

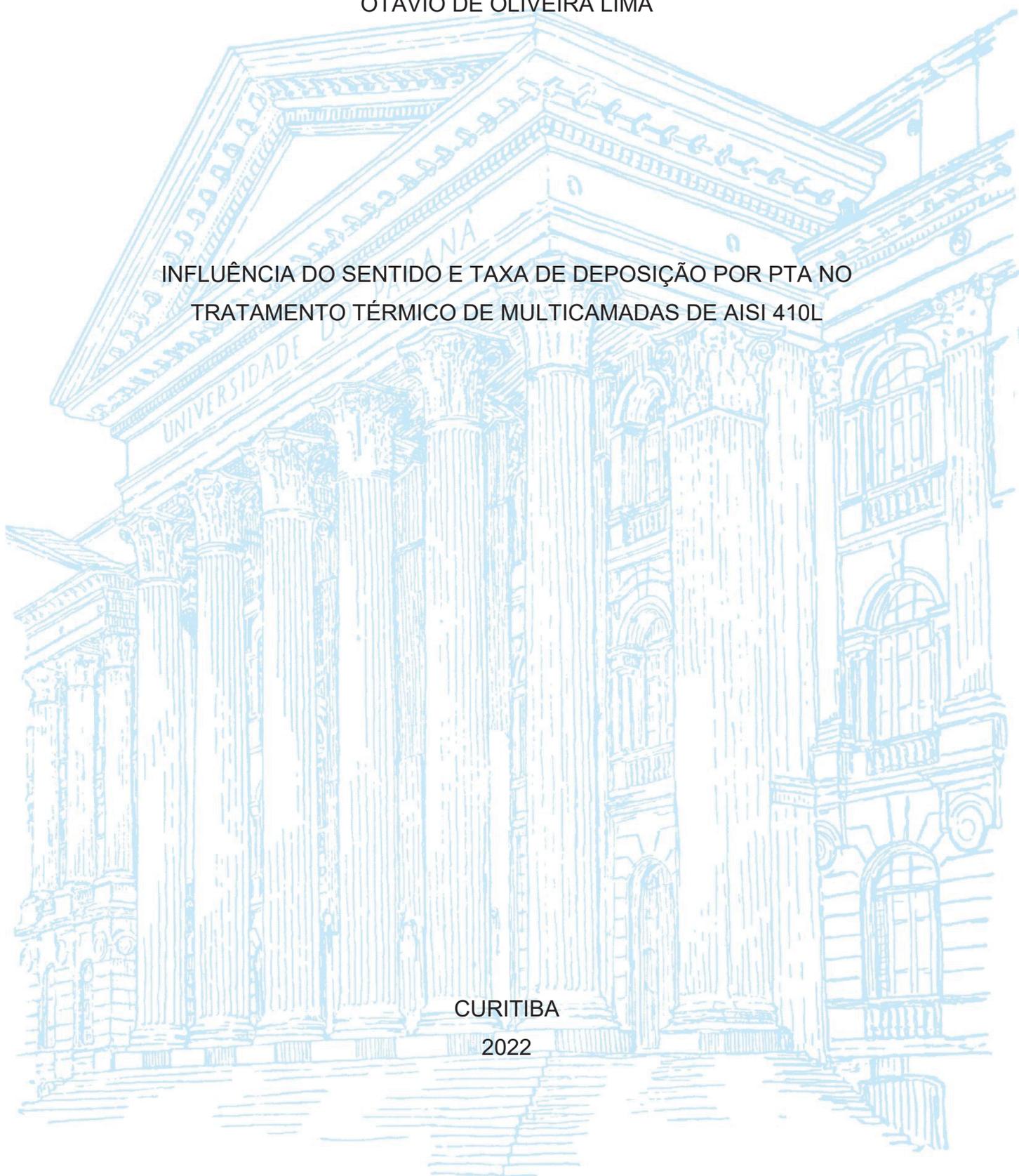
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

OTÁVIO DE OLIVEIRA LIMA

INFLUÊNCIA DO SENTIDO E TAXA DE DEPOSIÇÃO POR PTA NO
TRATAMENTO TÉRMICO DE MULTICAMADAS DE AISI 410L

CURITIBA

2022



OTÁVIO DE OLIVEIRA LIMA

INFLUÊNCIA DO SENTIDO E TAXA DE DEPOSIÇÃO POR PTA NO
TRATAMENTO TÉRMICO DE MULTICAMADAS DE AISI 410L

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - PIPE, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, como requisito parcial a obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Prof.^a. Dr.^a. Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira.

Coorientador: Prof. Dr. Américo Scotti.

CURITIBA

2022

FICHA CATALOGRÁFICA

DADOS INTERNACIONAIS DE CATALOGAÇÃO NA PUBLICAÇÃO
(CIP) UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
SISTEMA DE BIBLIOTECAS – BIBLIOTECA CIÊNCIA E TECNOLOGIA

Lima, Otávio de Oliveira

Influência do sentido e taxa de deposição por PTA no tratamento térmico de multicamadas de AISI 410L. / Otávio de Oliveira Lima. – Curitiba, 2022.

1 recurso on-line : PDF.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais (PIPE).

Orientadora: Prof.^a. Dr.^a. Ana Sofia Clímaco Monteiro D'Oliveira.
Coorientador: Prof. Dr. Américo Scotti.

1. Manufatura aditiva. 2. Aço inoxidável. I. Oliveira, Ana Sofia Clímaco Monteiro de. II. Scotti, Américo. III. Universidade Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais. IV. Título.

Bibliotecária: Roseny Rivelini Morciani CRB-9/1585



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
SETOR DE TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA E
CIÊNCIA DOS MATERIAIS - 40001016033P9

TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de **OTÁVIO DE OLIVEIRA LIMA** intitulada: “**INFLUÊNCIA DO SENTIDO E TAXA DE DEPOSIÇÃO POR PTA NO TRATAMENTO TÉRMICO DE MULTICAMADAS DE AISI 410L**”, sob orientação da Profa. Dra. ANA SOFIA CLÍMACO MONTEIRO DE OLIVEIRA, que após terem inquirido o aluno e realizada a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua **APROVAÇÃO** no rito de defesa.

A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 20 de Dezembro de 2022.

Assinatura Eletrônica

25/01/2023 11:31:30.0

ANA SOFIA CLÍMACO MONTEIRO DE OLIVEIRA

Presidente da Banca Examinadora

Assinatura Eletrônica

23/01/2023 15:48:46.0

DANTE HOMERO MOSCA JÚNIOR

Avaliador Interno (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ)

Assinatura Eletrônica

24/01/2023 05:50:59.0

MILTON PEREIRA

Avaliador Externo (UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA)

AGRADECIMENTOS

Gratidão à Deus, por me capacitar e permitir que concluísse este Mestrado que se iniciou ao mesmo tempo em que uma pandemia assolava a humanidade.

À minha orientadora, Prof.^a Dr.^a Ana Sofia por todo apoio, aprendizado, paciência, compreensão e a grande contribuição na realização deste Mestrado.

Ao professor Dr. Américo Scotti, por sua coorientação e auxílio no desenvolvimento desta pesquisa.

Aos Mestres e Doutores da UFPR com quem tive a oportunidade de aprender durante este período.

A todos os colegas do Laboratório de Manufatura Aditiva e Engenharia de Superfícies da UFPR que colaboraram para a execução dos ensaios experimentais, Professor Dr. Sérgio Henke, e em especial ao Gustavo Prass pela amizade e por sua cooperação no desenvolvimento desta pesquisa.

À Universidade Federal do Paraná, ao Laboratório de Manufatura Aditiva e Engenharia de Superfícies e ao CNPQ, por todos recursos e infraestrutura que nos disponibilizam.

À minha família, que mesmo acompanhando à distância me incentivou neste período, à Tânia Perin, pelo seu apoio e presença.

Aos meus amigos de Belo Horizonte, de Curitiba e de Chambersburg que sempre me escutaram e torceram por mim.

À *Volvo Construction Equipment* e aos meus gestores Anders Nobelius e Márcio Muraro que contribuíram de forma significativa, me permitindo conciliar as atividades profissionais com a pesquisa.

Concluir esta etapa é o resultado de várias condições que só foram possíveis através do apoio e incentivo todas as pessoas que de alguma forma, direta ou indiretamente me ajudaram para que aqui eu chegasse.

RESUMO

A tecnologia de manufatura aditiva refere-se a um importante processo de fabricação industrial para produção de peças de geometria ou funcionalidade complexa, no qual o material de adição é processado camada a camada para a produção de uma determinada peça que não seria obtida através dos processos de fabricação convencionais como a fundição, conformação e usinagem, por exemplo. Essa tecnologia também é utilizada para a realização de reparos em componentes ou peças, podendo inclusive adicionar funcionalidades neste processo. Outro benefício da manufatura aditiva é a eficiência na utilização do material para fabricação, minimizando perdas em seu processo produtivo. Dentro deste conceito de fabricação, o Plasma com Arco Transferido (PTA) é uma das técnicas empregadas para a deposição de múltiplas camadas de um metal de adição sobre um metal de base para a obtenção de geometrias específicas. Tal processo utiliza modelos e projetos 3D cuja geometria final desejada é subdividida em camadas para que a melhor sentido de deposição de deposição seja definida, permitindo a otimização de sua fabricação e a redução dos custos. Nesta dissertação, avalia-se como o sentido de deposição e a taxa de alimentação impactam no processamento de multicamadas do aço inoxidável 410L utilizando como substrato o aço inoxidável 304L. Avaliou-se também o comportamento do material sob tratamento térmico de têmpera e revenido. As multicamadas foram avaliadas em relação à microestrutura e dureza do material. O estudo do impacto do sentido de deposição e taxa de alimentação no processamento de multicamadas e tratamento térmico posterior permite observar que as diferenças na microestrutura formadas durante a solidificação e resfriamento na etapa de processamento das multicamadas, em particular entre as camadas de topo e a região central das paredes podem ser minimizadas com tratamento térmico de têmpera e revenido. Portanto, o histórico térmico tem um impacto que se origina na condição como depositada e se mantém no tratamento térmico.

Palavras-chave: Manufatura aditiva. Aço inoxidável martensítico. Plasma com arco transferido. Têmpera e Revenido.

ABSTRACT

Additive manufacturing technology refers to an important industrial manufacturing process to produce parts of complex geometry or functionality in which the additive material is processed layer by layer to produce a certain part that would not be obtained through the processes of additive manufacturing. conventional manufacturing processes such as casting, forming, and machining, for example. This technology is also used to perform repairs on components or parts and may even add functionality to this process. Another benefit of additive manufacturing is the efficient use of material for manufacturing, minimizing losses in its production process. Within this manufacturing concept, Transferred Arc Plasma (PTA) is one of the techniques used for the deposition of multiple layers of filler metal on a base metal to obtain specific geometries. This process uses 3D models and projects where the desired final geometry is subdivided into layers so that the best deposition trajectory is defined, allowing the optimization of its manufacture and cost reduction. In this dissertation, we evaluate how the direction of deposition and the feed rate impact the multilayer processing of stainless steel 410L using stainless steel 304L as substrate. The behavior of the material under quenching and tempering heat treatment was also evaluated. The multilayers were evaluated in relation to the microstructure and hardness of the material. The study of the impact of the direction of deposition and feed rate in the processing of multilayers and subsequent heat treatment allows observing that the differences in the microstructure formed during solidification and cooling in the processing stage of the multilayers, between the top layers and the region core of the walls can be minimized with quenching and tempering heat treatment. Therefore, the thermal history has an impact that originates in the as deposited condition and is maintained in the heat treatment.

Keywords: Additive manufacturing. Martensitic stainless steel. Plasma with arc transferred. Quenching and Tempering.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Categorização do processo de manufatura aditiva com metais – Processos de etapa única - ISO/ASTM 52900:2015	16
Figura 2 - Tocha utilizada no processo de MA por PTA. A - Metal líquido; B - Poça de fusão	21
Figura 3 - Etapas de processamento da parte experimental	30
Figura 4 - Fixação do substrato no PTA. 1 – Mesa de deposição; 2 – Substrato; 3 – Tocha	32
Figura 5 - Sentidos de deposição utilizados para a deposição das multicamadas	34
Figura 6 - Multicamadas após o processamento	35
Figura 7 - Divisão das multicamadas para corte das amostras	35
Figura 8 - Matriz para medição de dureza das multicamadas	37
Figura 9 - Diagrama TTT para o aço 410 com a curva de resfriamento contínuo para as multicamadas na condição pós-têmpera	39
Figura 10 - Perfil de dureza para as multicamadas na condição como depositado com $Q_m = 6$ g/min	42
Figura 11 - Efeito dos sentidos de deposição no desenvolvimento da microestrutura em multicamadas depositadas por DED-PTA	43
Figura 12 - Microestrutura das multicamadas bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6$ g/min na seção transversal e longitudinal	44
Figura 13 – Detalhe da seção transversal da microestrutura no processamento bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6$ g/min nas regiões de centro e topo, ampliação em 500x	46
Figura 14 - Diagramas de Schaffler e de DeLong para aço AISI410	47
Figura 15 - Diagrama de fases do Fe-Cr	47
Figura 16 – Detalhamento do pico (110) do difratograma para a última camada depositada com os sentidos bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min na condição como depositada	48
Figura 17 – Difratograma da multicamada bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min na condição como depositada.	50
Figura 18 - Comparação do perfil de dureza entre as diferentes vazões mássicas para as multicamadas com o sentido de deposição bidirecional na condição como depositado	52
Figura 19 – Microestrutura da amostra bidirecional e unidirecional com $Q_m = 9$ g/min na seção transversal e longitudinal	53
Figura 20 – Detalhe da seção transversal da microestrutura no processamento bidirecional e unidirecional com $Q_m = 9$ g/min nas regiões de centro e topo, ampliação em 500x	54
Figura 21 - Comparação dos picos e deslocamentos das multicamadas depositadas com sentido unidirecional em relação à carta de referência 34-396	55
Figura 22 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais e unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositado e temperadas	57

Figura 23 – DRX das multicamadas processadas no sentido unidirecional com $Q_m = 6$ g/min pós-têmpera.....	58
Figura 24 – Microestrutura da multicamada bidirecional e unidirecional temperada a 980 °C com $Q_m = 6$ g/min	59
Figura 25 - Microestrutura da multicamada bidirecional e unidirecional temperada a 980 °C com $Q_m = 9$ g/min	60
Figura 26 – Dureza média na região de centro e a dureza obtida na última multicamada após a têmpera	61
Figura 27 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	63
Figura 28 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	64
Figura 29 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	64
Figura 30 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	65
Figura 31 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	66
Figura 32 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	66
Figura 33 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	67
Figura 34 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	67
Figura 35 - Pico das multicamadas unidirecional com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida até 550 °C	68
Figura 36 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	70
Figura 37 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	70
Figura 38 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	71
Figura 39 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	71
Figura 40 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	72
Figura 41 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro.....	73
Figura 42 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	73
Figura 43 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo.....	74
Figura 44 - Comparação do perfil de dureza entre as diferentes vazões mássicas para as multicamadas com o sentido de deposição bidirecional na condição como depositado.....	83
Figura 45 - Perfil de dureza para as multicamadas como depositado e temperadas com o sentido de deposição bidirecional.....	84

Figura 46 - Perfil de dureza para as multicamadas como depositado e temperadas com o sentido de deposição unidirecional.....	84
Figura 47 – Microestrutura da amostra bidirecional temperada a 980 °C com Qm = 6 g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo	85
Figura 48 - Microestrutura da amostra unidirecional temperada a 980 °C com Qm = 6 g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo	86
Figura 49 – Microestrutura da amostra bidirecional temperada a 980 °C com Qm = 9 g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo	86
Figura 50 - Microestrutura da amostra unidirecional temperada a 908°C com Qm = 9 g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo	87
Figura 51 – Difratoograma da amostra bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min na condição como depositada.	88
Figura 52 - Difratoograma da amostra bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 9 g/min na condição como depositada.	88
Figura 53 - Difratoograma da amostra unidirecional com Qm = 6 g/min na condição como depositada e após a têmpera	89
Figura 54 - Difratoograma das amostras unidirecionais com Qm = 6 g/min revenidas.....	90

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Processos de manufatura aditiva	20
Tabela 2 - Composição química dos aços AISI 304L e AISI 410L	31
Tabela 3 - Parâmetros ajuste do Argônio no PTA para a deposição das multicamadas: gás de plasma, de proteção e de alimentação	31
Tabela 4 – Comparação entre a carta de referência 34-396 e as amostras como depositado com $Q_m = 6$ g/min	50
Tabela 5 - Comparação entre a carta de referência 34-396 e as amostras como depositado com $Q_m = 9$ g/min	55
Tabela 6 - Comparação entre a carta de referência 34-396, a amostra unidirecional e amostra unidirecional temperada a 980 °C com $Q_m = 6$ g/min	59
Tabela 7 - Procedimentos para endurecimento e revenido do aço inoxidável 410 – ASM Handbook	62
Tabela 8 - Comparação entre a carta de referência 34-396, e as multicamadas unidirecionais depositadas com $Q_m = 6$ g/min na condição como depositada, temperada e revenida	68
Tabela 9 - Tempo de resfriamento das multicamadas depositadas com $Q_m = 9$ g/min até a temperatura de 150 °C no centro da mesma	91
Tabela 10 - Tempo de resfriamento das multicamadas depositadas com o sentido de deposição bidirecional até a temperatura de 150 °C no centro da mesma	92

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
AM – Additive Manufacturing
AISI – American Iron and Steel Institute
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
B6 – Bidirecional com $Q_m = 6 \text{ g/min}$
B9 – Bidirecional com $Q_m = 9 \text{ g/min}$
CMT – Cold Metal Transfer
CNC – Comando Numérico Computadorizado
DED – Deposição por energia direcionada
dbt – distância da base ao topo
HV – Dureza Vickers
MA – Manufatura Aditiva
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MO – Microscopia Ótica
MS – Temperatura de início da transformação da martensita
NR – Norma Regulamentadora
PTA – Plasma com Arco Transferido
 Q_m – Vazão mássica
TTT – Tempo Temperatura Transformação
WAAM – Wire and Arc Additive Manufacturing
U6 – Unidirecional com $Q_m = 6 \text{ g/min}$
U9 – Unidirecional com $Q_m = 9 \text{ g/min}$

