelhante ocorreu em juntas soldadas com passe de raiz depositado a partir do processo GTAW com arame AWS ER90S-B9 e passe de preenchimento depositado por meio do processo SMAW usando consumível aço

AWS E9015-B9 após execução sequencial dos mesmos tratamentos realizados no presente trabalho (PANDEY, Chandan et al., 2017). Após tratamento N&R em todas as condições do estado dos eletrodos analisados os autores visualizaram que quando comparadas as juntas no estado como soldado, as juntas tratadas diminuíram significativamente a ductilidade, independentemente da condição investigada. Pandey, Giri e Mahapatra (2016) visualizaram alterações no alongamento de uma placa de aço P91 fabricada convencionalmente submetida a tratamento de normalização seguido de revenimento. Cinco condições foram investigadas e os autores observaram que dependendo da temperatura de normalização adotada, única variável entre as amostras, diferentes valores de alongamento, que não seguiam uma relação lógica com essa variável, eram obtidos, indicando que o tratamento de normalização também exerce influência relevante nesta propriedade mecânica.

4.7 Ensaio de Impacto Charpy de P1 e P2 em diferentes condições

Os resultados obtidos por meio do ensaio de impacto Charpy para as amostras retiradas das pré-formas, nos estados como depositado e após tratamento térmico N&R, são apresentado na Fig. 4.26. É visto que a energia absorvida das amostras retiradas de P1 foi de ~25,5 J, enquanto que para aquelas retiradas de P2 a energia absorvida foi significativamente maior ~84,8 J, atendendo ao requisito das especificações técnicas da petrobrás inserido em *Additional Requirements For Crmo And Crmov Low Alloy Steels* que afirma que o valor médio da tenacidade à -30°C para o aço 2,25Cr-1Mo não deve ser inferior a 55 J. O baixo valor de energia absorvida no caso da parede P1 pode ser atribuída à maior presença de defeitos como porosidade, claramente visíveis nas micrografias MEV das amostras referentes a esta pré-forma. O efeito de defeitos não pode ser minimizado pela realização de tratamento térmico. Pandey, Giri e Mahapatra (2016) também atribuíram a presença de porosidade como a causa para o baixo valor de tenacidade de soldas multipasses com passe de raiz depositadas utilizando o processo GTAW com arame de enchimento AWS ER90S-B9 e com passe de preenchimento utilizando processo SMAW com haste 9CrMoV-N.

Após realização do tratamento térmico N&R a energia de impacto aumentou de maneira acentuada em relação ao estado como depositado. Os valores médios de impacto de P1 e P2 no estado como depositado, corresponde apenas a 13,8 e 34,5% dos valores de resistência ao impacto de P1-T (~184,4 J) e P2-T (~245,7 J), respectivamente. A baixa absorção de energia ao impacto na condição como depositada é atribuída à presença de microconstituintes duros e frágeis, como martensita e carbonetos Fe₃C que fornecem um caminho para a propagação de trincas (LAMBERT-PERLADE et al., 2004).

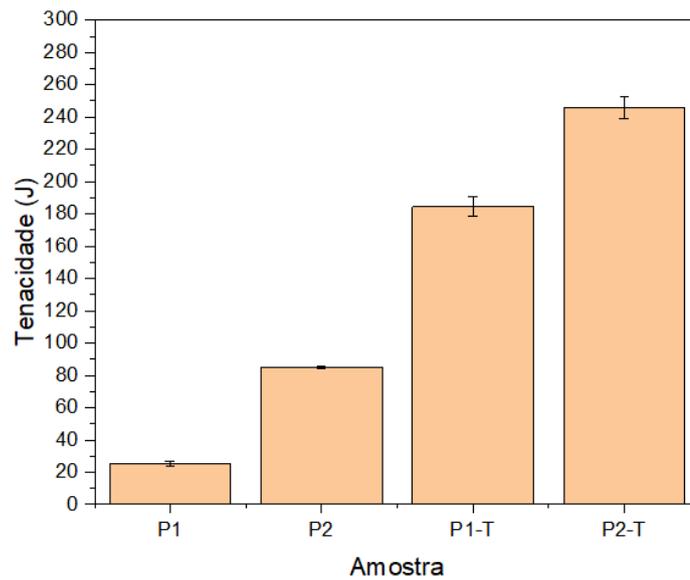


Figura 4.26 – Resultados da energia absorvida das amostras sem tratamento térmico (P1 e P2) e após realização de tratamento térmico N&R (P1-T e P2-T).