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
2. OBJETIVOS	18
2.1. OBJETIVO GERAL	18
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1. MANUFATURA ADITIVA	19
3.2. DEPOSIÇÃO POR PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO	21
3.3. DEFEITOS NO PROCESSO DE FABRICAÇÃO	22
3.4. ESTUDO DO IMPACTO DO SENTIDO DE DEPOSIÇÃO	23
3.5. OS AÇOS CARBONO, AÇOS INOXIDÁVEIS E O TRATAMENTO TÉRMICO	25
4. MATERIAIS E MÉTODOS	30
4.1. PRIMEIRA ETAPA: PREPARO DO PROCESSO E DOS MATERIAIS	30
4.2. SEGUNDA ETAPA: DEPOSIÇÃO DAS MULTICAMADAS	32
4.3. TERCEIRA ETAPA: CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	36
4.4. QUARTA ETAPA: INTERPRETAÇÃO & DISCUSSÃO DOS RESULTADOS E CONCLUSÕES	38
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
5.1. ANÁLISE DAS MULTICAMADAS NA CONDIÇÃO COMO DEPOSITADAS	40
5.1.1. Efeito dos ciclos térmicos	40
5.1.2. Impacto do aumento da vazão mássica nas multicamadas processadas	51
5.2. ANÁLISE DAS MULTICAMADAS APÓS TÊMPERA	56
5.3. IMPACTO DA TEMPERATURA DE REVENIDO	62
5.3.1. Impacto no aumento da vazão mássica nas multicamadas revenidas	69
6. CONCLUSÕES	75
7. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	77
REFERÊNCIAS	78
APÊNDICE A – PERFIL DE DUREZA	83
APÊNDICE B – MICROGRAFIA DAS MULTICAMADAS	85
APÊNDICE C – DIFRATROGRAMAS	87
APÊNDICE D – TEMPO DE RESFRIAMENTO DAS MULTICAMADAS	90

1. INTRODUÇÃO

Avanços tecnológicos disponíveis para o setor produtivo e seus processos somados à necessidade de que sejam cada vez mais sustentáveis são considerados um diferencial para as empresas que atuam no ramo da fabricação. Dentre os processos existentes e que podem ser competitivos com a manufatura aditiva (MA), os mais utilizados são a fundição e a usinagem. O primeiro apresenta custo elevado devido à necessidade da fabricação de moldes que são utilizados uma única vez ou pelos moldes de alta resistência para uso contínuo. Na usinagem, seja convencional ou por CNC, o processo de remoção de material demanda alto consumo de energia e gera alta quantidade de resíduos e custos associados e, em algumas ocasiões, não permite a produção de peças com geometrias de alta complexidade.

A Manufatura Aditiva surge como um processo inovador e que possibilita a fabricação de peças e componentes de geometria customizada, podendo oferecer custos reduzidos quando comparada com os processos de manufatura convencional, através da impressão de peça por peça, camada por camada até a obtenção da geometria final previamente definida e disponibilizada em um software 3D (THOMPSON et al, 2016).

Nesse contexto, destaca-se um dos benefícios da MA: a capacidade de utilizar de forma efetiva os materiais, empregando a quantidade necessária para a impressão do componente, diminuindo resíduos e desperdícios, e apresentando grande relevância, principalmente ao trabalhar com materiais que possuem alto custo aquisitivo, tendo em vista a menor necessidade de subtração de material (PEREIRA; HENKE; D'OLIVEIRA, 2018). As técnicas de MA são recentes, podendo-se identificar desenvolvimentos e aprimoramentos frequentes, entretanto já estão inclusas na indústria 4.0 e contribuem para que os processos sejam mais rentáveis.

Um dos principais fatores de entrave para a adesão destas tecnologias na indústria automotiva, aeroespacial, de energia ou médica, é a ausência de normas específicas, principalmente onde se faz necessária a certificação do processo ou do produto obtido por esse processo. O primeiro corpo normativo oficial dedicado às tecnologias de manufatura aditiva formado em 2009 foi o comitê ASTM F42A. A ISO formou o comitê ISO/TC261 em 2011. Na Europa,

em 2015, foi formado o comitê CEN/TC438, focado nas necessidades da União Europeia (Chua, Wong e Yeong, 2017).

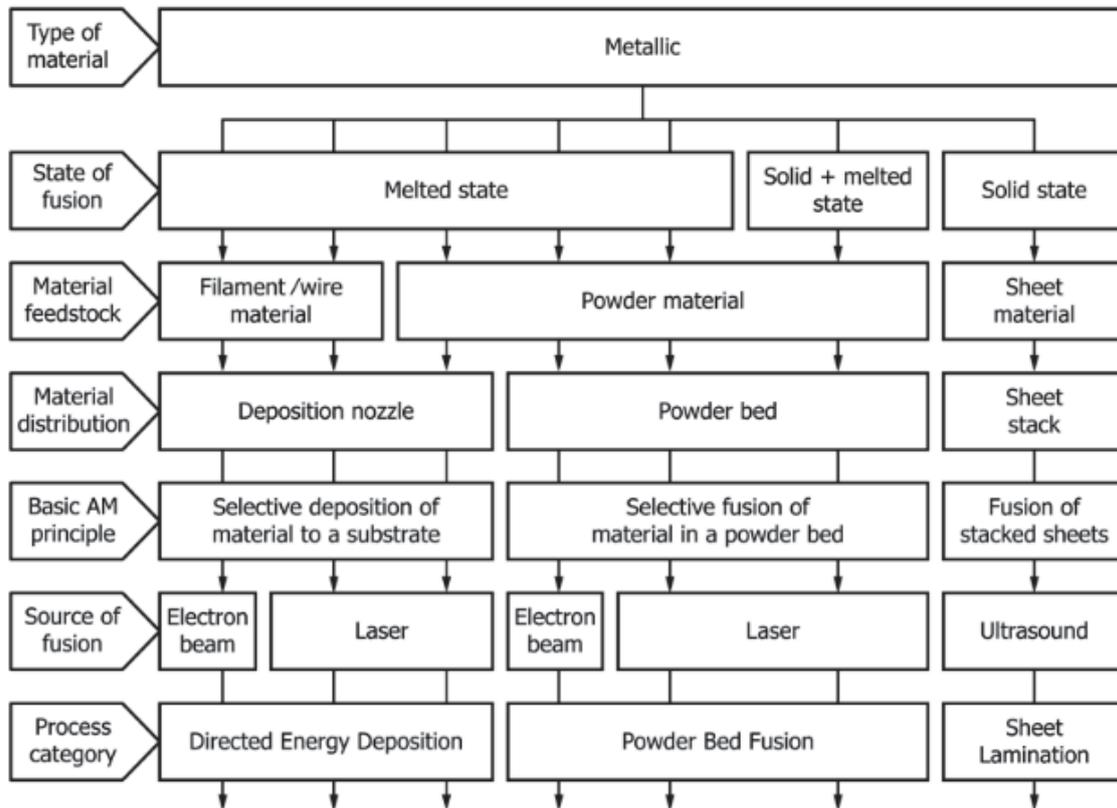
A ASTM e a ISO, realizaram um trabalho conjunto para a enunciação de algumas normativas visando diminuir a duplicidade de normas técnicas a fim de otimizar o trabalho e a disseminação do uso das tecnologias de MA (Picariell, 2013). Em 2013, foram aprovadas as primeiras normas conjuntas (Chua, Wong e Yeong, 2017):

- a) ISO/ASTM 52921: 2013 E - *Terminology for Additive Manufacturing—Coordinate Systems and Test Methodologies* (ISO/ASTM 52921:2013).
- b) ISO/ASTM 52915: 2013 E - *Specification for Additive Manufacturing File Format (AMF) Version 1.1* (ISO/ASTM 52915:2016).

Em 2015, a ISO/ASTM 52900:2015 - *Standard Terminology for Additive Manufacturing — General Principles — Terminology* foi publicada, tratando da terminologia aplicada aos processos de manufatura aditiva. Com esta normativa, é possível determinar um padrão de nomenclatura e terminologia, permitindo a categorização dos processos. Até então, as nomenclaturas utilizadas eram arbitrariamente definidas pelos detentores das tecnologias, em universidades, instituições de pesquisa e empresas.

Esta norma subdivide os processos de manufatura aditiva em sete diferentes categorias, que podem ser esquematicamente visualizadas na Figura 1. Estas categorias se diferenciam em relação à forma com que ocorre a consolidação do material, camada a camada, de modo que na mesma subdivisão pode haver processos com fontes de energia e com alimentação de material distintas.

Figura 1 - Categorização do processo de manufatura aditiva com metais – Processos de etapa única - ISO/ASTM 52900:2015



Fonte: ISO/ASTM 52900:2015

Com os processos de fabricação atualmente disponíveis, a manufatura aditiva utiliza materiais na forma de pó e/ou arame e possui vantagens competitivas, por exemplo na construção de implantes médicos, fabricação de lâminas de turbina avançadas com designs de canais de resfriamento para aplicações específicas. Também permite produzir componentes sem a necessidade de posterior ajuste ou usinagem quando comparado com processos que utilizam alta densidade de energia e podem ser empregados quando são necessárias maiores taxas de deposição (HERDERICK, 2011).

O processo Plasma por arco transferido (PTA) possui menor aporte de calor do que os processos MIG/MAG e TIG, e permite melhor controle da taxa de alimentação, tornando-o mais eficaz na MA para a produção de componentes de grandes dimensões e que necessitam de boa resolução.

Diante da possibilidade de se projetar e fabricar peças sem a necessidade de um ferramental caro, oferecendo um bom controle dimensional através da MA por DED, essa tecnologia também apresenta algumas peculiaridades

relacionadas à otimização da topologia, estrutura com múltiplos materiais e a restrição de fabricação sem suporte. Portanto, dentre os desafios e necessidades existentes para o desenvolvimento da MA, o planejamento do sentido de deposição para a deposição ou fabricação da peça desejada possui alta relevância, contudo, a falta de soluções ou alternativas para sua otimização tem sido tema de discussão para muitos dos problemas relacionados com a MA (LIU; TO, 2017).

Esta dissertação analisa como os diferentes sentidos de deposição bidirecional e unidirecional e o aumento da taxa de alimentação utilizadas na deposição do aço inoxidável AISI 410L impactam na formação das multicamadas das peças construídas, em particular na microestrutura e dureza na condição como depositada e após o tratamento térmico de têmpera e revenido em diferentes temperaturas.

2. OBJETIVOS

2.1. OBJETIVO GERAL

Investigar a influência do sentido e taxa de deposição por PTA no tratamento térmico de têmpera e revenido de multicamadas depositadas com o aço inoxidável AISI 410L.

2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Avaliar o sentido de deposição bidirecional e unidirecional na formação das multicamadas depositadas com aço inoxidável AISI 410L atomizado;
2. Avaliar como o aumento da taxa de alimentação influencia as características da microestrutura e dureza das multicamadas depositadas com o aço inoxidável AISI 410L atomizado;
3. Estudar a resposta da microestrutura de multicamadas do AISI 410L processadas com sentidos e taxas de alimentação variadas na resposta ao tratamento térmico de têmpera;
4. Caracterizar o impacto da microestrutura das multicamadas processadas na resposta ao revenido em diferentes temperaturas;
5. Estabelecer o efeito da estrutura de deposição de multicamadas do aço inoxidável AISI 410L na resposta ao tratamento térmico de têmpera e revenido.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. MANUFATURA ADITIVA

O processo de manufatura aditiva permite realizar a impressão de uma peça previamente desenvolvida em um software para Desenho Assistido por Computador (CAD) através da sobreposição de camadas, seja para análise experimental de projetos e sua viabilidade ou produção seriada de peças e ferramentas para diversos setores presentes tanto na indústria atual quanto na indústria 4.0. A MA proporciona inúmeros benefícios como diminuição de tempo, redução da quantidade de material empregado e baixo consumo de energia, além de ser um processo mais flexível e habilitado para o desenvolvimento de peças com geometria complexa ou com espessura fina e alta resistência (WONG; HERNANDEZ, 2012). Portanto, tornou-se importante avaliar qual o melhor sentido de deposição de deposição visando menor custo com insumo e tempo necessário para fabricação durante o desenvolvimento do modelo 3D no CAD para que seja possível tornar a MA uma tecnologia viável, eficiente e que permita obter a qualidade necessária para a peça que será produzida (DOTCHEVA et al, 2021).

Na fabricação por MA, multicamadas são depositadas para construção do projeto previamente desenvolvido no CAD, e, para que se tenha êxito na fabricação por MA, é importante assegurar que a técnica, os parâmetros de processamento selecionados e as condições para a deposição estejam adequados com o material e a geometria a ser construída (PEREIRA; HENKE; D'OLIVEIRA, 2018).

Destaca-se como vantagens do processo de MA por PTA a produção das peças em uma única etapa, permitindo o uso de diferentes ligas metálicas entre as peças ou a combinação de duas ou mais ligas. O processo por PTA permite uma ampla faixa de ajuste para as taxas de deposição, outra vantagem do PTA é que na poça de fusão ocorre aquecimento controlado de modo que ocorra a fundição e solidificação rápida do metal de adição (LATKA; BISKUP, 2020).

Pode-se categorizar o processo de MA em três grupos distintos, que são as técnicas amplamente exploradas com metais: - Fusão em Leito de Pó (PBF), Feixe de Laser (LB-PBF) ou Feixe de Elétrons (EB-PBF), (LI et al 2022). Dentre

as diversas técnicas utilizadas na MA, pode-se destacar a Deposição por Energia Direcionada (DED) que consiste em direcionar a energia térmica para a fundição dos metais à medida em que multicamadas são depositadas, direcionando o metal de adição para uma poça de fusão localizada na superfície do substrato ou das multicamadas anteriores (AHN, 2021).

Os métodos utilizados para a manufatura aditiva com DED baseiam-se no método camada por camada, diferenciando-se entre si pelo material a ser processado conforme representado pela Tabela 1. O laser tem sido a técnica de deposição mais utilizada na MA, seja com arame ou pó. Contudo, a utilização de processos a arco como plasma, MIG e TIG também estão sendo utilizados, principalmente em componentes com maiores dimensões que demandam maiores taxas de deposição. A escolha do processo a ser utilizado depende da geometria que será fabricada (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014).

Tabela 1 - Processos de manufatura aditiva

Processo	Descrição	Método AM	Material
Fotoplimerização	Um polímero fotocurável é curado seletivamente usando uma fonte de luz	Laser	Polímero fotocurável
Modelagem por extrusão	Material é depositado de forma seletiva através de um cabeçote extrusor	Aquecimento por uma resistência elétrica	Polímeros, cerâmicas e metais
Fusão de pós prédepositados	Um feixe eletrônico funde seletivamente regiões de um leito com pó pré-depositado	Laser e feixe de elétrons	Polímeros, cerâmicas e metais
Cladding 3D	O material de adição na forma de pós é injetado diretamente no feixe/poça	Laser e PTA	Metais e cerâmicas
Arco elétrico	Fonte de energia é um arco elétrico que funde o material de adição (pó/arame)	PTA, Plasma com arame, MIG e TIG	Metais

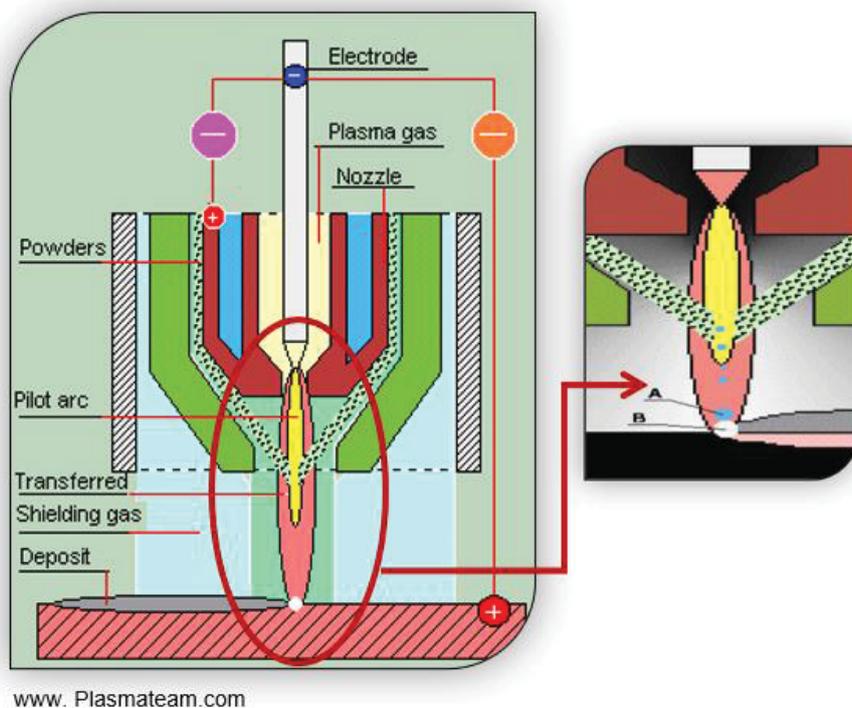
Fonte: Adaptado de Alberti et al (2014)

Outros fatores que contribuirão para o êxito na deposição das multicamadas são o controle da temperatura, uso do preaquecimento e ou controle de temperatura do substrato (ALBERTI; BUENO; D'OLIVEIRA, 2015). A continuidade da formação de uma parede com multicamadas está relacionada com a seleção dos parâmetros de processamento. Portanto uma definição incorreta poderá, como consequência, apresentar cordões com grande variação da largura ou falta de fusão do material depositado (MARTINA et al, 2012).