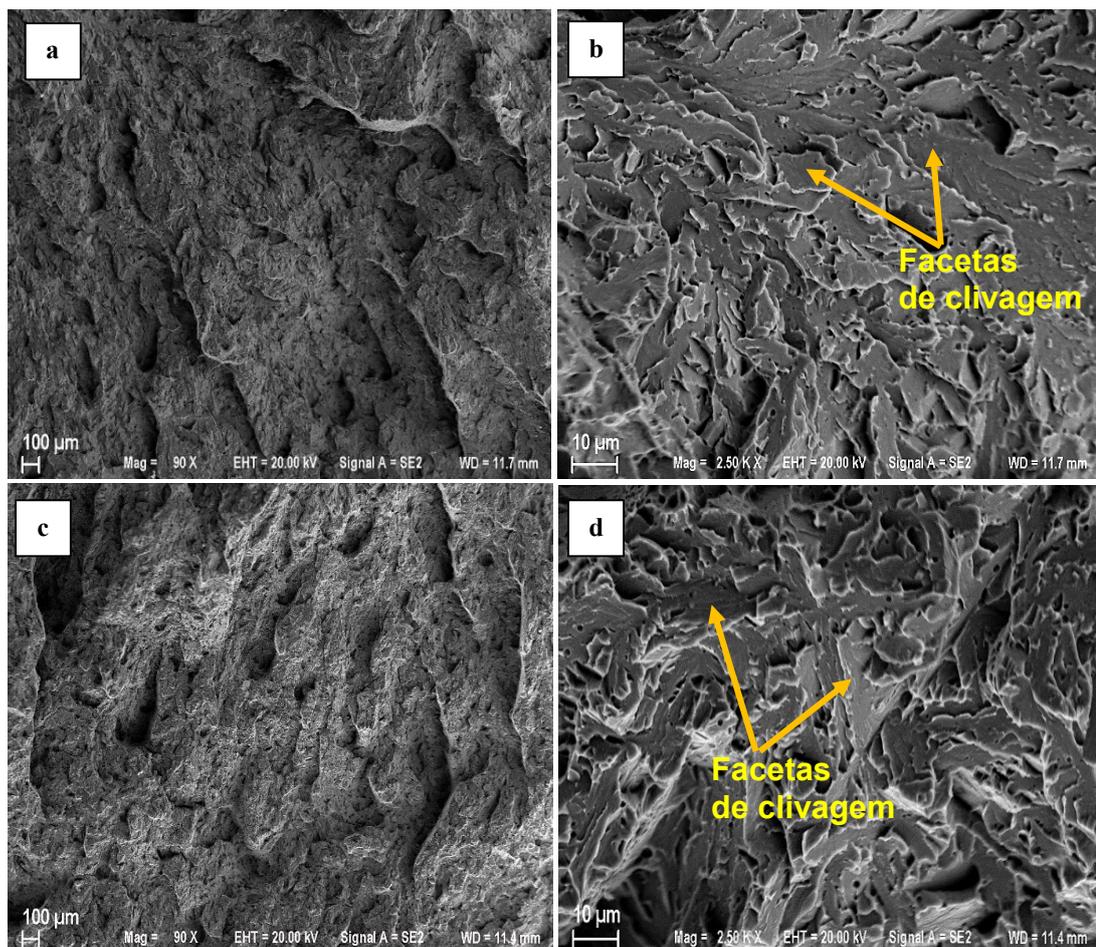


Figura 4.27 – Morfologia da fratura em baixa (90×) e alta ampliação (2500 ×) das amostras charpy referente as pré-formas P1 (a,b) e P2 (c,d) no estado como depositado.

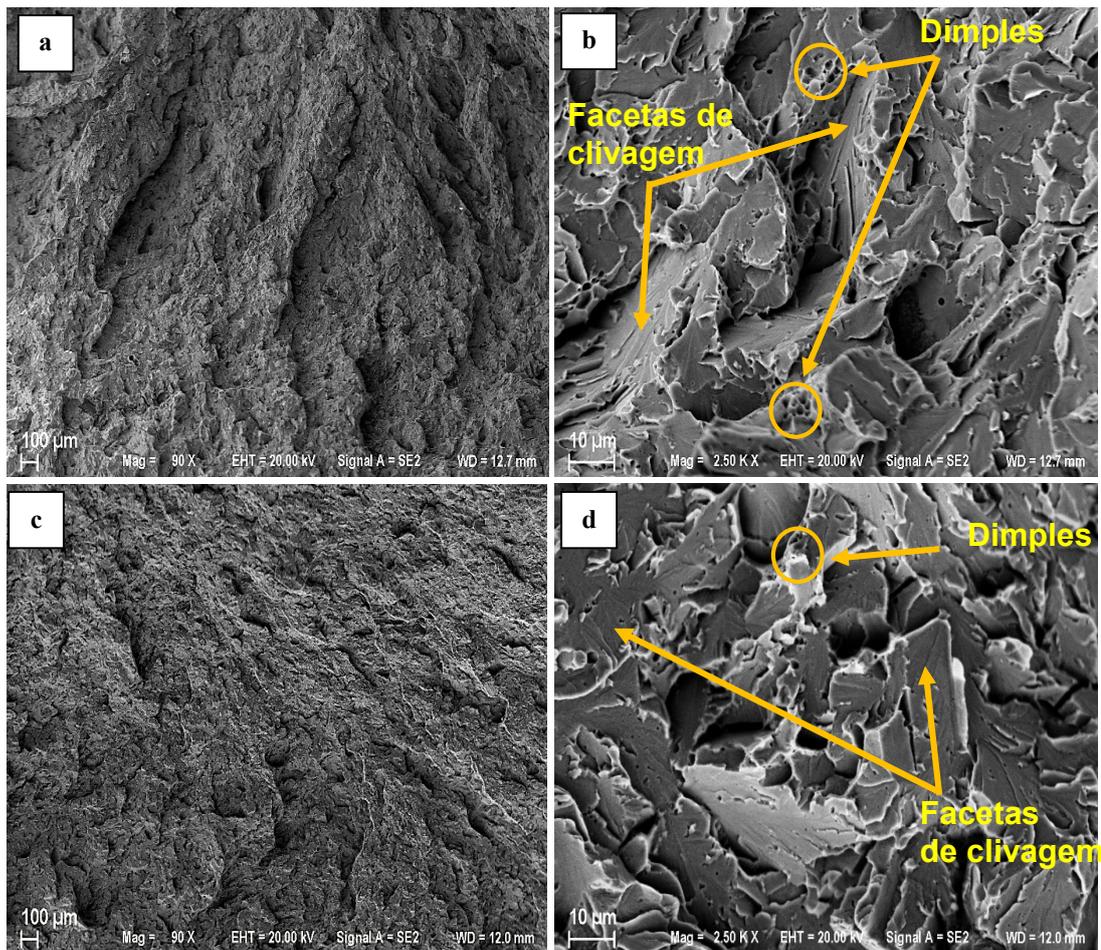


Figura 4.28 – Morfologia da fratura em baixa (90×) e alta ampliação (2500 ×) das amostras charpy referente as pré-formas P1 (a,b) e P2 (c,d) no estado N&R.

Com a finalidade de analisar melhor as causas da diferença nos resultados de energia absorvida entre o estado como depositado e N&R, a morfologia da fratura das amostras nos dois estado foram investigadas. As morfologias da fratura por impacto das amostras retiradas de P1 e P2 no estado como depositado são apresentadas na Fig. 4.27. Pode ser visto na superfície da fratura de ambas as amostras uma grande quantidade de facetas de clivagem, que são facetas brilhantes e reflexivas associadas à fratura frágil, sendo coerente com o baixo valor de tenacidade Charpy dos experimentos. Factografias semelhantes também foram observado por Gao, Chen, Su, *et al.* (2019) em aço martensítico 9Cr fabricado por MADA na condição como depositada.

Fractografias MEV das amostras de impacto P1 e P2 após N&R na ampliação de 90X e 2500X são vistos na Fig. 4.28, respectivamente. A superfície de fratura exibiu alguma ductilidade, apresentando além de facetas de clivagem a presença de algumas regiões contendo dimples (alvéolos), revelando um modo misto de fratura. Pode ser dito que quando comparado à condição depositada à superfície de fratura das amostras N&R exibiram fratura mais dúctil. Gao, Chen, Chen, *et al.* (2019) ao investigarem a influência do tratamento térmico

de N&R com diferentes temperaturas de revenimento em pré-forma MADA (9Cr) também visualizaram alterações nas factografias para as condições como depositada e após realização de tratamento térmico. Foi observado comportamento semelhante ao do presente trabalho, pois para condição como depositada foi visualizado à presença dominante de facetas de clivagem e após tratamentos de N&R a presença de dimples, sendo coerente com os resultados de energia absorvida obtidos para ambas as condições investigadas pelos autores.

4.8 Comportamento Eletroquímico das Pré-formas Frente à Corrosão

4.8.1 Variações nos Potenciais de Circuito Aberto

Os resultados das medidas de potencial de circuito aberto foram realizados para a liga tradicional P22 e para as amostras retiradas da altura intermediária das pré-formas P1 e P2 referentes ao plano YZ e são apresentados na Tab. 4.5. Zhang, B. *et al.* (2018) observaram resultado de *OCP* semelhante aos do presente trabalho para o aço F22 após sua imersão por 1h em água do mar sintética. Para este aço o valor de *OCP* se estabiliza em $-0,619 \pm 0,015$ V.

Todas as amostras exibiram um processo gradual de queda, que é uma indicação de que o metal está corroendo a uma taxa crescente. De acordo com Moreira (2014), quanto mais positivo os valores de potenciais, menos suscetíveis à corrosão será o material, assim, a amostra L-P1 apresenta o maior valor enquanto que o L-P2 possui o menor valor em relação ao eletrólito utilizado.

Tabela 4.5 – Valores de potencial de circuito aberto para os CPs após estabilização do potencial.

Amostra	<i>OCP</i> (V)
Tradicional- P22	$-0,686 \pm 0,000932$
L-P1	$-0,645 \pm 0,0135$
L-P2	$-0,683 \pm 0,00841$

4.8.2 Curvas potenciodinâmica

As curvas potenciodinâmica típicas, ou seja, uma curva que represente as características de todas as réplicas ensaiadas para as condições analisadas, são apresentadas na Fig. 4.29. Devido à ausência da região de Tafel, ou seja, ausência de trechos lineares bem definidos, a densidade de corrente de corrosão (i_{corr}) é determinada pela extrapolação da linha Tafel catódica para o potencial de corrosão conforme mostrado na Fig. 4.29 (DONG, Q. S. *et al.*, 2016; ZHANG, B. *et al.*, 2018). Na Tab. 4.5 são descritos estes principais parâmetros e o potencial de pite (E_{pit}) das condições analisadas.

Nas curvas são observadas as regiões catódica e anódica subdividida em regiões ativa e passiva. Os potenciais abaixo do potencial de corrosão (E_{corr}) representam a parte catódica, a partir do potencial de corrosão, em que ocorre a inversão da corrente, inicia-se o trecho anódico da curva de polarização. Este trecho anódico representa a região da curva que pode ocorrer a dissolução anódica do metal ou reações de interface metal/solução (TICIANELLI; GONZALEZ, 1998). Na região anódica ativa, com o aumento de potencial a densidade de corrente cresce, caracterizando a dissolução anódica do metal (SANTOS, P. R. G., 2018). Na região anódica passiva há a formação de uma película passiva aderida à superfície do eletrodo de trabalho.

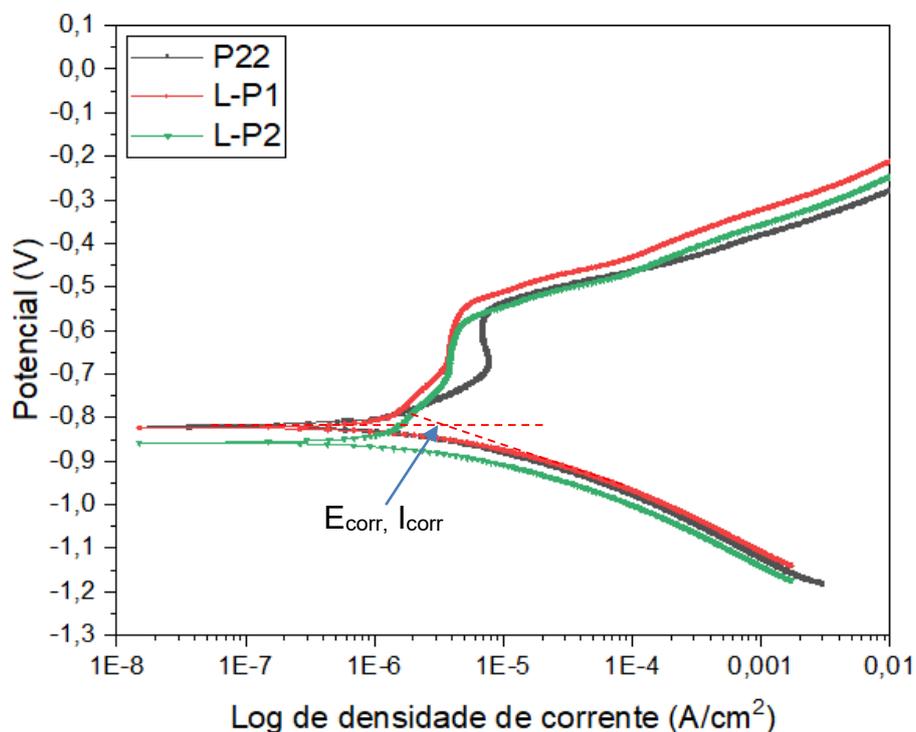


Figura 4.29 – Curvas potenciodinâmicas para as amostras tradicional P22 e retiradas das pré-formas no estado como depositado.

Ambos os aços MADA mostram diferenças no comportamento de corrosão durante o estágio de ativação em relação ao aço convencional. Pode-se observar que ambas as pré-formas MADA apresentam semelhante densidade de corrente durante a fase de passivação ($\sim 4,84 \times 10^{-6}$) e que esta é menor que a densidade de corrente observada para o aço P22 nesta fase ($\sim 7,14 \times 10^{-6}$). Este comportamento indica que as pré-formas MADA apresentaram maior estabilidade dentro desta região, menor dissolução anódica e assim melhor comportamento à corrosão que o aço laminado P22, provavelmente devido a maior presença de Cr e Mo, bem como a presença de Ni que são elementos que elevam a resistência à corrosão (QABAN et al., 2020). Os autores Ron et al. (2019) observaram que pequenas variações na composição química é um dos fatores responsáveis por tornarem diferentes o comportamento à corrosão

de ligas fabricadas pelo processo MADA e de ligas fabricadas por processo convencionais. Depois da região anterior, observa-se um aumento na densidade de corrente a partir dos valores de potenciais $\sim -0,56$, $\sim -0,55$ e $\sim -0,59$ V para os aços P22, P1 e P2, respectivamente. Esta região que começa a partir do final da região passiva pode estar relacionada com a reação de decomposição da água; presença de corrosão por pites ou dissolução transpassiva do filme de óxido (SANTOS, P. R. G., 2018).

A densidade de corrente de corrosão (I_{corr}) referente as pré-forma P1, P2 e à do aço P22 (Tab. 4.6) são semelhantes, com diferença mínima que pode estar associada a pequena variação no teor de cromo entre as condições analisadas.

Tabela 4.6: Parâmetros curva de Tafel das condições tradicional e MADA lateral P1 e lateral P2.