3.2. DEPOSIÇÃO POR PLASMA COM ARCO TRANSFERIDO

A Figura 2 ilustra a tocha utilizada no PTA que consiste em um equipamento que utiliza um eletrodo de Tungstênio não consumível instalado em seu interior. A tocha possui um bico constritor refrigerado à água e contém três saídas para o gás, sendo: O gás de plasma, que flui através do bico constritor e entra em contato com o eletrodo de Tungstênio para a formação do arco elétrico; O gás de proteção, utilizado para criar uma câmara de proteção entre a tocha e a peça evitando qualquer tipo de contaminação oriunda do ambiente durante o processo de deposição, e; O gás de arraste, responsável pela transferência do pó desde o reservatório ou alimentador até a poça de fusão. Por padrão, o gás utilizado no PTA do Laboratório de Manufatura Aditiva e Engenharia de Superfícies da UFPR é o Argônio e é possível ajustar sua vazão para cada uma das três funções, o que permite por exemplo garantir uma vazão constante do metal de adição que será depositado (VERGARA DÍAZ; CARLOS DUTRA; SOFIA CLIMACO MONTEIRO, 2010).

Figura 2 - Tocha utilizada no processo de MA por PTA. A - Metal líquido; B - Poça de fusão



Fonte: Adaptado de www.plasmateam.com

No PTA, como o eletrodo de Tungstênio é utilizado apenas para a formação do arco elétrico e não é considerado um consumível durante o processo de deposição, ele é instalado de forma recuada no interior do bico constritor da tocha, conforme indicado na Figura 2. Essa condição dificulta a abertura do arco elétrico. Portanto um sistema de ignição inicial denominado módulo de plasma ou arco piloto é utilizado para realizar a abertura do arco elétrico. Vergara Díaz; Carlos Dutra; Sofia Clímaco Monteiro, (2010) citam que ao diminuir o recuo do eletrodo, a largura do cordão a ser depositado aumentará, ao mesmo tempo que sua espessura diminuirá devido à variação do efeito de constrição. Também citam que quanto maior for a distância bico-peça, menor será a penetração e maior será a largura do cordão devido ao aumento da área de incidência do arco sob o substrato ou multicamada anteriormente depositada.

Quando o pó é transferido do reservatório para o arco de plasma, o gás de proteção cria uma atmosférica isolada entre o pó, o eletrodo e a poça de fusão evitando a oxidação dele, resultando em depósitos mais puros do ponto de vista metalúrgico. Devido à maior ionização do arco de plasma, é possível obter parâmetros e resultados mais precisos na diluição e penetração (ZHANG; XU; WANG, 2003).

Nos processos com DED, o metal de adição que está sendo depositado é submetido a uma rápida fusão e solidificação precedidas por sucessivos ciclos de aquecimento e resfriamento durante a deposição das multicamadas. Devido às rápidas taxas de resfriamento, o processo de solidificação encontra-se fora de equilíbrio, originando microestruturas metaestáveis. Frazier, (2014) cita que ciclos térmicos repetidos têm um possível conjunto complexo de efeitos, incluindo bandas microestruturais, ou seja, diferenças microestruturais entre as camadas de deposição. Tipicamente as peças produzidas por DED apresentam microestrutura com característica de grãos colunares, estruturas celulares e defeitos dispersos, (LI et al 2022).

3.3. DEFEITOS NO PROCESSO DE FABRICAÇÃO

Como podem ocorrer defeitos no material depositado pelo processo de deposição por energia direcionada (DED), faz-se necessário conhecer a causa de tais defeitos e tomar medidas eficazes para combatê-los. A porosidade ou

vazios, trata-se de um defeito apresentado em peças fundidas ou soldadas e que se localizam no interior destas peças. É o defeito principal e está relacionado com as propriedades mecânicas das peças processadas por esta técnica. A porosidade de intercamada ocorre quando a energia é insuficiente para fundir o material ou quando há aumento da vazão mássica. Em ambos os casos, o defeito é comum próximo do substrato e acontece quando se tem altas taxas de resfriamento. Já o defeito de porosidade intracamada está relacionado ao uso de gás de proteção inerte e seu aprisionamento durante o processo DED, e que normalmente ocorre de modo aleatório ao longo da multicamada devido à vaporização que leva a porosidades aprisionadas pelo gás em regiões que possuem baixas taxas de resfriamento (DASS; MORIDI, 2019).

O segundo tipo de defeito conhecido está relacionado com as mudanças nas composições químicas devido à segregação de soluto e perda de elementos de liga. Quando multicamadas são depositadas ocorre a redistribuição de partículas de soluto, levando à segregação e formação de bandas microestruturais heterogêneas, ou seja, a Zona Termicamente Afetada (ZTA), que normalmente ocorre pelas diferenças na composição química entre o substrato e a multicamada depositada sobre este. A segregação dependerá das taxas de resfriamento e solidificação (WANG et al, 2017).

3.4. ESTUDO DO IMPACTO DO SENTIDO DE DEPOSIÇÃO

Processos de deposição por manufatura aditiva com arco elétrico são capazes de fabricar peças metálicas de médio e grande porte devido às altas taxas de alimentação, e possuem baixo custo relativo, apresentando, assim, um elevado potencial para tornar-se um processo padrão na produção industrial. Contudo, um fator de grande importância destacado por Michel et al (2019) para viabilizar a produção sustentável de peças através da MA é o planejamento e otimização do sentido de deposição que garanta uma superfície uniforme e livre de defeitos. Os pesquisadores também propõem uma solução modular para o planejamento do sentido de deposição que visa incorporar a modularidade do design baseado em recursos na estratégia tradicional camada por camada. Esse método permite adaptar o planejamento do sentido de deposição à geometria desejada, o que possibilita a construção de uma ampla variedade de geometrias

complexas e, portanto, um melhor sentido de deposição pode ser definido de acordo com o projeto a ser desenvolvido.

Parimi et al, (2014) realizaram a caracterização da microestrutura da liga IN718 em processo de Fabricação de Luz Direcionada (DLF) considerado um processo de Deposição Direta de Metal (DMD) para avaliar como o sentido de deposição (bidirecional e unidirecional) e a variação da potência do laser podem alterar a microestrutura, estrutura dos grãos, formação das dendritas e o desenvolvimento da morfologia das partículas intermetálicas. Os pesquisadores observaram diferenças consideráveis quando aumentaram a potência do laser de 390 W para 910 W, ou seja, para uma mesma taxa de alimentação e velocidade de deposição, o que gerou uma estrutura de grãos colunares quando comparada com a deposição em baixa potência, que apresentou uma mistura de grãos colunares uniformemente finos e grandes com uma textura aleatória. Os sentidos de deposição utilizados não interferiram na porosidade, porém, amostras depositadas com baixa potência apresentaram 0,2% de porosidade enquanto aquelas que foram depositadas com alta potência aumentaram para 0,8%. Em processos DLF, a porosidade pode ser atribuída àquela originalmente presente no pó ou criada durante o processo de deposição, dentro da poça de fusão como o resultado da fluidez ou turbulência do metal fundido devido ao superaquecimento excessivo. Multicamadas depositadas com baixa potência do laser (390 W) tiveram uma estrutura de grãos em faixas com bandas alternadas de grãos grossos e finos devido a diferentes taxas de resfriamento, onde os grãos finos foram encontrados nos locais associados a taxas de resfriamento rápidas. Contudo, multicamadas depositadas com alta potência (910 W) apresentaram uma estrutura de grãos colunares, crescendo epitaxialmente a partir do substrato, com a orientação dos grãos sendo fortemente influenciada pela estratégia de deposição, concluindo que a variação da potência do laser altera a estrutura e tamanho do grão.

Yehorov; da Silva; Scotti (2019) propuseram e avaliaram uma alternativa para evitar o crescimento unidirecional de grãos por *Wire and Arc Additive Manufacturing* (WAAM) movendo a tocha ciclicamente para frente e para trás, técnica de soldagem denominada como *switchback*, em comparação com os sentidos de deposição bidirecional e unidirecional. Uma série de testes foram planejados com o processo *Cold Metal Transfer* (CMT) para comparar os três

métodos utilizando a mesma velocidade de deslocamento, comprimento e o número de camadas depositadas. Os resultados obtidos confirmaram as características de crescimento de grão unidirecional quando o sentido de deposição unidirecional foi utilizado, e a quebra da direção de crescimento entre as camadas quando se utilizou o sentido de deposição bidirecional, em que onde o padrão em zigue-zague tornou-se presente, fator relevante para que se possa atenuar a anisotropia. Diferentemente, a aplicação do switchback não apresentou crescimento de grãos preferencial ou unidirecional, sugerindo menor anisotropia das propriedades mecânicas e redução da porosidade.

A literatura não apresenta informação relacionada ao impacto da vazão mássica na deposição das multicamadas e formação da microestrutura.

Durante o processo de deposição do material por MA, tensões residuais internas podem ter sido desenvolvidas pela condição de resfriamento não uniforme e não controlada. Chen et al (2019), citam que tais tensões são consideradas um dos problemas mais críticos nos processos de MA onde suas presenças podem influenciar no comportamento mecânico das peças produzidas. A tensão residual pode ser categorizada em duas classes principais conforme Chen et al (2019), sendo: macroescala, tipo I, que está distribuída por toda a peça e contribui para a sua distorção e que são provenientes de condições ou fontes mecânicas, térmicas ou químicas, e que afetam um volume considerável do material, estendendo-se por área comparável às dimensões do equipamento. As tensões residuais de microescala são desenvolvidas após o processamento do material e podem evoluir quando uma carga for aplicada sob ele. Essas tensões são do tipo II, intergranular, que se auto equilibram em uma escala de comprimento de grãos e a do tipo III, intragranular, está associada à microestrutura heterogênea, como células de deslocamento no interior dos grãos.

3.5. OS AÇOS CARBONO, AÇOS INOXIDÁVEIS E O TRATAMENTO TÉRMICO

Os aços são ligas de ferro-carbono que podem ou não conter outros elementos de liga e são classificados de acordo com o teor de carbono, sendo baixo médio ou alto, e possuem subclasses conforme a concentração dos

demais elementos de liga. Atualmente existem inúmeras ligas com diferentes tratamentos térmicos que possibilitam distintas aplicações.

Os aços inoxidáveis são conhecidos por serem aços de alta liga e resistentes à corrosão devido à predominância de Cr como elemento de liga. Sua resistência à corrosão pode ser melhorada com adição de Ni e Mo. Os aços inoxidáveis são classificados em austeníticos, ferríticos, martensíticos e duplex de acordo com a fase que é predominante em sua microestrutura. Nos aços inoxidáveis austenítico, o campo de fases da austenita (γ) é estendido até a temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis ferríticos são compostos pela fase ferrita α . Os aços inoxidáveis martensíticos são reconhecidos pela sua capacidade de realizar tratamento térmico de modo que a martensita seja o principal microconstituente. Os elementos de liga que são adicionados nos aços inoxidáveis podem produzir mudanças significativas no diagrama de fases. Dentre os tratamentos térmicos realizados no aço inoxidável martensítico, destacam-se os tratamentos de têmpera e revenido. Após este tratamento, o aço apresentará uma microestrutura constituída por carbonetos primários em matriz martensítica revenida contendo carbonetos secundários. Para uma mesma composição química, a quantidade de carbonetos varia conforme tratamento térmico empregado.

O aço inoxidável AISI 410 é o mais comum dentre os aços inoxidáveis martensíticos comerciais de baixo carbono e é amplamente utilizado em muitas indústrias para as peças essenciais como moldes, parafusos de extrusora, válvulas, eixos e rolamentos devido à sua resistência à corrosão, alta resistência e alta tenacidade. Em aços de baixa liga, as faixas de temperatura perlítica e bainítica se sobrepõem consideravelmente, o que dificulta a interpretação da microestrutura e da sua cinética de formação. O aço inoxidável AISI 410 pode se transformar quase totalmente em martensita de ripas a uma baixa taxa de resfriamento no ar.

O estudo da estrutura austenítica retida e martensítica neste tipo de aços martensíticos tem assumido grande importância, devido à sua influência nas propriedades mecânicas. Para entender completamente a transformação martensítica e a existência de austenita retida neste aço, Tsai et al (2002) realizaram uma série de tratamentos de resfriamento contínuo, tratamento isotérmico e tratamento termomecânico. Os efeitos da temperatura de

austenitização e da taxa de resfriamento na temperatura M_s foram investigados e os pesquisadores concluíram que a temperatura de início da transformação da martensita (M_s) diminui com o aumento da taxa de resfriamento, e que na mesma taxa de resfriamento o corpo de prova austenitizado na temperatura mais alta (1200 °C) tem uma temperatura M_s mais baixa. É sugerido que a matriz de austenita com maior concentração de vacâncias e falta de precipitação de carboneto de cromo leva a uma temperatura M_s mais baixa. A existência de filmes de austenita retido e macla na estrutura martensita ripada depende da cristalografia local, que resulta na estabilização mecânica dos filmes de austenita ou acomodação mecânica das micro maclas. E a avaliação da transformação isotérmica logo acima da temperatura M_s confirma que a curva C única no diagrama tempo, transformação, temperatura (TTT) do aço inoxidável AISI 410 é para uma transformação difusional, portanto é necessário tempo para que ocorra.

Mabruri et al (2018) avaliaram a otimização das propriedades mecânicas e microestrutura do aço inoxidável AISI 410-3Ni3Mo após tratamento térmico de têmpera e revenido com objetivo de melhorar suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão quando empregados para fabricação de palhetas de turbinas a vapor. Isso é considerada uma aplicação severa, tanto no meio quanto nas condições de estresse que o material pode sofrer, gerando corrosão e trincas, respectivamente. A adição de Mo e Ni aumenta a resistência à tração e a resistência à corrosão, melhorando a tenacidade. A alta quantidade de Mo também evitará a ferrita δ . As amostras analisadas foram preparadas e austenitizadas em temperaturas entre 1000 °C e 1100 °C por 1 hora, seguidas de têmpera em óleo e foram, posteriormente, revenidas nas temperaturas de 600 °C, 650 °C e 700 °C por 1 hora, seguidas de resfriamento ao ar.

Os pesquisadores concluíram que a resistência à tração e o alongamento tendem a diminuir com o aumento da temperatura de revenido de 600 °C para 700 °C, independente da temperatura de têmpera utilizadas. A têmpera a 1100 °C apresentou o maior valor de resistência à tração e alongamento para todas as temperaturas de revenido utilizadas. A maior resistência à tração (1300 Mpa) e maior alongamento (10,5%) foi obtida com a têmpera a 1100 °C seguida do revenido a 600 °C com a microestrutura composta por martensita fina, austenita retida e menor quantidade de ferrita δ . Como a dureza do material está

diretamente associada à sua resistência à tração, entende-se que o aumento da resistência à tração também aumentou a dureza do material.

Zhu et al (2021) avaliaram o processamento do aço 410 por manufatura aditiva, onde produziram blocos de grandes dimensões com o aço inoxidável AISI 410 através do processo *Cold Metal Transfer – Wire and Arc Additive Manufacturing* (CMT-WAAM). Os autores avaliaram a microestrutura nas condições como depositada, temperada e revenida e a também analisaram a eliminação da ferrita δ durante a deposição através da seleção adequada de parâmetros para garantir a uniformidade da microestrutura. A ferrita δ reduz as propriedades mecânicas, e, a microestrutura desigual causa anisotropia em propriedades de tração transversal e longitudinal. Devido à rápida taxa de resfriamento ($600 \sim 800 \text{ }^\circ\text{C/s}$) requerida pelo AISI 410 e ao aumento da temperabilidade pelo cromo, a austenita super-resfriada deve se transformar completamente em martensita. No entanto, quando a microestrutura foi analisada pelos pesquisadores, alguma ferrita δ irregular foi encontrada na zona de sobreposição quando a velocidade de alimentação do arame foi inferior a 5,0 m/min. Isso ocorre porque a liga na zona de sobreposição de camadas sofre uma recristalização secundária. Durante o reaquecimento, o cromo captura os átomos de carbono separados da martensita e causa a distribuição desigual dos elementos na austenita e, durante a solidificação subsequente, a ferrita δ precipita preferencialmente de líquido para líquido + ferrita δ ($L \rightarrow L + \delta$). Mas a ferrita δ não pode reagir com a fase líquida e formar então austenita homogênea ($L + d \rightarrow \gamma$) em tempo de baixa entrada de calor. A alta resistência à tração, sem anisotropia aparente, se deu pelo fortalecimento de grão fino contribuído pela martensita de ripas uniformemente distribuída.

Para Haiko et al (2019), a temperatura de revenido possui maior impacto nas propriedades mecânicas em relação ao tempo de revenido quando o tratamento é realizado em temperaturas iguais ou inferiores à $500 \text{ }^\circ\text{C}$. A diminuição da resistência durante o revenido pode estar atribuída à difusão de átomos de carbono, decomposição da austenita retida e efeitos de recuperação de discordância para as temperaturas de revenido utilizadas.

Observa-se que quanto mais elevada a temperatura do revenido selecionada, menor será a dureza do material após o tratamento. Essa condição é utilizada quando se deseja obter a máxima resistência à corrosão e resistência

à deformação conforme ASM Handbook (1991). Entretanto, quando for necessário aumentar a ductilidade e as propriedades de impacto, devem-se utilizar as menores temperaturas de revenido que alteram a forma e fase dos carbonetos e proporcionam maiores valores de resistência à tração e resistência à corrosão.