Amostra	I_{corr} (A/cm ²)	E_{corr} (V)	E_{pit} (V)
P22	$4,69 \times 10^{-6}$	-0,816	-0,56
L-P1	$4,52 \times 10^{-6}$	-0,819	-0,51
L-P2	$4,60 \times 10^{-6}$	-0,848	-0,59

A fim de verificar a existência de anisotropia nas propriedades eletroquímicas do componente P2 como depositado, a curva potenciodinâmica típica da região topo_meio foi obtida e é apresentada na Fig. 4.30.

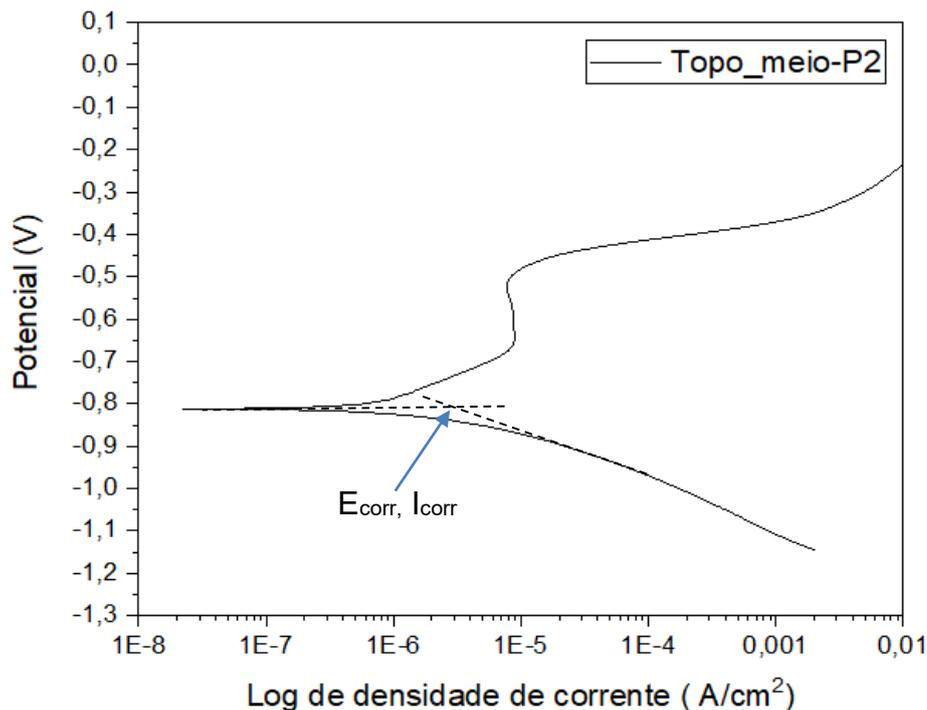


Figura 4.30 – Curvas potenciodinâmicas referente a amostra topo_meio retirada da pré-forma P2 no estado como depositado.

Para a região topo_meio de P2 o valor de *OCP* se estabiliza em $-0,65 \pm 0,0054$ V, sendo inferior à amostra referente a região lateral do componente L-P2. A densidade de corrente durante a fase de passivação referente a região topo_meio ($7,20 \times 10^{-6}$ A/cm²) é superior à densidade de corrente referente a região lateral, demonstrando menor dissolução anódica da amostra L-P2. Estes valores indicam presença de anisotropia nas propriedades eletroquímicas do componente P2, na região anódica passiva. Este comportamento era esperado devido as diferenças entre as microestruturas destas regiões. De acordo com Ornek (2018) a microestrutura anisotrópica dos aços fabricados pelo processo *DED* é um dos fatores responsáveis pelas diferenças observadas nos resultados dos ensaios de corrosão.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

O objetivo deste trabalho foi caracterizar pré-formas produzidas pelo processo de por Deposição a Arco (MADA), construídas com diferentes estratégias de resfriamento, utilizando o arame AWS ER90S-B3, submetidas aos tratamentos térmicos de normalização seguido por revenimento, e comparar com o material de referência ASTM A335 Gr. P22. A partir dos resultados obtidos chegou-se a algumas conclusões gerais:

a) Relacionado à análise metalográfica dos componentes:

- O complexo histórico térmico enfrentado durante a deposição das camadas ocasionou heterogeneidade microestrutural nos componente depositados;
- Três regiões com diferentes formatos e tamanhos de grãos se repetiram ao longo da direção de construção das pré-formas nos planos XZ e YZ, apresentando fases semelhantes, como ferrita, bainita e martensita, mas com diferentes morfologias;
- Os espectros de DRX revelaram a presença do carboneto Fe_3C na pré-forma fabricada com gerenciamento térmico passivo apenas nas regiões inferior e superior e na região inferior da pré-forma fabricada com a técnica RAQUI;
- A microestrutura dos componentes variou de baixo para cima, entretanto, devido a utilização da técnica RAQUI durante a construção da pré-forma P2, a microestrutura desta pré-forma apresentou menores diferenças em relação ao tamanho e formato dos grãos;
- O plano correspondente a região topo das pré-formas exibiu homogeneidade microestrutural e maior uniformidade nas medidas de microdureza que as demais regiões;

b) Relacionado ao comportamento mecânico dos componentes:

- A pré-forma construída com a utilização da técnica RAQUI apresentou maior uniformidade nas medidas de microdureza ao longo da altura do componente que a pré-forma fabricada utilizando gerenciamento térmico passivo;
- A variação da microestrutura ao longo da direção de construção da pré-forma é o fator responsável pela ausência de uniformidade nas medidas de microdureza;
- As medidas de dureza de ambas as pré-formas P1 (~283 HV) e P2 (~299 HV) foram superiores a dureza do material de referência (~146 HV);
- O limite de escoamento (σ_e), limite de resistência a tração ($\sigma_{m\acute{a}x}$) e o alongamento à fratura (A) foram maiores para P2 ($\sigma_{m\acute{a}x}$ = 888 MPa, A= 22,9 % e σ_e = 720 MPa) que para P1 ($\sigma_{m\acute{a}x}$ = 860 MPa, A= 19,9 % e σ_e = 603 MPa), demonstrando que a técnica RAQUI gera componentes MADA mais resistente e ao mesmo tempo mais dúcteis.
- A energia absorvida de P1 foi (~25,5 J) significativamente menor que P2 (~84,8 J);

c) Relacionado à realização do tratamento térmico de normalização+revenimento nos componentes:

- A microestrutura não homogênea resultante da natureza de deposição do processo MADA foi eliminada por meio da realização do tratamento térmico N&R, tornando imperceptível a diferença entre as três regiões que se repetiam ao longo microestrutura nos planos XZ e YZ no estado como depositado;
- A realização dos tratamento térmicos reduziu o limite de escoamento (σ_e) e o limite de resistência a tração ($\sigma_{m\acute{a}x}$) das pré-formas, $\sigma_{m\acute{a}x}$ de 860 MPa para 669 MPa e σ_e de 603 MPa para 568 MPa, para pré-forma P1 e $\sigma_{m\acute{a}x}$ de 888 MPa para 676 MPa, σ_e de 720 MPa para 566 MPa, para pré-forma P2;
- Os espectros de DRX mostraram apenas a presença da fase ferrita- α em todos os pontos analisados e evidenciaram a maior presença de ferrita na pré-forma fabricada com resfriamento passivo
- A realização dos tratamento térmicos aumentou intensamente a energia absorvida dos componentes e alterou o modo da fratura dos componentes de frágil para misto contendo dimples e facetas de clivagem.

d) Relacionado ao comportamento eletroquímico dos componentes:

- Os aços MADA exibiram melhor comportamento à corrosão que o aço laminado P22 na região de passivação, provavelmente devido a maior presença de Cr e Mo;
- O componente fabricado com a técnica RAQUI apresentou diferente densidade de corrente de passivação em diferentes direções do componente;

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com o objetivo de aprimorar a metodologia do presente trabalho para a caracterização de componentes fabricados pela processo de fabricação de Manufatura Aditiva por Deposição a Arco, sugere-se como possibilidade para trabalhos futuros:

- Realizar ensaio mecânico de microdureza ao longo de todo o componente depositado e não somente em partes recortadas de modo a entender a variação desta propriedade ao longo de todo o componente;
- Realizar ensaios mecânicos (tração e Charpy) na direção de deposição a fim de verificar ausência ou presença de anisotropia nas propriedades dos componentes;
- Quantificar a presença de ferrita nas áreas distintas A, B e C presentes nos planos XZ e YZ dos componentes;
- Investigar por técnica EBSD a microestrutura, a fim de verificar a presença de carbonetos que não foram identificados por EDS e DRX e com a finalidade de identificar a orientação dos grãos;
- Realizar ensaios eletroquímicos em todos os pontos caracterizados de modo a compreender a variação do comportamento frente à corrosão;
- Avaliar o efeito da estratégia de deposição na microestrutura e propriedades dos componentes depositados;
- Realizar ensaio de dobramento a fim de avaliar a ductilidade das pré-formas.
- Realizar tratamento térmico de normalização seguido por tempera e revenimento de modo a avaliar o efeito destes ciclos de tratamento nas propriedade mecânica dos componentes.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHRENS, C. H. *et al.* **Prototipagem rápida: Tecnologias e aplicações**. 1° ed. São Paulo: [s.n.], 2006.

AL-HASSAN, S. *et al.* Effect of Microstructure on Corrosion of Steels in Aqueous Solutions Containing Carbon Dioxide. **Corrosion**, 1998. n. June, p. 480–491.

AL-MAMUN, N. S. *et al.* Corrosion behavior and biocompatibility of additively manufactured 316L stainless steel in a physiological environment: the effect of citrate ions. **Additive Manufacturing**, 2020. v. 34, p. 101237. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101237>

ALBERTI, E. L. **Desenvolvimento de técnicas de diagnóstico da corrosão em pés de torres de linhas de transmissão, por meio de aplicação de técnicas eletroquímicas**. Curitiba: Universidade Federal do Paraná, 2004.

ASTM A 335. **Standard specification for seamless ferritic alloy steel pipe for high temperature service**. [S.I.]: American Society for Testing and Materials, 2021.

ASTM A182. **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**. EUA: [s.n.], 2021.

ASTM F2792. **12a: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies**.EUA, 2012

AWS A5.28. **Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc**. American Welding Society. 2021

BOSQUETTI, P. *et al.* **Produção Da Junta Soldada Do Aço Astm a335 P11 Para Tubulação De Vapor Em Caldeiras : Caracterização Por Análise Microestrutural E Microdureza**.

[S.l.]: [s.n.], 2013.

BRANDOLIN, B. **Avaliação microestrutural de interface em juntas soldadas submetidas a diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem**. [S.l.]: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2016. ISBN 9781119130536.

CARVALHO, D. S.; JOIA, C. J. B.; MATTOS, O. R. Corrosion rate of iron and iron – chromium alloys in CO₂ medium. **Corrosion Science**, 2005. v. 47, p. 2974–2986. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.05.052>

CARVALHO, N. F. **Influência do passe de revenimento na resistência à corrosão ácida em aços de baixa liga**. [S.l.]: Universidade Santa Cecília, SP, 2015.

CAVALCANTE, N. E. **Avaliação Das Técnicas De Soldagem MIG/MAG Para Deposição Com Arames AWS ERNICRMO-3 e ER80S-B2 Em Aço Estrutural Astm A387 Gr. 11**. [S.l.]: [s.n.], 2013.

CHEN, Xiaohui *et al.* Effect of heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel 316L using arc additive manufacturing. **Materials Science & Engineering A**, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.002>

CLOVER, D. *et al.* The influence of microstructure on the corrosion rate of various carbon steels. 2005. p. 139–149. <https://doi.org/10.1007/s10800-004-6207-7>

COLPAERT, H. **Metalografia Dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: [s.n.], 2008.

CUNAT, P. Alloying Elements in Stainless Steel and Other Chromium-Containing Alloys. **Euro Inox**, 2004. p. 1–24.

DAVIS, J. R. **Corrosion: Understanding the Basics**. ASM International: [s.n.], 2000.

DEBROY, T. *et al.* Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, 2018. v. 92, p. 112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>

DÉPINOY, S. Microstructural evolution of a 2.25Cr - 1 Mo steel during austenitization and temper : austenite grain growth, carbide precipitation sequence and effects on mechanical properties. **Materials**, 2015.

DING, D. *et al.* Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2015. v. 81, n. 1–4, p. 465–481. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7077-3>

DIRISU, P. *et al.* Analysis of fracture toughness properties of wire + arc additive manufactured high strength low alloy structural steel components. **Materials Science and Engineering A**, 2019. v. 765, n. August, p. 138285. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138285>

DOLABELLA, L. M. P. **Estudo Eletroquímico Sobre A Corrosão De Aço Carbono E Aço Inoxidável Em Meio Contendo Cloreto Na Presença De Extrato Etanólico De Própolis**. [S.l.]: Universidade Federal de Minas Gerais, 2016.

DONG, Q. S. *et al.* Cerium-based sealing treatment of Mg-Al hydrotalcite film on AZ91D magnesium alloy. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, 2016. v. 29, n. 11, p. 993–1000. <https://doi.org/10.1007/s40195-016-0448-4>

EL-SALAM, M.-R.; EL-MAHALLAWI, I.; EL-KOUSSY, M. International Heat Treatment and Surface Engineering weld joints Part 1 – Microstructure Influence of heat input and post-weld heat treatment on boiler steel P91 (9Cr – 1Mo – V – Nb) weld joints. **International Heat Treatment and Surface Engineering**, 2016. v. 5148, n. February. <https://doi.org/10.1179/1749514813Z.00000000050>

EL-SALAM, M. A. E. A. Influence of heat input and post-weld heat treatment on boiler steel P91 (9Cr – 1Mo – V – Nb) weld joints Part 2 – Mechanical properties. **International Heat Treatment and Surface Engineering**, 2013. v. 7, n. 1. <https://doi.org/10.1179/1749514813Z.00000000051>

ELREFAEY, A. *et al.* Evolution of microstructure and toughness in 2.25Cr-1Mo steel welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 2018. v. 165, n. May, p. 20–28. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.05.006>

FARRAR, J. C. M. Group A Creep-resisting low-alloy steels. **The Alloy Tree**, 2004. p. 1–21.

FERRARESI, H. N. **Efeito Dos Ciclos Térmicos Da Manufatura Aditiva Por Soldagem a Arco Sobre a Dureza E Microestrutura Da Zac De Um**. Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, 2018.

FRIGNANI, A.; MONTICELLI, C.; BRUNORO, G. Influence of chromium content on corrosion resistance of low alloyed chromium steels in hydrofluoric acid and in other acid environments.

British Corrosion, 1987. v. 22, n. 3, p. 190–194.
<https://doi.org/10.1179/000705987798271406>

GALLEGO, J.; VENTRELLA, V. A. Inclusões Na Formação Da Ferrita Acicular: Caracterização Por Microscopia Eletrônica De Transmissão. **69º Congresso Anual da ABM**, 2019. p. 7054–7063.

GAO, C.; CHEN, Xizhang; CHEN, Xiao; *et al.* Microstructure and mechanical properties of as-deposited and heat-treated additive manufactured 9Cr steel. **Materials Science and Technology**, 2019. v. 0, n. 0, p. 1–9. <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1668603>

GAO, C.; CHEN, Xizhang; SU, C.; *et al.* Microstructure and mechanical properties of 9Cr martensitic heat-resistant steel fabricated by wire and arc additive manufacture technology. **Materials Express**, 2019. v. 9, n. 2, p. 179–184. <https://doi.org/10.1166/mex.2019.1485>

GENTIL, V. **Corrosão**. 6. ed. [S.l.]: [s.n.], 2011.

GUO, Shaoqiang *et al.* Corrosion of alloy steels containing 2 % chromium in CO₂ environments. **Corrosion Science**, 2012. v. 63, p. 246–258.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.06.006>

HASELHUHN, A. S. *et al.* In situ formation of substrate release mechanisms for gas metal arc weld metal 3-D printing. **Journal of Materials Processing Technology**, 2015. v. 226, p. 50–59. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.06.038>

HEIGEL, J. C.; MICHALERIS, P.; REUTZEL, E. W. Thermo-mechanical model development and validation of directed energy deposition additive manufacturing of Ti-6Al-4V. **Additive Manufacturing**, 2015. v. 5, p. 9–19. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.10.003>

HERZOG, D. *et al.* Additive manufacturing of metals. **Acta Materialia**, 2016. v. 117, p. 371–392. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>

JIA, N. *et al.* An in situ high-energy X-ray diffraction study of micromechanical behavior of multiple phases in advanced high-strength steels. **Acta Materialia**, 2009. v. 57, n. 13, p. 3965–3977. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.05.002>

KING, B. **Welding and post weld heat treatment of 2.25%Cr-1%Mo steel**. [S.l.]: University of Wollongong, 2005.

KOCHTA, F. *et al.* Improved corrosion behavior of a novel Fe₈₅Cr₄Mo₈V₂C₁ tool steel

processed by laser powder bed fusion. **Journal of Alloys and Compounds**, 2021. v. 867, p. 158887. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158887>

KUMAR, R.; TEWARI, V. K.; PRAKASH, S. Studies on hot corrosion of the microstructurally different regions of 2.25Cr-1Mo (T22) boiler tube steel weldment. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2009. v. 18, n. 7, p. 959–965. doi:10.1007/s11665-008-9309-2

LAMBERT-PERLADE, A. *et al.* Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, 2004. v. 35, n. 13, p. 1039–1053. 10.1007/s11661-004-0030-y

LAN, L. *et al.* Analysis of martensite-austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel. **Journal of Materials Science**, 2012. v. 47, n. 11, p. 4732–4742. 10.1007/s10853-012-6346-x

LEON, A.; AGHION, E. Effect of surface roughness on corrosion fatigue performance of AlSi10Mg alloy produced by Selective Laser Melting (SLM). **Materials Characterization**, 2017. v. 131, n. June, p. 188–194. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.06.029>

LOPEZ, A. *et al.* Non-destructive testing application of radiography and ultrasound for wire and arc additive manufacturing. **Additive Manufacturing**, 2018. v. 21, n. January, p. 298–306. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.03.020>

MAGALHÃES, L. D. R. Contribuição Ao Estudo Da Erosão-Corrosão De Um Aço De Baixo Carbono Na Presença De Água Com 3,5% De Sal, Areia E Inibidor De Corrosão. 2018. p. 24–27.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2011.

MAZUMDER, J.; SCHIFFERER, A.; CHOI, J. Direct materials deposition: designed macro and microstructure. **Materials Research Society Symposium - Proceedings**, 1999. v. 542, p. 51–63. <https://doi.org/10.1007/s100190050137>

MILEWSKI, J. O. Additive Manufacturing of Metals. **Springer Series in Materials Science**, 2017. v. 258, p. 343. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>

MOHAMMADIJOO, M. *et al.* Characterization of martensite-austenite constituents and micro-

hardness in intercritical reheated and coarse-grained heat affected zones of API X70 HSLA steel. **Materials Characterization**, 2018. v. 142, n. May, p. 321–331. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.05.057>

MOREIRA, R. R. **Estudo da corrosão e inibição dos aços carbono AISI 1010, inoxidável AISI 316 e duplex UNS S31803 em meio de solução de íons cloreto**. [S.I.]: Universidade Federal do Espírito Santo, 2014.

NEIKTER, M.; HUANG, A.; WU, X. Microstructural characterization of binary microstructure pattern in selective laser-melted Ti-6Al-4V. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2019. v. 104, n. 1–4, p. 1381–1391. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04002-8>

NEMANI, A. V.; GHAFARI, M.; NASIRI, A. On the post-printing heat treatment of a wire arc additively manufactured er70s part. **Materials**, 2020a. v. 13, n. 12, p. 1–13. <https://doi.org/10.3390/ma13122795>

NEMANI, A. V.; GHAFARI, M.; NASIRI, A. Comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of shipbuilding steel plates fabricated by conventional rolling versus wire arc additive manufacturing. **Additive Manufacturing**, 2020b. v. 32, n. December 2019. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101086>

NIENDORF, T. *et al.* Highly anisotropic steel processed by selective laser melting. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, 2013. v. 44, n. 4, p. 794–796. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9875-z>

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas**. [S.I.]: Universidade Federal do Ceará, 2013.