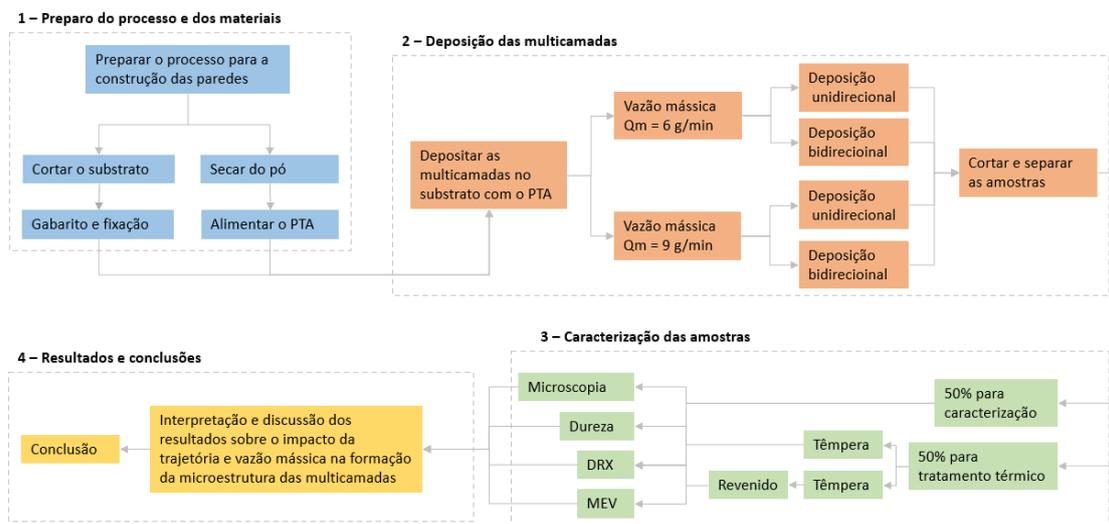
O revenido também provoca a transformação da austenita retida, que se transforma em bainita para temperaturas entre 200 °C e 400 °C, ou em martensita para temperaturas entre 450 °C e 650 °C. O alívio de tensão ocorre em temperaturas entre 150 °C a 370 °C sem que afete os microconstituintes e as propriedades mecânicas e será praticamente nulo em temperaturas de revenido entre 550 °C e 600 °C (BONARDI; CASSAROLI, 2017).

Quando os aços inoxidáveis que possuem elementos de liga como Si, Mo, Vn e Cr são revenidos em temperaturas próximas de 500 °C ocorre o segundo endurecimento do material porque estes elementos irão para o contorno de grão e se ligam com o Carbono, formando carbonetos (ASM Handbook, 1995) e (COLPAERT, 2008).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho foi realizado em quatro etapas conforme ilustra a Figura 3. A pesquisa teve início com os testes preparatórios para a construção das paredes através da definição da vazão mássica, velocidade de avanço e corrente de deposição a serem utilizadas no processamento de multicamadas. Essas multicamadas terão a mesma largura do substrato, aproximadamente 12,7 mm. Após definição dos parâmetros de processamento de corrente, comprimento do cordão e velocidade, foram realizados processamentos para avaliar o impacto do sentido de deposição entre os sentidos bidirecional e unidirecional e a vazão mássica de 6 g/min e 9 g/min. Em seguida, o material foi caracterizado para avaliar como os sentidos de deposição e a vazões mássicas impactam na formação das multicamadas. O material processado também foi tratado termicamente para avaliar a resposta aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido em diferentes temperaturas.

Figura 3 - Etapas de processamento da parte experimental



Fonte: O autor, 2022

4.1. PRIMEIRA ETAPA: PREPARO DO PROCESSO E DOS MATERIAIS

A primeira etapa consiste no preparo dos materiais para a construção das multicamadas. Inicialmente, o aço AISI 410L atomizado passou pelo processo de secagem em estufa a 100 °C por 2 horas para abastecer o alimentador de pó

do PTA. Simultaneamente, a barra laminada do aço AISI 304L com geometria retangular e seção transversal de 6000 mm x 12,7 mm x 31,75 mm foi cortada para se obter barras menores com comprimento de 170 mm que serão utilizadas como substrato na deposição das multicamadas. Essas barras medindo 170 mm foram lixadas com lixa de carbetto de silício com granulometria 600 para remoção de possíveis óxidos em sua superfície. Para a deposição, cada barra foi colocada na posição vertical (170 mm x 12,7 mm x 31,75 mm) sob a mesa do PTA e foi travada com o auxílio de cantoneiras e mordentes para evitar movimentos e garantir a linearidade (retitude) durante a deposição das multicamadas. A Figura 4 ilustra a fixação do substrato no PTA. O substrato foi colocado na vertical para simular as condições de escoamento de calor de paredes, garantindo desta forma um fluxo de calor mais homogêneo entre as primeiras camadas e o substrato, o que não aconteceria se o substrato fosse colocado na posição plana (170 mm x 31,75 mm x 12,7 mm), como é feito no processamento de revestimentos, por exemplo. O substrato será removido após a deposição das multicamadas, e, por este motivo, suas propriedades físico-químicas não foram consideradas.

A Tabela 2 apresenta a composição química dos aços inoxidáveis AISI 304L e AISI 410L fornecidos pela Jatinox e Hoganas, respectivamente. O Argônio foi o gás utilizado no equipamento e foi ajustado com os parâmetros indicados na Tabela 3 para a deposição das multicamadas.

Tabela 2 - Composição química dos aços AISI 304L e AISI 410L

Forma	AISI	C	Si	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	P	S	N2
Barra	304L	0.023	0.28	71.254	18.22	8.07	0.3	1.72	0.037	0.02	0.076
Pó	410L	0.03	0.05	87.32	12.5	0	0	0.1	-	-	-

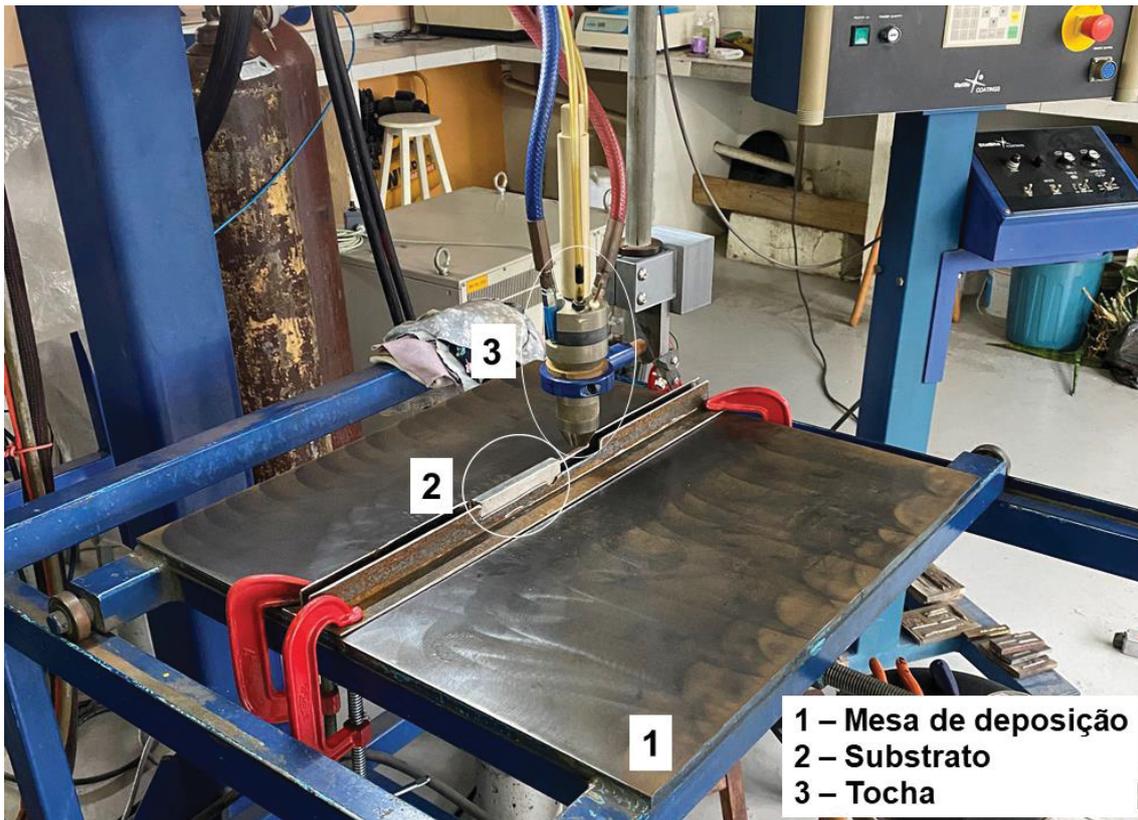
Fonte: O autor, 2022

Tabela 3 - Parâmetros ajuste do Argônio no PTA para a deposição das multicamadas: gás de plasma, de proteção e de alimentação

Item	Vazão (l/min)
Gás de plasma	2.00
Gás de proteção	15.00
Gás de alimentação	0.80

Fonte: O autor, 2022

Figura 4 - Fixação do substrato no PTA. 1 – Mesa de deposição; 2 – Substrato; 3 – Tocha



Fonte: O autor, 2022

4.2. SEGUNDA ETAPA: DEPOSIÇÃO DAS MULTICAMADAS

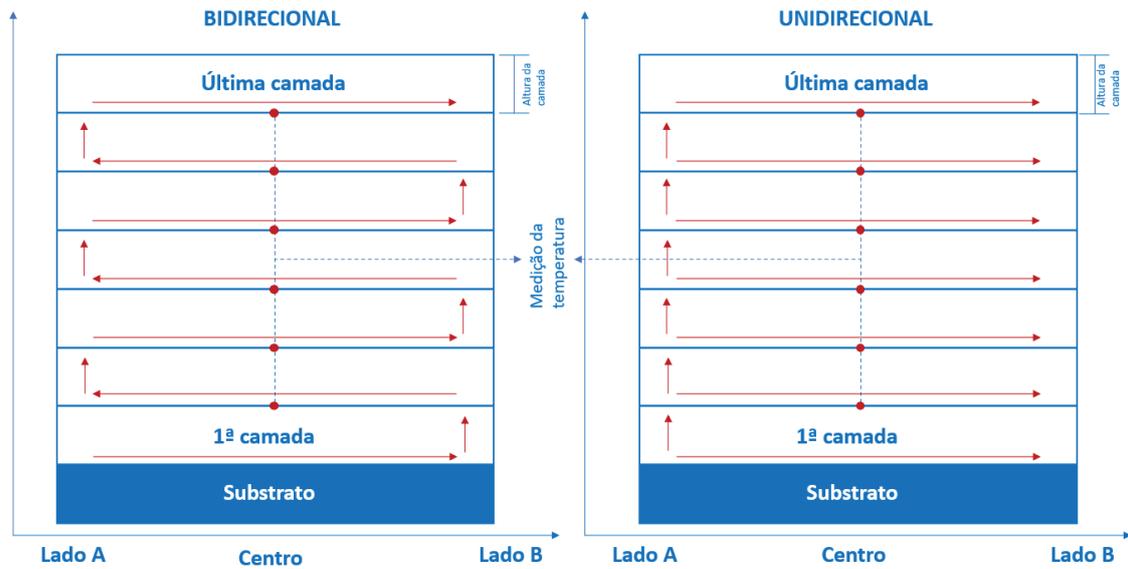
Concluída a etapa de preparação, foi possível iniciar a segunda etapa, que se refere ao processo de deposição das multicamadas nos sentidos bidirecional e unidirecional. Foi estudada a vazão mássica de pós em dois níveis, sendo de 6 g/min e de 9 g/min. Nessa etapa, a primeira camada foi depositada com corrente de 150 A, a fim de minimizar o efeito de borda (arestas do substrato) em eventuais desvios do arco. A segunda camada foi depositada com 130 A para diminuir a diluição do substrato com o metal de adição e fazer a transição da geometria do substrato para as multicamadas. Da terceira camada em diante, as deposições foram realizadas com corrente de 120 A. Em todo o processo, a velocidade de avanço da tocha foi de 150 mm/min (2,5 mm/s).

Ao final da deposição de cada camada, a temperatura foi monitorada no centro da multicamada, no sentido “Z” do eixo tridimensional XYZ, com o auxílio de um pirômetro manual. Os valores iniciais obtidos estavam entre 1450 °C e 1600 °C. O resfriamento foi realizado no ambiente e, uma nova camada foi

depositada quando a temperatura no meio da camada estivesse 150 °C. O tempo médio para o resfriamento da amostra bidirecional foi de 367 segundos e da amostra unidirecional foi de 515 segundos. Foi definido que a altura mínima para as multicamadas (peças) construídas processadas com as quatro condições de estudo deve ser igual a 20 mm, medidos no centro do substrato. Antes da deposição de uma nova camada, a camada anteriormente depositada foi lixada com lixa de carbetto de silício com granulometria 600 para remoção de possíveis óxidos em sua superfície.

A Figura 5 representa uma vista frontal dos diferentes sentidos de deposição utilizados para a deposição das multicamadas. Os lados “A” e “B” indicam os pontos de partida e parada para a deposição do aço AISI 410L atomizado sobre o aço AISI 304L na construção das multicamadas. As setas indicam os diferentes sentidos de deposição de início e fim empregados. No sentido bidirecional, houve alternância entre os lados A e B para o início da deposição de cada uma das multicamadas, enquanto no sentido unidirecional todas as multicamadas foram depositadas do lado A para o lado B. Como mencionado, utilizou-se como parâmetro de controle para início da deposição das multicamadas o monitoramento da temperatura de resfriamento a 150 °C no centro da multicamada depositada. A temperatura de início de deposição das multicamadas com o sentido de deposição bidirecional será maior quando comparada com o sentido de deposição unidirecional porque o local de início de deposição da multicamada é o mesmo onde a multicamada anterior teve a sua deposição finalizada.

Figura 5 - Sentidos de deposição utilizados para a deposição das multicamadas



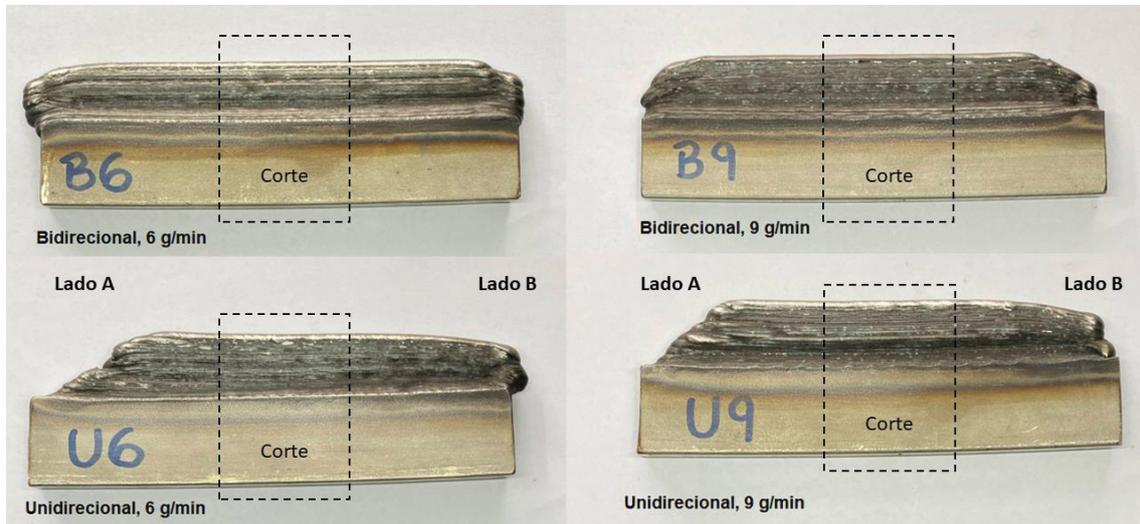
Fonte: O autor, 2022

Para as quatro condições de processamento das multicamadas, as análises consideram duas regiões de exposição aos ciclos térmicos, a região de topo, exposta a um menor número de ciclos térmicos, e a região de centro, exposta a um maior número de ciclos térmicos. Nas condições de processamento utilizadas, multicamadas processadas com vazão mássica de 6 g/min e de 9 g/min foram expostas a um máximo de 35 e 25 ciclos térmicos, respectivamente. As multicamadas processadas com $Q_m = 6$ g/min possuem camadas com espessura média de 0,65 mm, enquanto as multicamadas com $Q_m = 9$ g/min possuem camadas com espessura média maior que 0,98 mm.

Para todas as condições de processamento das multicamadas, utilizou-se um gabarito contendo 10 mm de altura para verificação do avanço vertical da tocha entre a deposição de cada multicamada, o que significa que a elevação da tocha corresponde à própria espessura da multicamada anteriormente depositada. As microestruturas formadas por cada uma das quatro condições de processamento foram analisadas e registradas com microscópio ótico e confocal a *laser*. A Figura 6 apresenta as multicamadas obtidas após o processamento com os dois sentidos (bidirecional e unidirecional) e taxas de alimentação (6 g/min e 9 g/min). Para uma corrente de deposição fixa, a velocidade de resfriamento e a massa de material são responsáveis pela condução térmica que

gera uma condição de resfriamento diferente das multicamadas entre as regiões de centro e de topo.

Figura 6 - Multicamadas após o processamento



Fonte: O autor, 2022

Após o processamento das multicamadas, retiram-se amostras com 5mm de espessura para a caracterização e para posterior tratamento térmico de têmpera e revenido. Foram desprezados 5 mm das extremidades de cada multicamada para eliminar as variações de abertura e fechamento do arco elétrico, associadas ao início e fim de deposição. A Figura 7 apresenta o planejamento.

Figura 7 - Divisão das multicamadas para corte das amostras

Amostra	Comprimento útil	Cortes						Tratamento térmico					Sem tratamento						
		ST	T9	T9.2	T5	T4	T3	5	T9	T9.2	T5	T4	T3	5	1	2	3	4	5
Unidirecional 6 g/min	129 mm	Disponível						x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
Bidirecional 6 g/min	164 mm	Disponível						x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
Unidirecional 9 g/min	137 mm	Disponível						x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x
Bidirecional 9 g/min	131 mm	Disponível						x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x

LEGENDA:	
ST	Sem tratamento
T9	Tempera sem rampa
T9.2	Tempera com rampa
T5	Revenido 550 °C
T4	Revenido 450 °C
T3	Revenido 350 °C

Perdas das pontas
Tratamento térmico
Microscopia confocal
Dureza
MEV
Desgaste Transversal
EDS e DRX

Fonte: O autor, 2022

4.3. TERCEIRA ETAPA: CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

A terceira etapa está relacionada com a caracterização das amostras e iniciou-se com o embutimento em baquelite à quente, lixamento com lixa de carbeto de silício na seguinte sequência granulométrica: - 80, 100, 220, 400, 600, 1200 e 2000 e polimento com alumina de 1 micra diluída em água. Antes do ataque químico, as amostras foram lavadas com água e em seguida com álcool. O ataque químico por imersão utilizou o reagente Vilella (10 ml de ácido hidroclorídrico, 4 g de ácido pícrico e 200 ml de álcool) por 1 minuto.