ÖRNEK, C. *et al.* Atmospheric-Induced Stress Corrosion Cracking of Grade 2205 Duplex Stainless Steel — Effects of 475 °C Embrittlement and Process Orientation. **Metals**, 2016. p. 9–15. <https://doi.org/10.3390/met6070167>

ÖRNEK, C. *et al.* Additive manufacturing—a general corrosion perspective. **Corrosion Engineering Science and Technology**, 2018. v. 53, n. 7, p. 531–535. <https://doi.org/10.1080/1478422X.2018.1511327>

PANDEY, C.; GIRI, A.; MAHAPATRA, M. M. Effect of normalizing temperature on

microstructural stability and mechanical properties of creep strength enhanced ferritic P91 steel. **Materials Science and Engineering A**, 2016. v. 657, p. 173–184. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.01.066>

PANDEY, C.; MAHAPATRA, M. M. Effect of Groove Design and Post-Weld Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of P91 Steel Weld. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2016. v. 25, n. 7, p. 2761–2775. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2127-z>

PANDEY, Chandan *et al.* Microstructure and mechanical property relationship for different heat treatment and hydrogen level in multi-pass welded P91 steel joint. **Journal of Manufacturing Processes**, 2017. v. 28, p. 220–234. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.06.009>

PARK, S. A.; JI, W. S.; KIM, J. G. Effect of chromium on the corrosion behavior of low alloy steels containing copper in FGD end. **International Journal of Electrochemical Science**, 2013. p. 8.

PETCHSANG, S.; PHUNG-ON, I.; POOPAT, B. Life Assessment for Cr-Mo Steel Dissimilar Joints by Various Filler Metals Using Accelerated Creep Testing. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2016. v. 25, n. 12, p. 5424–5439. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2386-8>

PINHEIRO, P. H. M. **Efeitos da temperatura de interpasse sobre as alterações metalúrgicas e propriedades mecânicas de juntas dissimilares do aço astm a182-f22 soldadas com ligas de níquel**. [S.l.]: UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ, 2014.

QABAN, A. *et al.* The effect of Al and Nb contents, cooling rate and rolling condition on the microstructure and corrosion behaviour of HSLA steel. **Materials Today Communications**, 2020. v. 25, p. 101362. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101362>

RAFIEAZAD, M. *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties of a low-carbon low-alloy steel produced by wire arc additive manufacturing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2019. v. 105, n. 5–6, p. 2121–2134. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04393-8>

RAJESH KANNAN, A. *et al.* Insight into the microstructural features and corrosion properties of wire arc additive manufactured super duplex stainless steel (ER2594). **Materials Letters**, 2020. v. 270, p. 127680. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127680>

RAMÍREZ, M. F. G. **Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo.** São Paulo: Universidade de São Paulo, 2008.

RODRIGUES, T. A. *et al.* Wire and arc additive manufacturing of HSLA steel: Effect of thermal cycles on microstructure and mechanical properties. **Additive Manufacturing**, 2019. v. 27, n. February, p. 440–450. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.03.029>

RODRIGUES, T. A. *et al.* In-situ strengthening of a high strength low alloy steel during Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). **Additive Manufacturing**, 2020. v. 34, n. April, p. 101200. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101200>

RON, T. *et al.* Environmental behavior of low carbon steel produced by a wire arc additive manufacturing process. **Metals**, 2019. v. 9, n. 8. <https://doi.org/10.3390/met9080888>

RON, T. *et al.* The Effect of Microstructural Imperfections on Corrosion Fatigue of Additively Manufactured ER70S-6 Alloy Produced by Wire Arc Deposition. **Metals**, 2020. <https://doi.org/10.3390/met10010098>

SAMES, W. J. *et al.* The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. **International Materials Reviews**, 2016. v. 61, n. 5, p. 315–360. <https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>

SANTOS, P. R. G. **Microabrasão-Corrosão De Revestimentos De Inconel 625 Depositados Por Plasma Pó (PTAP).** Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, 2018.

SAROJA, S. *et al.* Prediction of microstructural states in Cr-Mo steels using phase evolution diagrams. **Acta Metallurgica Et Materialia**, 1994. v. 43, n. 8, p. 2985–3000. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(95\)00022-N](https://doi.org/10.1016/0956-7151(95)00022-N)

SHARMA, V.; SHAHI, A. S. Quenched and tempered steel welded with micro-alloyed based ferritic fillers. **Journal of Materials Processing Technology**, 2018. v. 253, n. March 2017, p. 2–16. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.039>

SILVA, L. J. Da. **Near-Immersion Active Cooling for Wire + Arc Additive Manufacturing: From Concept To Application Near-Immersion Active Cooling for Wire + Arc Additive.** Uberlândia: Universidade Federal de Uberlândia, 2019.

SILVEIRA, A. C. D. F. **Estudo para Aplicação do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em Forjamento a Quente.** Porto Alegre: Universidade Federal do Rio

Grande do Sul, 2019.

SINGH, S.; SHARMA, S. Kumar; RATHOD, D. W. A review on process planning strategies and challenges of WAAM. **Materials Today: Proceedings**, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.02.632>

SOEIRO, J. C.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S. D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações. **Soldagem e Inspecao**, 2013. v. 18, n. 2, p. 176–195.

SOLARI, M. J. A. Metalurgia del Metal de Soldadura. Buenos aires: **Comission Nacional de Energia Atomica**, 1981. p. 55–73.

SOUZA, A. R. *et al.* Medidas de potencial de circuito aberto : um experimento para o ensino de Eletroquímica. **Sociedade Brasileira de Química**, 2005. v. 1, n. 1c, p. 2005.

SUN, L.; JIANG, F.; HUANG, R.; DING, Y.; *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of Low-Carbon High-Strength Steel Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing. **Metals**, 2020. <https://doi.org/10.3390/met10020216>

SUN, L.; JIANG, F.; HUANG, R.; YUAN, D.; *et al.* Anisotropic mechanical properties and deformation behavior of low-carbon high-strength steel component fabricated by wire and arc additive manufacturing. **Materials Science and Engineering A**, 2020. v. 787, n. February, p. 139514. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139514>

TEIXEIRA, J. C. G.; POPE, A. M. Técnica de Deposição em Dupla-Camada para Reparo e Modificações e Tratamento Térmico Pós-Soldagem de Aço 1Cr-0,5Mo. **Soldagem e Materiais**, 1992. v. 4, p. 23–27.