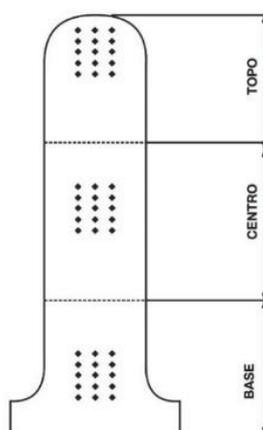
O aço 410L é composto por ferrita e martensita pelo que se adotou o procedimento de Carvalho Silva et al, (2005) que cita que o reagente Vilella revela a estrutura ferrítica (α) do material atacando o contorno de grão, gerando uma variação de baixo relevo na microestrutura do aço, sendo esta a região que recebeu maior ataque, possibilitando a análise morfológica e quantitativa de grãos de ferrita. Este reagente contorna as partículas de segunda fase (carbonetos, fase σ e ferrita δ) e revela a martensita, normalmente revela a microestrutura com um contraste preto e branco, (VOORT; LUCAS; MANILOVA, 2004).

A caracterização utilizou microscópio ótico Olympus modelo DP72 e microscópio laser Olympus modelo *Lext 3D measuring Laser Microscope OLS54000*, disponíveis no laboratório de Manufatura aditiva e engenharia de superfícies DEMEC/UFPR.

As medições de dureza foram realizadas na seção transversal das multicamadas nas regiões de centro e de topo e, para cada região foram realizadas 5 medições na vertical e 3 medições na horizontal, gerando uma matriz 5x3 conforme apresentado na Figura 8. Na região de topo, as medições superiores foram realizadas a 1,5 mm de distância da superfície e todas as indentações possuem 1 mm de distância na horizontal e vertical.

Neste ensaio foi utilizado o microdurômetro Mitutoyo Vickers Hardness Tester Series HV-100 5.0. As medições de dureza seguiram a norma ASTM E384/2017, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials* e os parâmetros utilizados foram: Carga de 10 N e tempo de indentação igual a 30 segundos.

Figura 8 - Matriz para medição de dureza das multicamadas



Fonte: O autor, 2022

As multicamadas depositadas passaram pela análise de difração de raios X. Utilizou-se o equipamento *Shimadzu, modelo XRD-7000 X-Ray Diffractometer* com intervalo de 2θ entre 40 e 120 graus, velocidade de varredura de $2^\circ/\text{min}$ e tubo de Cu. Os resultados foram importados para o *software Chrystallografica Search-Match* onde cada amostra foi comparada com a carta 34-396.

Para investigar o efeito dos parâmetros de processamento (sentidos de deposição e vazão mássica) na resposta das multicamadas ao tratamento térmico de têmpera e revenido, as multicamadas foram colocadas em forno sem atmosfera controlada à temperatura ambiente e tiveram rampa controlada de 10°C por minuto até alcançar a temperatura de 980°C que permaneceu constante por 30 minutos conforme *ASM Handbook* (1995). Posteriormente, o resfriamento foi realizado ao ar até temperatura ambiente. O tempo médio de resfriamento para alcançar a temperatura ambiente foi de aproximadamente 15 minutos. O equipamento utilizado para o tratamento térmico foi um forno EDG 3P-S.

O tratamento de revenido foi realizado mediante aquecimento do material em temperaturas de 350°C , 450°C e 550°C por 1 hora, com posterior resfriamento ao ar até temperatura ambiente.

4.4. QUARTA ETAPA: INTERPRETAÇÃO & DISCUSSÃO DOS RESULTADOS E CONCLUSÕES

A quarta e última etapa refere-se à apresentação e discussão dos resultados obtidos nos procedimentos experimentais realizados e as conclusões sobre estes. As informações serão apresentadas nos capítulos 5 e 6 desta dissertação.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para uma melhor compreensão dos resultados obtidos nesta pesquisa, este capítulo encontra-se dividido nas seguintes etapas:

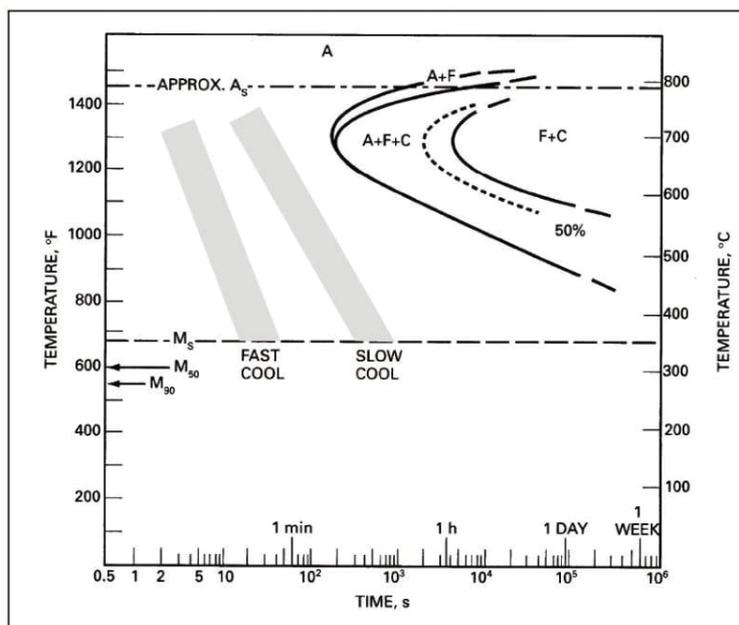
- Análise das multicamadas na condição como depositada, para que se possa comparar o efeito do sentido de deposição bidirecional e unidirecional e o aumento da vazão mássica do material na condição como depositado em relação aos múltiplos ciclos térmicos de deposição;

- Análise das multicamadas após a têmpera, comparando-se o efeito gerado com o aumento da vazão mássica;

- O impacto das diferentes temperaturas de revenido, comparando o efeito da microestrutura de deposição na resposta ao tratamento térmico.

A Figura 9 apresenta o diagrama TTT para o aço 410 com a curva de resfriamento indicando que a formação de martensita se inicia à temperatura de 340 °C e apresenta 90% de formação quando alcança 280 °C. O processo de formação de martensita normalmente ocorre sem a presença de difusão, contudo, uma difusão que venha a ocorrer durante este processo por tempo suficiente formará as fases ferrita e cementita.

Figura 9 - Diagrama TTT para o aço 410 com a curva de resfriamento contínuo para as multicamadas na condição pós-têmpera



Fonte: Adaptado de O'Brien R. L. AWS Welding Handbook, 1991

O ASM Handbook (1991), indica que o aço inoxidável martensítico 410L é endurecido após austenitização entre 925 °C e 1065 °C com posterior resfriamento em ar ou óleo. Esse aço pode apresentar precipitação de carbonetos nas regiões de contorno de grão da ferrita caso as seções maiores forem resfriadas lentamente na faixa de temperatura de cerca de 870 °C a 540 °C. O valor de referência para a dureza Vickers do aço inoxidável 410L especificado pelo fabricante na condição temperado varia entre 395 HV a 441 HV.

5.1. ANÁLISE DAS MULTICAMADAS NA CONDIÇÃO COMO DEPOSITADAS

O perfil de dureza das multicamadas na condição como depositado oferece uma primeira análise do impacto gerado pelos ciclos térmicos de processamento. Comparando-se as deposições com sentido de deposição bidirecional e unidirecional, identifica-se que ambas apresentam comportamento similar como discutido a seguir.

5.1.1. Efeito dos ciclos térmicos

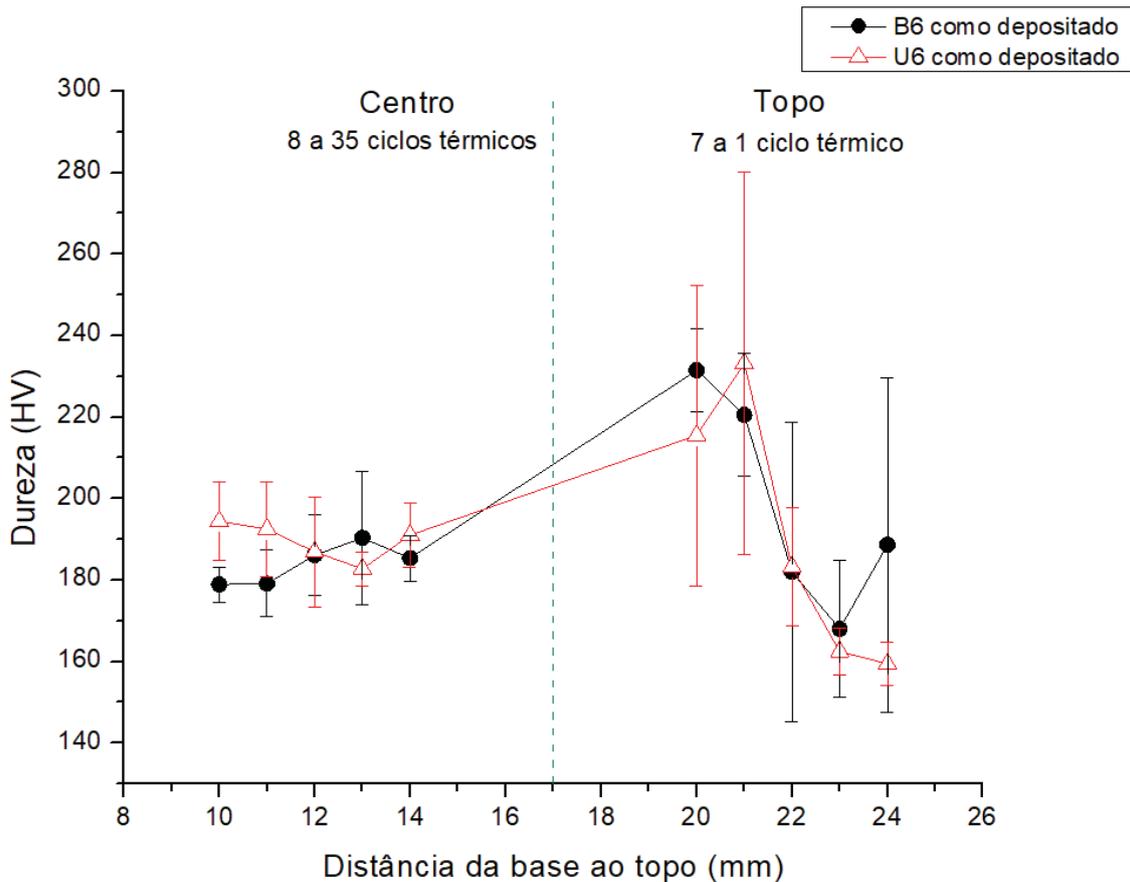
A análise dos ciclos térmicos nas multicamadas processadas foi realizada com o processamento com a menor vazão mássica, $Q_m = 6 \text{ g/min}$. O perfil de dureza para as multicamadas processadas com os dois sentidos de deposição adotados, Figura 10, mostra que independente do sentido de deposição utilizado, o mesmo comportamento é observado na condição como depositada. Na região de topo das multicamadas ocorre uma variação significativa da dureza. Em relação às últimas camadas depositadas, expostas a até 5 ciclos térmicos, a dureza varia entre 155 HV e 185 HV, seguida por um aumento de dureza para 210 HV - 230 HV nas camadas expostas a 8 ou 9 ciclos. Em contraste, na região central das multicamadas, exposta a até 25 de ciclos térmicos de deposição, identifica-se uma maior uniformidade com valores de dureza variando entre 180 HV e 200 HV. Esta variação de dureza mostra que no topo das multicamadas existe um volume de material que é fortemente afetado pelo ciclo térmico da camada que está sendo depositada, e em regiões afastadas do topo, o volume

de material exibe dureza uniforme, sugerindo que a temperatura de deposição já não induz transformações tão significativas no material.

A variação de dureza nas últimas camadas depositadas é consequência da resposta da microestrutura de solidificação aos diferentes ciclos de aquecimento e resfriamento, contudo o sentido de deposição não impactou a resposta do material à dureza. A variação de comportamento nas camadas mais próximas àquele que está sendo depositada está associada, principalmente, à temperatura que o material atinge e essa temperatura irá determinar se o material funde, ou se é aquecido acima ou abaixo da temperatura de austenitização. Em segundo plano vem o gradiente de temperatura imposto, que determina a velocidade de resfriamento e que depende principalmente dos parâmetros de processamento.

Apesar de nossos resultados não terem apresentado diferenças associadas ao sentido de deposição, Nikam e Jain (2017) citam que o gradiente de temperatura para cada multicamada depositada e as condições para a difusão de calor são melhores na deposição no sentido unidirecional. Os autores também observaram que após a deposição de uma região de topo (no caso correspondente a cinco camadas, este gradiente de temperatura torna-se constante, reforçando o perfil de dureza medido, Figura 10. Entretanto, para as condições de processamento utilizadas, essa variação não impactou nas medidas de perfil de dureza. Pode-se então concluir que a região a partir da qual a dureza do material fica mais uniforme depende dos parâmetros de processamento.

Figura 10 - Perfil de dureza para as multicamadas na condição como depositado com $Q_m = 6$ g/min



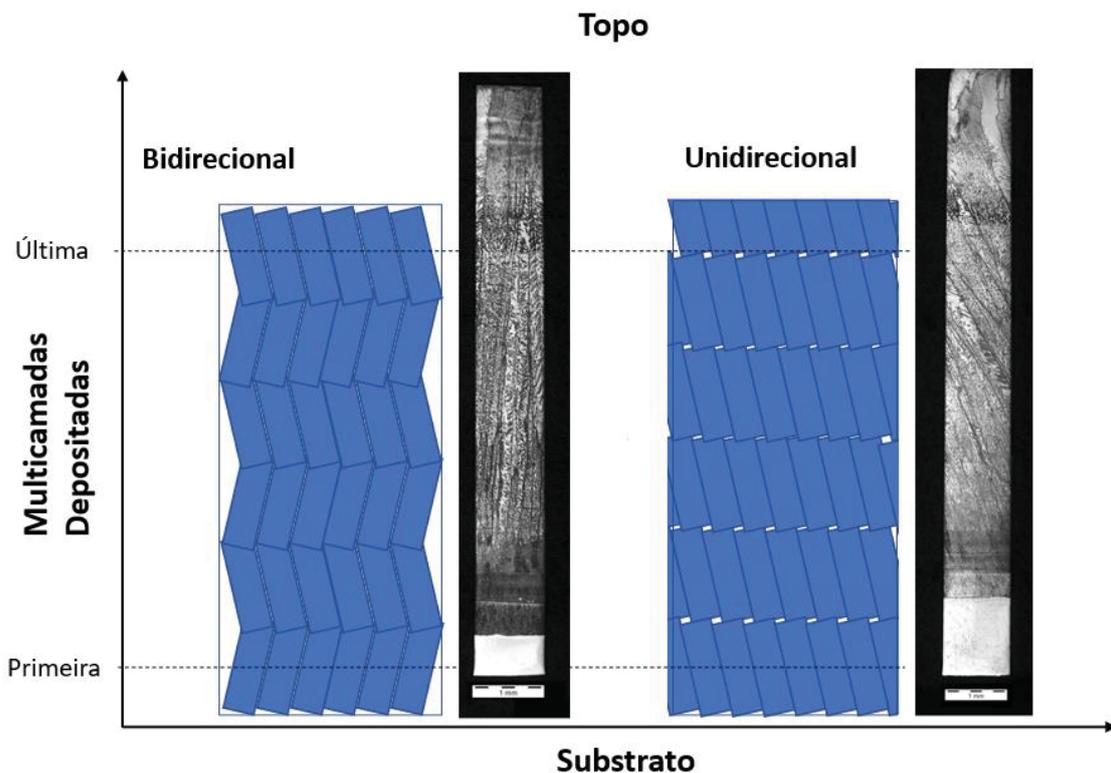
Fonte: O autor, 2022

Os diferentes sentidos utilizados para a deposição das multicamadas podem impactar na formação da microestrutura e no crescimento dos grãos, conforme representado pela Figura 11. Nas multicamadas depositadas no sentido bidirecional, espera-se que a formação dos grãos em cada camada depositada gere um efeito tipo zigue-zague no “crescimento” da microestrutura enquanto a deposição de multicamadas unidirecional deve induzir uma mesma orientação de crescimento entre as multicamadas depositadas. Esse comportamento não é esperado que seja tão pronunciado quanto aquele observado em processos de Fusão em Leito de Pó (PBF), que formam uma poça de fusão longa e rasa, que conseqüentemente afeta fortemente a orientação e estrutura do grão (DOGU et al, 2022).

O crescimento epitaxial, que usufrui da orientação cristalina dos grãos da camada anterior, é observado desde a primeira camada depositada nas multicamadas com ambos os sentidos de deposição. Este fenômeno é reforçado

na literatura por Yehorov, da Silva e Scotti (2019) que também abordaram o crescimento da microestrutura com diferentes sentidos de deposição para o IN718. Parimi et al (2014) descrevem que na deposição unidirecional os grãos colunares são menores e a direção de crescimento apresenta um ângulo inferior a 90°, entre 50° e 60°, enquanto a deposição bidirecional pode apresentar ângulos entre 90° e 100° em relação ao substrato e sua inclinação acompanha a parte de trás da poça de fusão. Os autores citam que essa orientação pode estar relacionada à influência dos fluxos de calor vertical e horizontal respectivamente, bem como a orientação dendrítica das camadas previamente depositadas.

Figura 11 - Efeito dos sentidos de deposição no desenvolvimento da microestrutura em multicamadas depositadas por DED-PTA



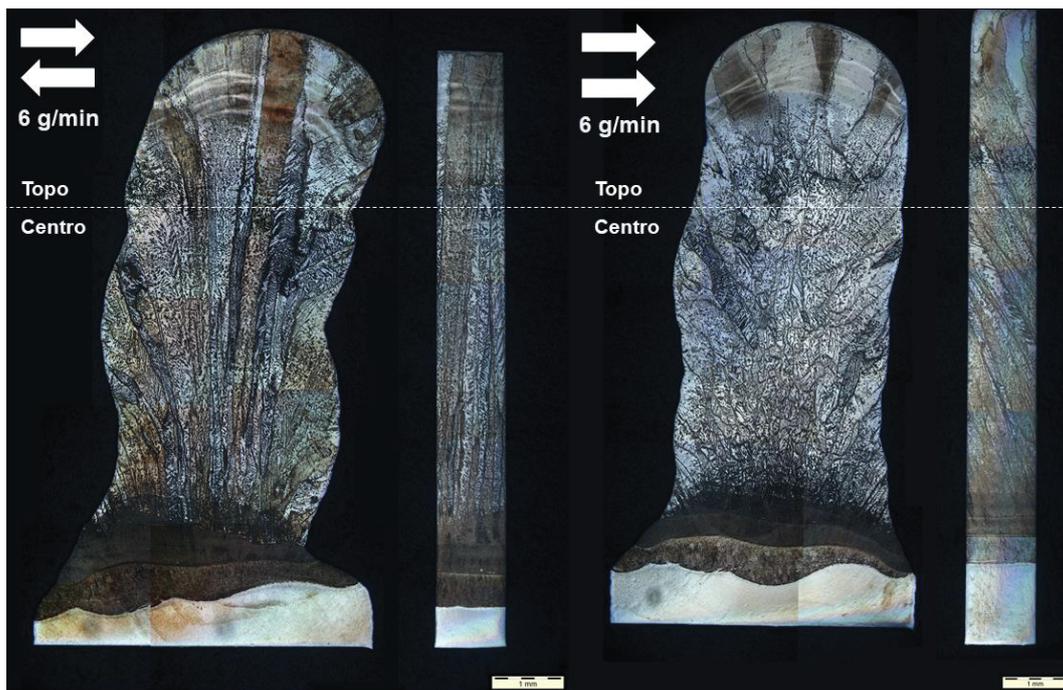
Fonte: O autor, 2022

O histórico térmico que afetou a dureza medida também é responsável pela microestrutura das multicamadas. A Figura 12 apresenta a microestrutura das multicamadas processadas com os sentidos de deposição bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min. Observa-se que quando se adota o sentido de deposição bidirecional resulta em grãos que na seção transversal

exibem uma orientação de crescimento radial em relação ao substrato. Em contraste, no sentido de deposição unidirecional, predomina uma estrutura de grãos colunares com direção de crescimento perpendicular a direção de deposição. Esse comportamento pode ser melhor entendido analisando a seção longitudinal das multicamadas processadas, em que grãos colunares unidirecionais são observados após a deposição bidirecional enquanto as multicamadas processadas com o sentido unidirecional apresentam grãos com uma inclinação para a esquerda.

Independente do sentido de deposição, observa-se que ocorre crescimento epitaxial durante a solidificação em cada camada depositada nas paredes construídas, comportamento esperado quando se depositam por processos de soldagem camadas do mesmo material, ou seja, que possuem mesma composição química e estrutura cristalina como citado por Alberti, Bueno e D'Oliveira (2015) em seu trabalho de recuperação de componentes por manufatura aditiva. Na região de topo há aumento no tamanho dos grãos quando comparado com a região da base devido ao aumento das temperaturas de início e fim na deposição de cada uma das multicamadas e a redução da difusão (KHODABAKHSHI et al 2020).

Figura 12 - Microestrutura das multicamadas bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6 \text{ g/min}$ na seção transversal e longitudinal

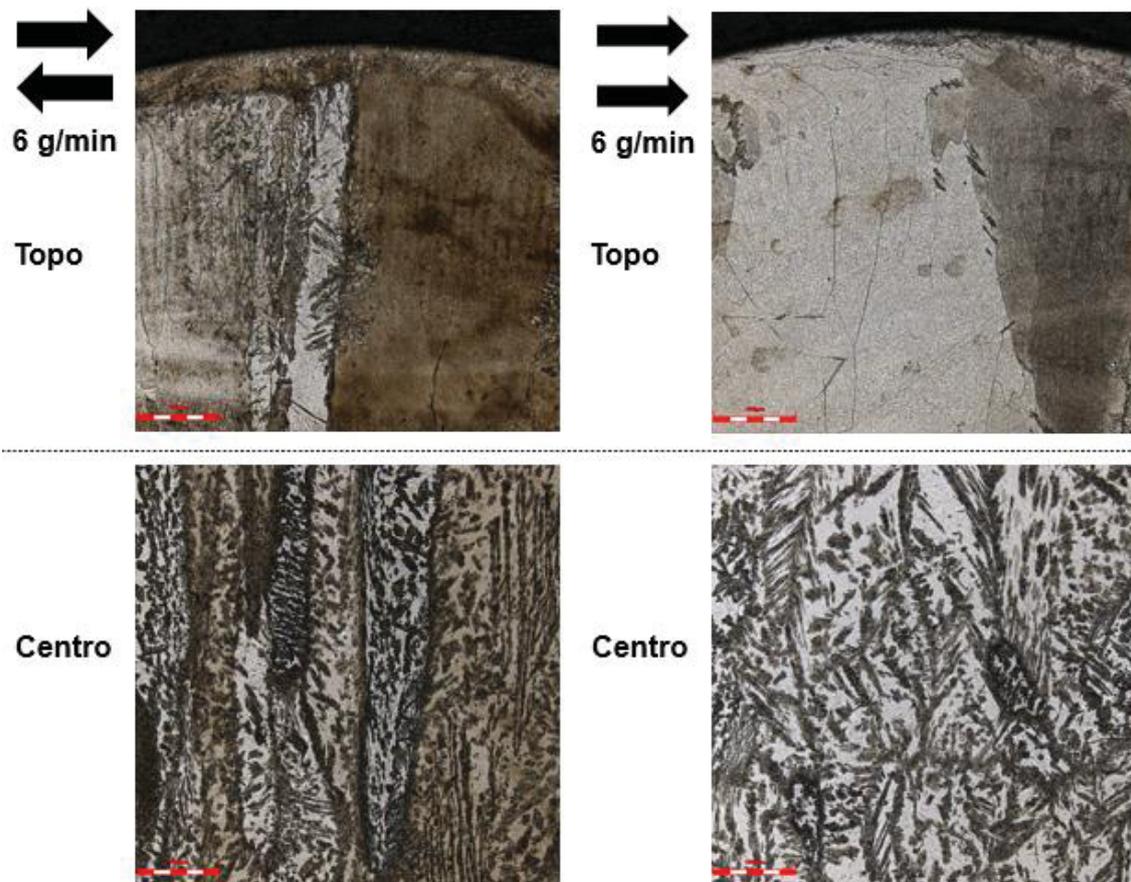


Fonte: O autor, 2022

Acompanhando as previsões apresentadas na Figura 11 quanto a direção de crescimento da estrutura de solidificação em função do sentido de deposição, observa-se na Figura 12 que na seção transversal a deposição no sentido bidirecional apresenta grãos colunares desde a base até o topo, e na seção longitudinal se observa ligeiro zigue-zague no crescimento dos grãos quando se passa de uma camada para a outra. Nas multicamadas processadas com sentido de deposição unidirecional, na seção longitudinal se observam grãos alongados que cruzam as camadas que dão origem a estrutura granular observada na seção transversal das multicamadas. Independente do sentido de deposição, na região de topo os grãos são maiores. Este comportamento está associado a última camada depositada que não sofre refusão quando comparado com a região da base (KHODABAKHSHI et al 2020).

A Figura 13 detalha as micrografias para as multicamadas na condição como depositado processadas com $Q_m = 6$ g/min no sentido bidirecional e unidirecional. Ambas as condições de processamento resultam em grãos grandes que abrangem as últimas 2-3 camadas depositada expostas a resfriamento mais severo. Para o aço 410L, que apresenta uma razão elevada Cr/Ni, espera-se que a primeira fase a se solidificar seja a ferrita delta e que as altas taxas de resfriamento associadas ao processo de deposição por PTA e a deposição de multicamadas induzam uma maior formação de ferrita, uma vez que a transformação no estado sólido da ferrita em austenita tem menos tempo para ocorrer (KOU, 2003).

Figura 13 – Detalhe da seção transversal da microestrutura no processamento bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6 \text{ g/min}$ nas regiões de centro e topo, ampliação em 500x



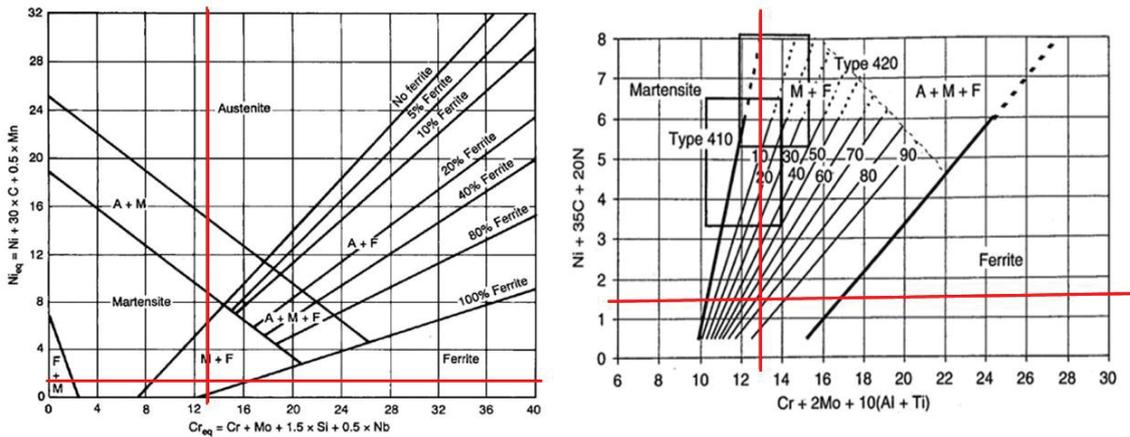
Fonte: O autor, 2022

É possível observar ainda no topo das multicamadas uma estrutura acicular junto aos contornos de grão que pode ser identificada como austenita de Widmanstätten associada à transformação no estado sólido de ferrita → austenita exposta a altas velocidades de resfriamento. Kou (2003), destaca ainda a possibilidade de formação de ferrita “*lacy* ou *lathy*” ou vermicular durante a solidificação rápida de aços de matriz ferrítica, compatível com as observações feitas na microestrutura da seção transversal para os dois sentidos de deposição testados neste trabalho.

Para um melhor entendimento das transformações acima descritas, faz-se necessário observar que das fases martensítica e ferrítica previstas pelos diagramas de Schaffler e de DeLong para aço AISI410, Figura 14, apenas a ferrita foi identificada no difratograma feito na seção transversal. Entretanto, tem de se destacar que os picos da ferrita e martensita se confundem. Esse resultado pode ser associado às altas velocidades de resfriamento a que as multicamadas

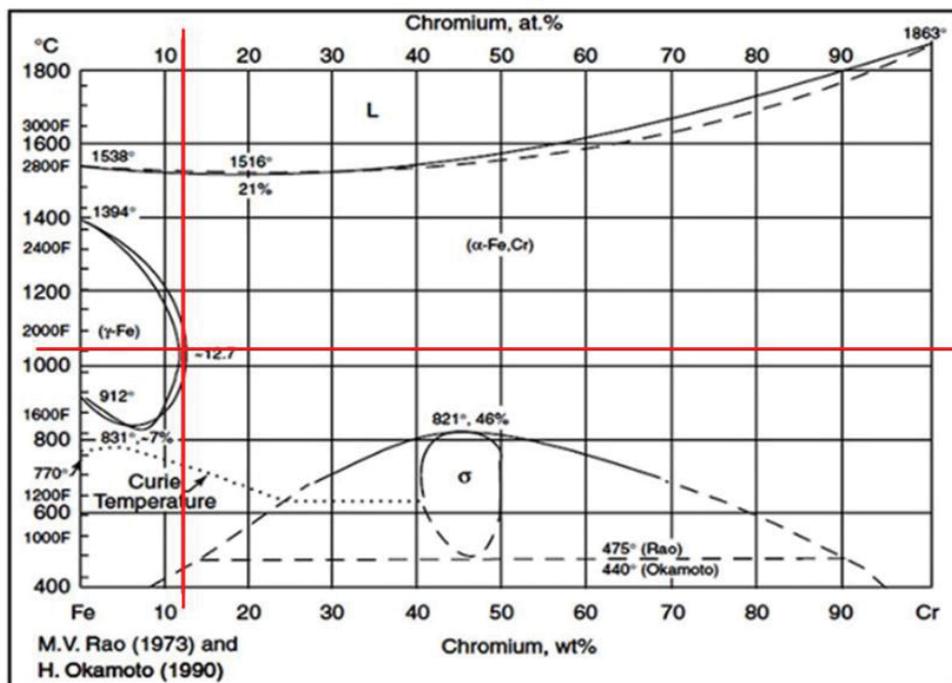
estão expostas e do baixo teor de carbono do aço utilizado, AISI 410L. A precipitação da austenita (de Widmanstätten) pode ser prevista pelo diagrama de fases, Figura 15, ao se cruzar o campo bifásico, ferrita + austenita.

Figura 14 - Diagramas de Schaffler e de DeLong para aço AISI410



Fonte: Adaptado de Kou, 2003.

Figura 15 - Diagrama de fases do Fe-Cr



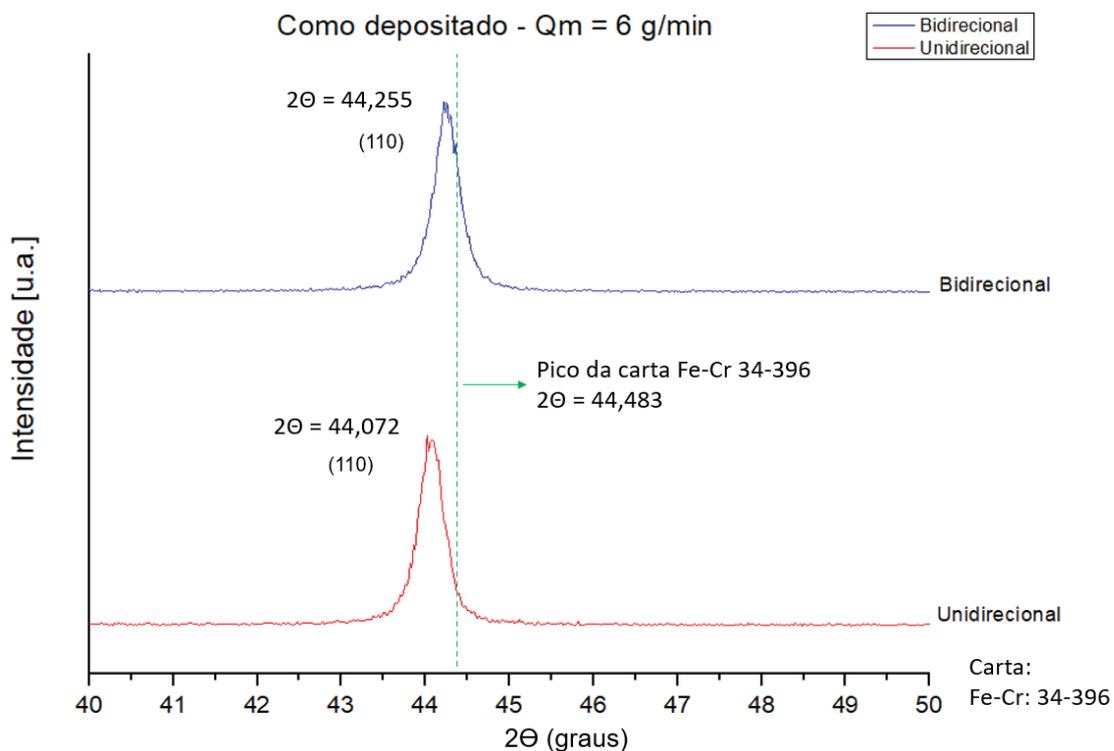
Fonte: Adaptado de AWS Welding Handbook, 1991

Em condições de equilíbrio, Figura 15, e para o teor de Cr presente na liga, observa-se que a formação da austenita ocorre após a formação da ferrita

primária (delta). É ainda de relevância destacar que, para ligas com baixo teor de carbono, o *loop* da austenita é reduzido ampliando a região bifásica, o que tende a favorecer a austenita que terá características de Widmanstätten quando se resfria rapidamente. Para esta faixa de composição e considerando qualquer um dos casos, apresentam-se características compatíveis com a formação da austenita de Widmanstätten nos contornos de grão, com as interfaces curvas incoerentes que apresentam alta mobilidade e permitem o crescimento rápido e contínuo avançando sobre a ferrita. Já região central, expostas ao maior número de ciclos térmicos, identifica-se uma estrutura de grãos ferríticos e evidências de martensita, como mostram as estruturas aciculares que cortam os grãos transversalmente

A Figura 16 apresenta o detalhamento da análise dos difratogramas de raios X na seção transversal das multicamadas depositadas nos sentidos bidirecional e unidirecional na condição como depositado com $Q_m = 6$ g/min. Os parâmetros utilizados foram ângulo 2θ de 40° a 120° e velocidade de escaneamento de 2,0 graus por minuto com tubo de cobre.