TICCON, P. S. ASTM A335 P22 PIPE. [s.d.].

TICIANELLI, E. A.; GONZALEZ, E. R. **Eletroquímica: Princípios e Aplicações**. [S.l.]: [s.n.], 1998.

VAILLANT, J. C. *et al.* T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants-Properties and experience. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 2008. v. 85, n. 1–2, p. 38–46. [10.1016/j.ijpvp.2007.06.011](https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2007.06.011)

VENTRELLA, V. A. Microestrutura e Tenacidade do Aço API 5LX - Grau 70 Soldado com Arame Tubular AWS E-81T1-Ni1 e Eletrodo Revestido AWS E-8010-G. Porto Alegre:

Congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, 2004. p. 15.

WANG, L.; XUE, J.; WANG, Q. Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, 2019. v. 751, n. February, p. 183–190. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.02.078>

WEN, D. *et al.* Effects of linear heat input on microstructure and corrosion behavior of an austenitic stainless steel processed by wire arc additive manufacturing. **Vacuum**, 2020. v. 173, n. December 2019, p. 109131. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109131>

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. [S.l.]: [s.n.], 2003.

WU, B. *et al.* A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. **Journal of Manufacturing Processes**, 2018. v. 35, n. February, p. 127–139. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>

WU, W. *et al.* Forming process, microstructure, and mechanical properties of thin-walled 316L stainless steel using speed-cold-welding additive manufacturing. **Metals**, 2019. v. 9, n. 1. <https://doi.org/10.3390/met9010109>

XU, X. *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties of maraging steel produced by wire + arc additive manufacture process. **Materials Characterization**, 2018. v. 143, n. November, p. 152–162. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.12.002>

YADOLLAHI, A. *et al.* Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, 2015. v. 644, p. 171–183. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.056>

YANG, K. V. *et al.* Effect of heat treatment on the microstructure and anisotropy in mechanical properties of A357 alloy produced by selective laser melting. **Materials and Design**, 2018. v. 154, n. 2017, p. 275–290. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.026>

YUVI, G. R.; DAVID, S. G. J. **Influencia de la temperatura y la agitación del medio corrosivo constituido por h2so4-0.5 m y hcl-0.5 m, sobre la velocidad de corrosión del acero astm a335 p22, medido mediante diferentes técnicas electroquímicas**. [S.l.]: UNIVERSIDAD NACIONAL DE TRUJILLO, 2007.

ZHANG, B. *et al.* Electrochemical Corrosion Behavior of Plasma-Sprayed FeCrNiMoCBSi

Amorphous/Nanocrystalline Coatings in Simulated Seawater Medium. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2018. v. 27, n. 11, p. 6227–6236. 10.1007/s11665-018-3661-7

ZHANG, C. *et al.* Wire arc additive manufacturing of Al-6Mg alloy using variable polarity cold metal transfer arc as power source. **Materials Science and Engineering A**, 2018. v. 711, n. August 2017, p. 415–423. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.084>

APÊNDICE I

COMPORTAMENTO À CORROSÃO

8.1 Curvas potenciodinâmica (réplicas)

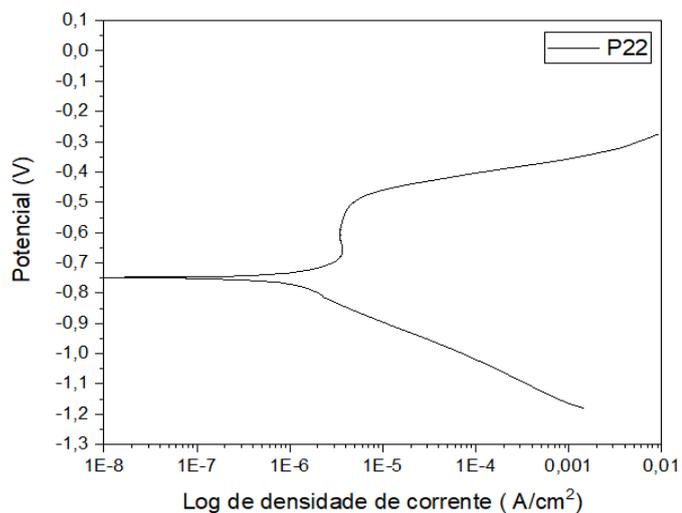


Figura 8.1 – Curva potenciodinâmica referente ao aço tradicional P22

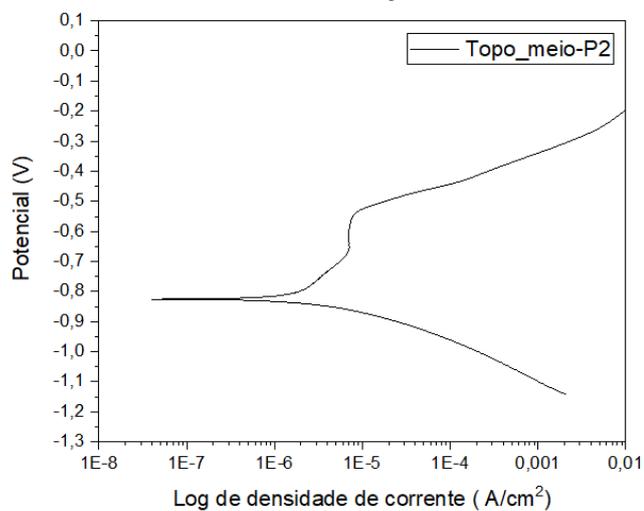


Figura 8.2 – Curva potenciodinâmica referente a região topo_meio do componente P2 no estado como depositado

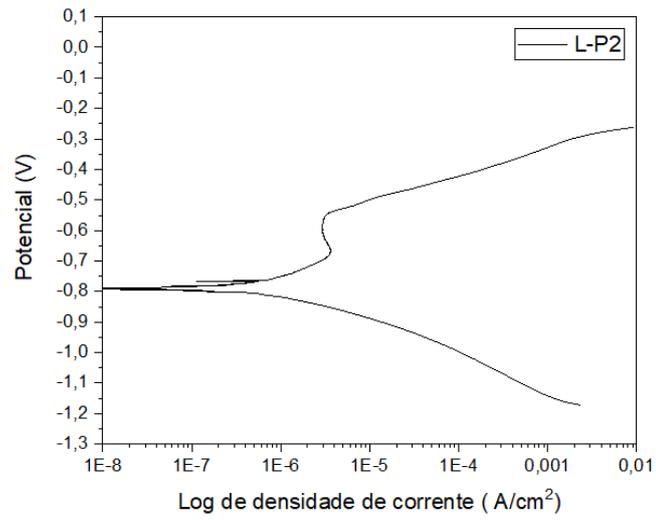


Figura 8.3 – Curva potenciodinâmica referente a região lateral do componente P2 no estado como depositado