Figura 16 – Detalhamento do pico (110) do difratograma para a última camada depositada com os sentidos bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min na condição como depositada



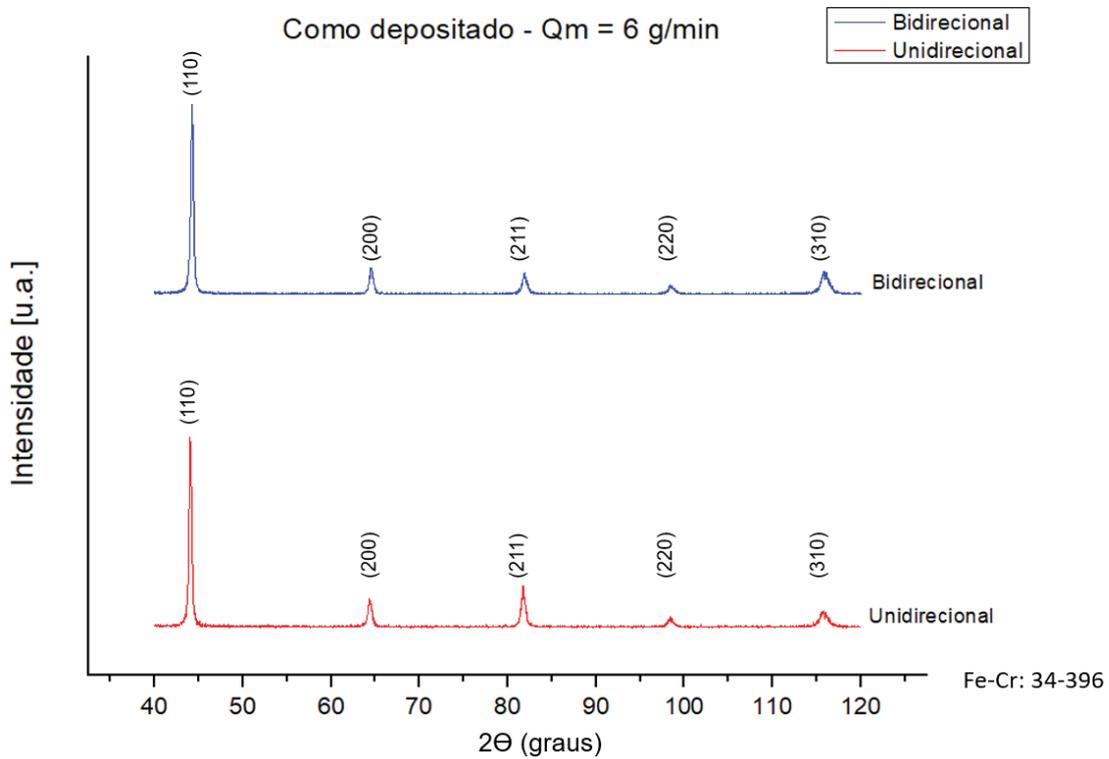
Fonte: O autor, 2022

Uma análise mais detalhada permite identificar deslocamentos diferenciados dos picos da fase ferrítica, indicando diferenças causadas pelo sentido de deposição. Maior detalhamento do impacto do sentido de deposição foi obtido comparando-se as multicamadas processadas com a carta de referência 34-396 para a fase ferrítica. É possível identificar que ambas apresentaram aumento de sua tensão residual, deslocamento à direita do pico da carta de referência, e que o sentido de deposição unidirecional induz tensão residual maior que o processamento no sentido de deposição bidirecional (TURIBUS, 2014).

Esta diferença pode estar relacionada com os ciclos térmicos associados a cada sentido de deposição. No caso da deposição unidirecional, o processamento tem início quando a camada está a uma temperatura inferior quando comparada com aquela que se tem na deposição bidirecional, que facilita acomodar tensões associadas à solidificação e à contração e expansão do material já solidificado das camadas anteriores conforme Figura 5.

Para ambas as condições, o material apresenta picos da fase ferrítica Fe-Cr na seção transversal das multicamadas, Figura 17. Como mencionado antes, estes cinco picos podem ser associados à fase ferrítica ou martensítica. Durante o processamento, o aquecimento localizado e o rápido resfriamento da poça de fusão respondem pela formação de um material com matriz ferrítica contendo dispersão de ferrita na forma vermicular ou *lacy* e ainda estruturas aciculares que no topo das multicamadas podem ser associadas à austenita de Widmanstätten e no centro a estrutura martensítica. A pequena quantidade da fase austenita não permitiu a sua identificação no difratograma.

Figura 17 – Difratoograma da multicamada bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min na condição como depositada.



Fonte: O autor, 2022

A Tabela 4 compara os valores dos deslocamentos, distância interplanar e parâmetro de rede para o pico principal em função do sentido de deposição utilizado. Os deslocamentos negativos indicam que o pico se deslocou à esquerda da referência utilizada.

Tabela 4 – Comparação entre a carta de referência 34-396 e as amostras como depositado com Qm = 6 g/min

Qm = 6 g/min								
Pico	h	k	l	Trajectoria	2θ	Deslocamento (Δ2θ)	Distância interplanar (d)	Parâmetro de rede (a)
1°	1	1	0	Carta: 34-396	44.830	-	2.035	2.8779
				Bidirecional	44.260	-0.265	2.045	2.8921
				Unidirecional	44.070	-0.448	2.053	2.9034

Fonte: O autor, 2022

Em resumo, comparando-se as deposições realizadas com Qm = 6 g/min, identifica-se que o perfil de dureza é similar para os dois sentidos de deposição. As diferenças observadas são uma consequência das características dos ciclos

térmicos. Para a deposição no sentido unidirecional, as temperaturas de início e fim de cada camada depositada são menores, portanto, as condições de difusão de calor e o gradiente de temperatura são melhores em relação ao sentido de deposição bidirecional.

Com o sentido de deposição bidirecional, as multicamadas apresentam grãos que exibem orientação radial na seção transversal e efeito zigue-zague entre as multicamadas depositadas, enquanto no sentido de deposição unidirecional há predominância de grãos colunares com direção de crescimento perpendicular à direção de deposição. Observa-se que independente do sentido de deposição, há crescimento epitaxial durante a solidificação das multicamadas.

A variação de dureza nas últimas camadas depositadas é uma consequência do ciclo térmico de deposição e como as multicamadas anteriormente depositadas reagiram aos diferentes ciclos de aquecimento e resfriamento. Nota-se que os valores de dureza apresentam maior uniformidade na região de centro, onde houve maior exposição das multicamadas aos ciclos térmicos.

Independente do sentido de deposição, na região de topo os grãos são maiores. Esse comportamento está associado à condição em que a última camada depositada não sofre refusão quando comparado com a região da base.

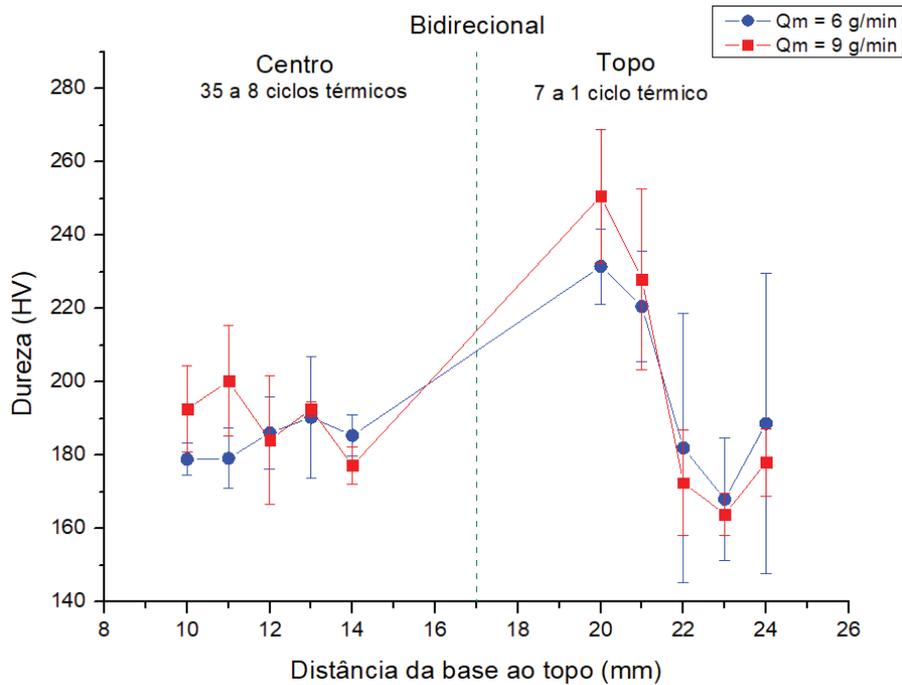
5.1.2. Impacto do aumento da vazão mássica nas multicamadas processadas

A consequência imediata do aumento da vazão mássica é a deposição de camadas mais espessas e com um menor número de ciclos térmicos, para uma mesma altura de parede processada. Apesar do menor número de ciclos térmicos, o perfil de dureza se mantém semelhante na região de centro das multicamadas quando comparada com a deposição com menor vazão mássica. Na região de topo, o comportamento já observado para a menor vazão mássica (6 g/min) se mantém com uma dureza maior nas últimas camadas depositadas que passam por um pico de dureza entre 6 e 7 ciclos térmicos.

O aumento da vazão mássica diminuiu a dureza nas últimas camadas depositadas. Todas as multicamadas apresentam perfil de dureza uniforme na região de centro, com valores ligeiramente superiores aos obtidos na última

multicamada depositada. A Figura 18 ilustra o perfil de dureza para as multicamadas depositadas com as duas vazões mássicas com o sentido de deposição bidirecional. O mesmo tipo de perfil de dureza para o sentido de deposição unidirecional encontra-se disponível nos anexos.

Figura 18 - Comparação do perfil de dureza entre as diferentes vazões mássicas para as multicamadas com o sentido de deposição bidirecional na condição como depositado



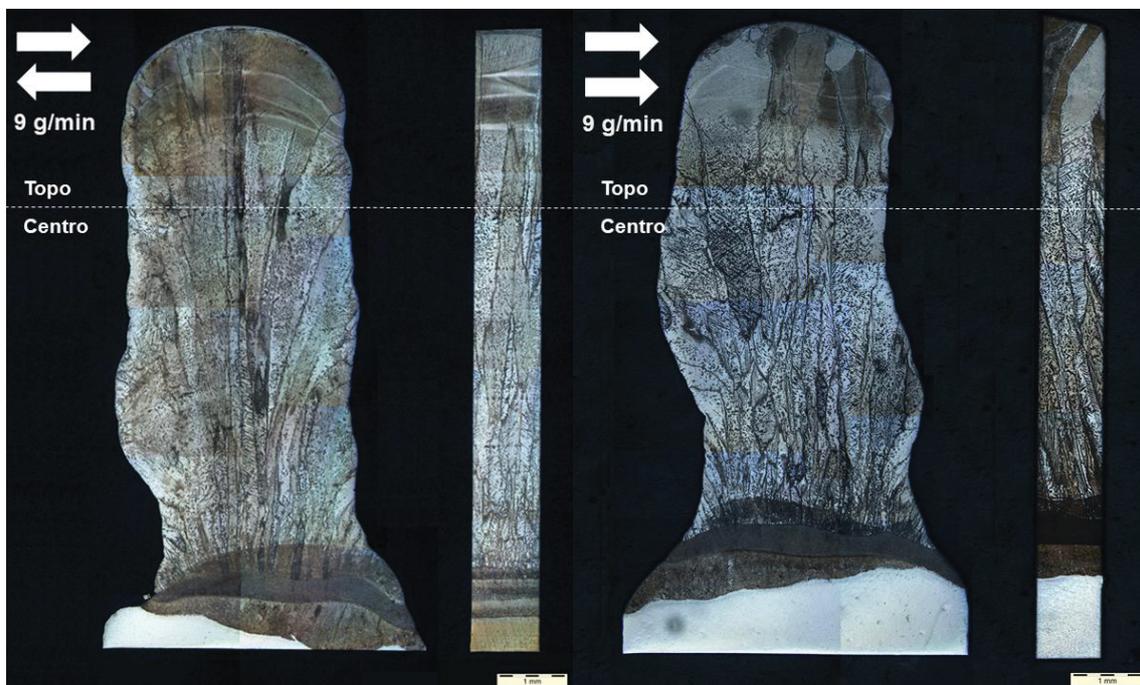
Fonte: O autor, 2022

As condições para transferência de calor são determinadas pelos parâmetros de processamento, responsáveis por definir a solidificação da microestrutura (NIKAM; JAIN, 2017). Como o sentido de deposição e os demais parâmetros de deposição foram os mesmos, variando-se apenas a vazão mássica, houve aumento da espessura média das multicamadas de 0,64 mm para 0,98 mm com conseqüente redução de 10 ciclos térmicos para a construção das multicamadas com $Q_m = 9 \text{ g/min}$. A temperatura na qual o material está exposto durante a deposição da multicamada tende a diminuir com o aumento da vazão mássica uma vez que mais calor do arco é absorvido para fundir o material que está sendo depositado, e conseqüentemente, o tempo para resfriamento até a temperatura de $150 \text{ }^\circ\text{C}$ poderá ser menor. Encontra-se

disponível nos anexos uma tabela com os tempos de resfriamento de cada multicamada nos dois sentidos de deposição utilizados.

Os diferentes sentidos de deposição utilizados para a construção das multicamadas podem impactar na formação da microestrutura conforme representado pela Figura 11, e tornaram-se mais nítidas quando depositadas com $Q_m = 9$ g/min vide Figura 19. Observa-se que a microestrutura destas multicamadas apresenta uma característica semelhante às multicamadas com $Q_m = 6$ g/min, Figura 12, em particular crescimento epitaxial, grãos com orientação radial no sentido de deposição bidirecional e grãos colunares no sentido de deposição unidirecional quando analisados na seção transversal. Nota-se também que, na região de topo, os grãos são maiores quando comparados com a região de centro e possuem estrutura acicular junto aos contornos de grão, identificada como austenita de Widmanstätten. Com a maior taxa de alimentação o material foi exposto a uma temperatura menor e, portanto, observa-se que os grãos de ferrita primária são mais grosseiros com o aumento da vazão mássica.

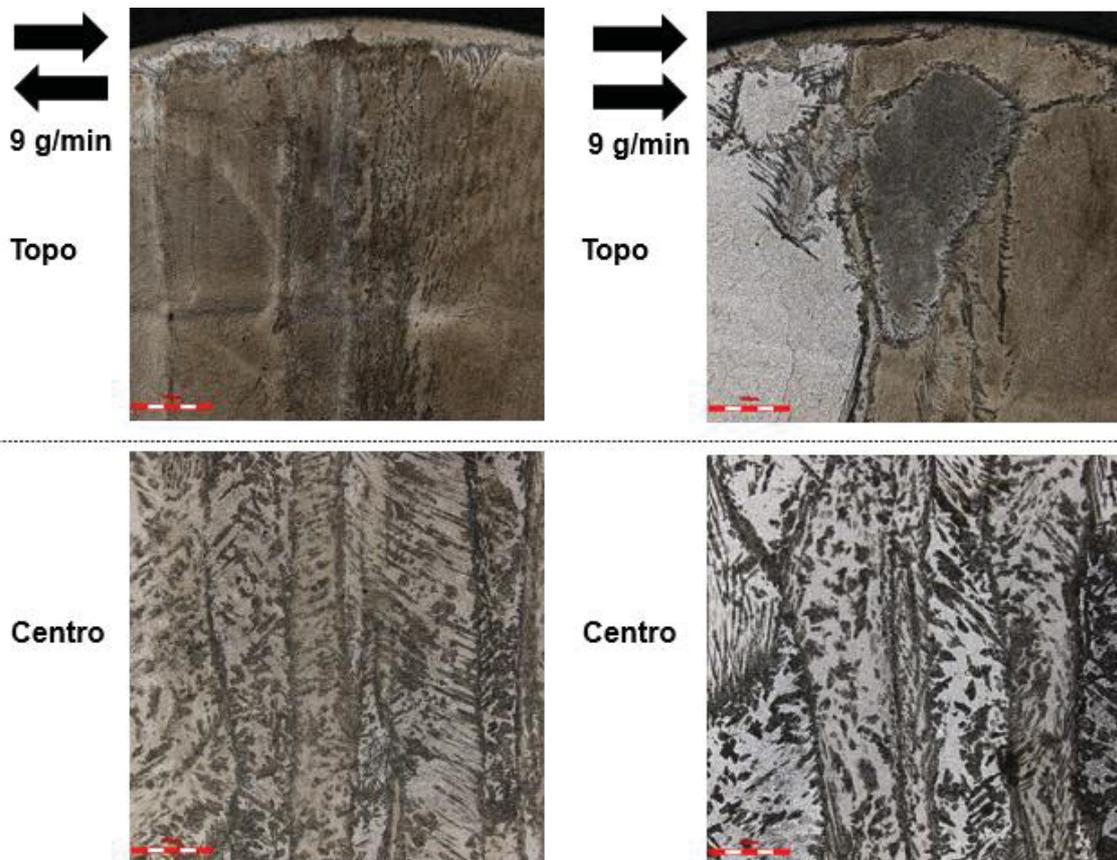
Figura 19 – Microestrutura da amostra bidirecional e unidirecional com $Q_m = 9$ g/min na seção transversal e longitudinal



Fonte: O autor, 2022

A Figura 20 detalha as micrografias para as multicamadas na condição como depositado processadas com $Q_m = 9 \text{ g/min}$ no sentido bidirecional e unidirecional que possuem características semelhantes da Figura 13. Observa-se também a presença de austenita de Widmanstätten nos contornos de grão e martensita na região de central das multicamadas entre 8 e 35 ciclos térmicos (MODENESI, 2012). Kou (2003) cita que ligas com uma alta relação de Cr-Ni solidificam como ferrita primária com austenita de segunda fase (FA), que pode se transformar em martensita dependendo do ciclo térmico uma matriz de ferrita. Evidências de ferrita vermicular e de ferrita *lacy* também podem ser identificadas nos grãos.

Figura 20 – Detalhe da seção transversal da microestrutura no processamento bidirecional e unidirecional com $Q_m = 9 \text{ g/min}$ nas regiões de centro e topo, ampliação em 500x



Fonte: O autor, 2022

A Figura 21 compara a difração de raios X na seção longitudinal em sentido bidirecional e unidirecional para as duas vazões mássicas utilizadas na deposição das multicamadas. Como esperado, o sentido de deposição e vazão mássica não alteram a fase ferrítica formada, como mencionado estes picos

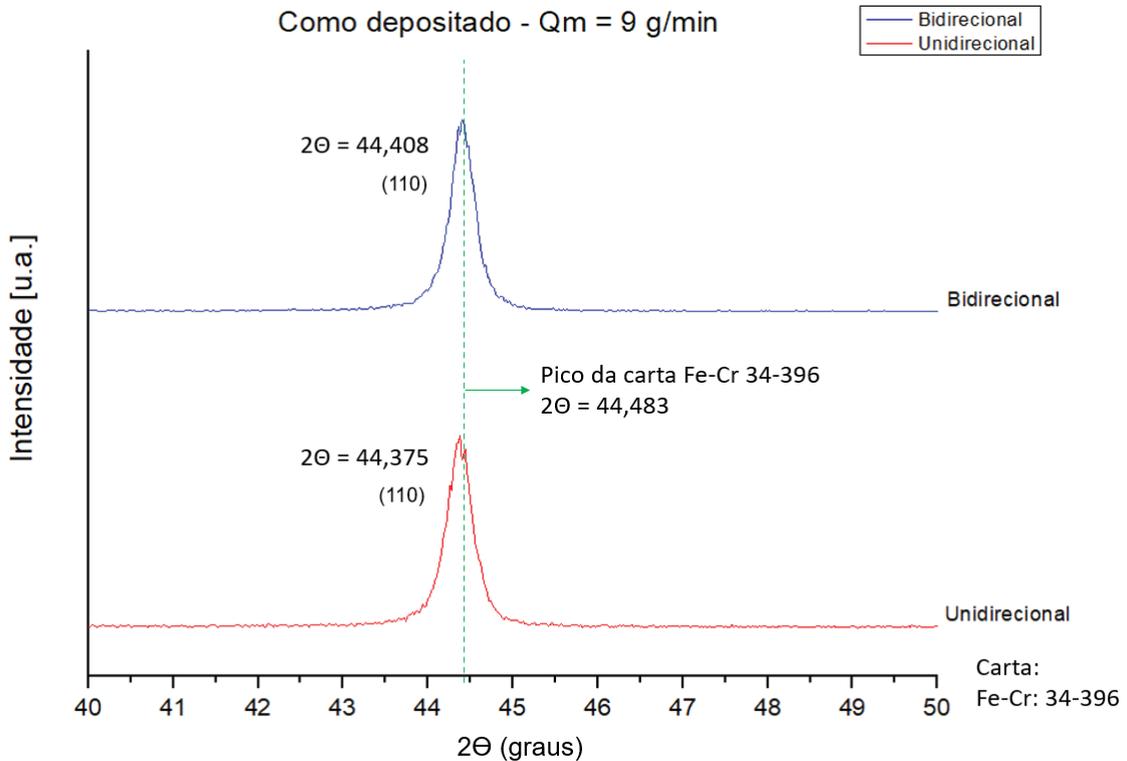
podem ser da ferrita ou martensita. A Tabela 5 compara os valores dos deslocamentos, distância interplanar, e parâmetro de rede para o primeiro pico entre a carta de referência 34-396 e as multicamadas depositadas com $Q_m = 9$ g/min. Independentemente das condições de processamento, as multicamadas apresentam deslocamento à esquerda em relação à carta de referência. Nota-se também que os valores de deslocamento, distância interplanar e parâmetro de rede são maiores com o aumento da vazão mássica quando comparados com a Tabela 4.

Tabela 5 - Comparação entre a carta de referência 34-396 e as amostras como depositado com $Q_m = 9$ g/min

Qm = 9 g/min								
Pico	h	k	l	Trajectoria	2θ	Deslocamento (Δ2θ)	Distância interplanar (d)	Parâmetro de rede (a)
1°	1	1	0	Carta: 34-396	44.830	-	2.035	2.8779
				Bidirecional	44.408	-0.112	2.038	2.8826
				Unidirecional	44.375	-0.145	2.040	2.8846

Fonte: O autor, 2022

Figura 21 - Comparação dos picos e deslocamentos das multicamadas depositadas com sentido unidirecional em relação à carta de referência 34-396



Fonte: O autor, 2022

Com o aumento da vazão mássica, houve redução de 10 de ciclos térmicos para a construção das multicamadas porque tiveram espessura média alterada de 0,64 mm para 0,98 mm. O perfil de dureza manteve-se semelhante na região do centro, contudo houve diminuição dos valores nas últimas camadas depositadas associadas às transformações de fases que ainda não ocorreram em consequência da taxa de resfriamento. Foi possível observar o efeito zigue-zague no crescimento dos grãos da multicamada processada com o sentido de deposição bidirecional e grãos colunares menores após o sentido de deposição unidirecional. A temperatura que o material foi exposto durante a deposição tende a diminuir com o aumento da vazão mássica e foi possível identificar grãos de ferrita primária mais grosseiros. A região de topo contém grãos maiores, estrutura acicular e grãos de ferrita enquanto na região de centro foi identificada estrutura acicular associada à martensita e grãos de ferrita. O aumento da vazão mássica não alterou a fase ferrítica formada.

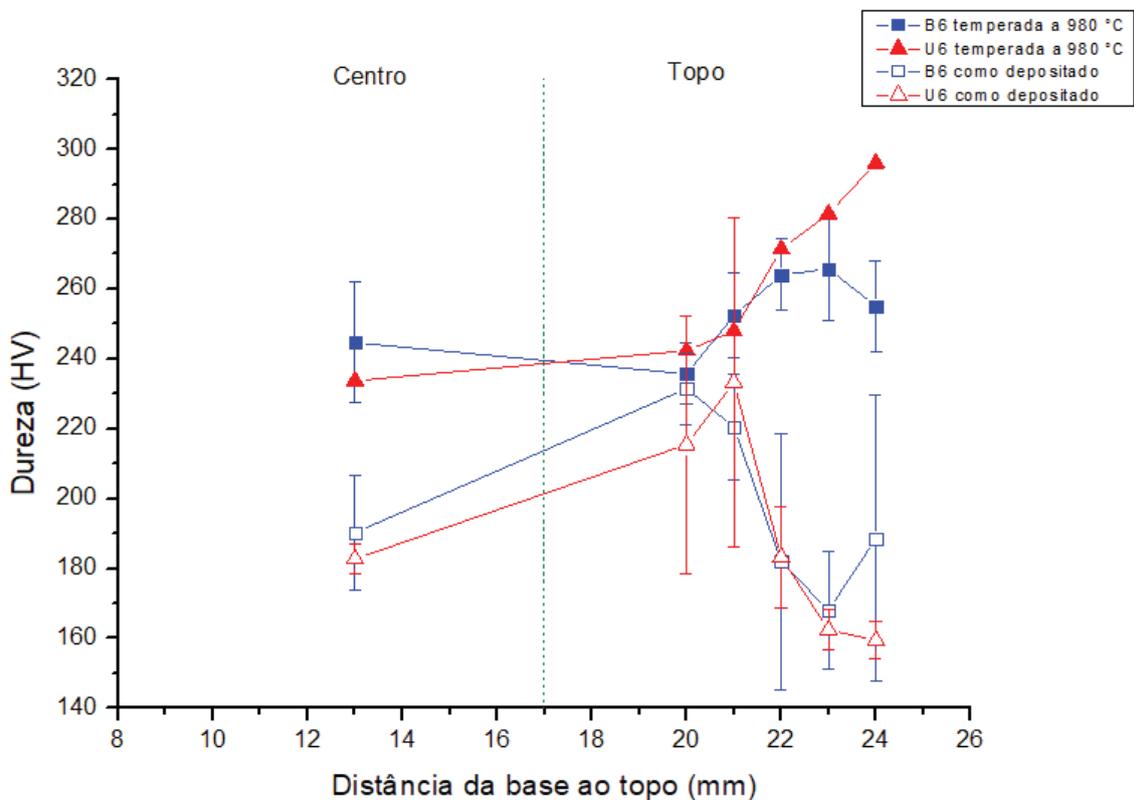
5.2. ANÁLISE DAS MULTICAMADAS APÓS TÊMPERA

O processo de têmpera nos aços consiste no aquecimento do material dentro do campo austenítico, seguido de resfriamento até uma temperatura abaixo da temperatura M_s e que ocorra em uma velocidade acima da velocidade crítica, para obtenção de martensita, e que deve resultar em aumento a dureza e resistência mecânica, (FADEL 2003). O aquecimento das multicamadas acima do campo austenítico, deverá induzir uma homogeneização de sua microestrutura fornecendo, então, novas características. Idealmente procura-se que as multicamadas apresentem uma mesma estrutura desde o centro até o topo, porque todo o material foi igualmente aquecido e sofreu resfriamento uniforme e constante. Entretanto deve-se levar em consideração que cada região das multicamadas exibe uma estrutura diferente como descrito anteriormente, e que a austenitização depende da estrutura do material.

A Figura 22 apresenta o valor médio de dureza na região de centro e o perfil de dureza para a região de topo para as multicamadas depositadas com o sentido de deposição bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6$ g/min após a têmpera. Houve um aumento dos valores de dureza em ambas as condições de processamento independente do sentido de deposição. Os valores de dureza

são semelhantes na região de centro, com médias de 240 HV. Na região de topo, que na condição como depositada apresentava picos de dureza entre a 6ª e 7ª multicamada após tempera passou a apresentar valores similares a região de centro das multicamadas, com médias entre 230 HV e 285 HV. Contudo, na região de topo, as últimas multicamadas apresentam um aumento de dureza. Estas variações confirmam que a microestrutura inicial de cada camada tem um papel determinante na resposta ao tratamento de tempera. Análise detalhada da dureza na última camada depositada mostra que o sentido de deposição bidirecional que apresentava maior dureza na condição como depositada, após tempera apresenta dureza inferior àquela medida em multicamadas processadas com sentido de deposição unidirecional. Essa diferença está relacionada com as características dos ciclos térmicos oriundas de cada um dos sentidos de deposição e como cada uma das multicamadas reagiu aos múltiplos ciclos de aquecimento e resfriamento quando foram depositadas.

Figura 22 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais e unidirecionais com Qm = 6 g/min como depositado e temperadas

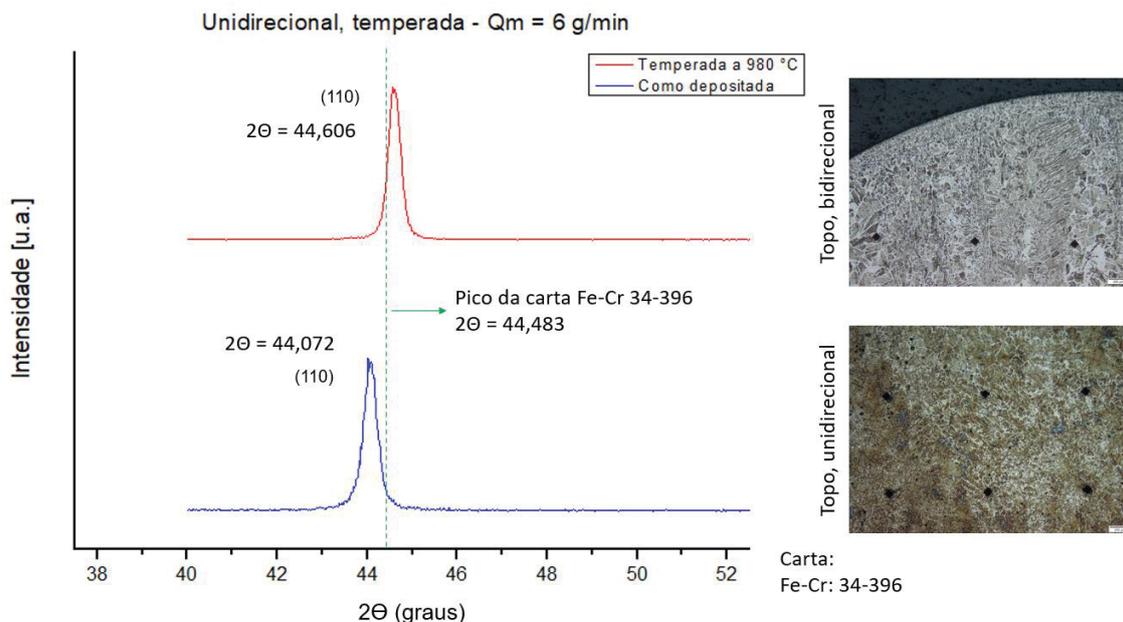


Fonte: O autor, 2022

A Figura 23 apresenta o difratograma de raios X e a microestrutura na região de topo para a amostra bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6$ g/min após a têmpera, e a fase ferrítica foi a única fase identificada no difratograma. Novamente se destaca que esta fase se confunde com a martensita esperada após a têmpera, por isso o aumento de dureza medido sugere que se trata de fato de martensita. A comparação dos valores de deslocamento, distância interplanar e parâmetro de rede entre a carta de referência 34-396 e as condições como depositado e temperado estão na Tabela 6.

A microestrutura entre a região de centro e a região de topo de cada uma das deposições após a têmpera é distinta, Figura 24 e Figura 25, confirmando que a estrutura inicial das diferentes camadas e a consequência dos ciclos térmicos de deposição impactam na resposta ao processo de têmpera devido às diferentes temperaturas de difusão geradas entre os sentidos de deposição bidirecional e unidirecional na condição como depositado. Os pontos pretos em evidência nas micrografias são as indentações realizadas para a medição de dureza. As microestruturas apresentam evidências de uma fase ferrítica (clara) circundando grão com estrutura martensítica.

Figura 23 – DRX das multicamadas processadas no sentido unidirecional com $Q_m = 6$ g/min pós-têmpera



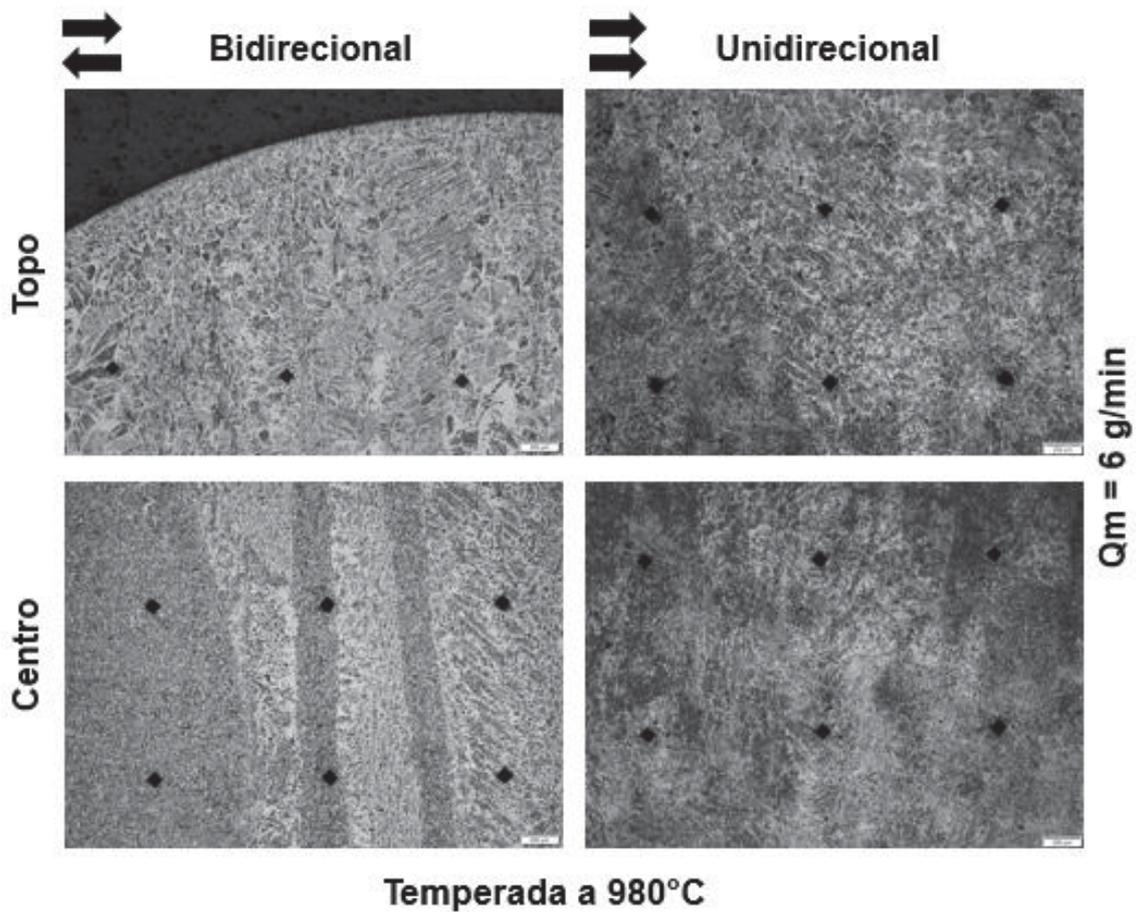
Fonte: O autor, 2022

Tabela 6 - Comparação entre a carta de referência 34-396, a amostra unidirecional e amostra unidirecional temperada a 980 °C com Qm = 6 g/min

Qm = 6 g/min								
Pico	h	k	l	Trajectoria	2 θ	Deslocamento ($\Delta 2\theta$)	Distância interplanar (d)	Parâmetro de rede (a)
1°	1	1	0	Carta: 34-396	44.483	-	2.035	2.8779
				Unidirecional	44.072	-0.411	2.053	2.9034
				Temperada a 980 °C	44.606	0.123	2.0297	2.8704

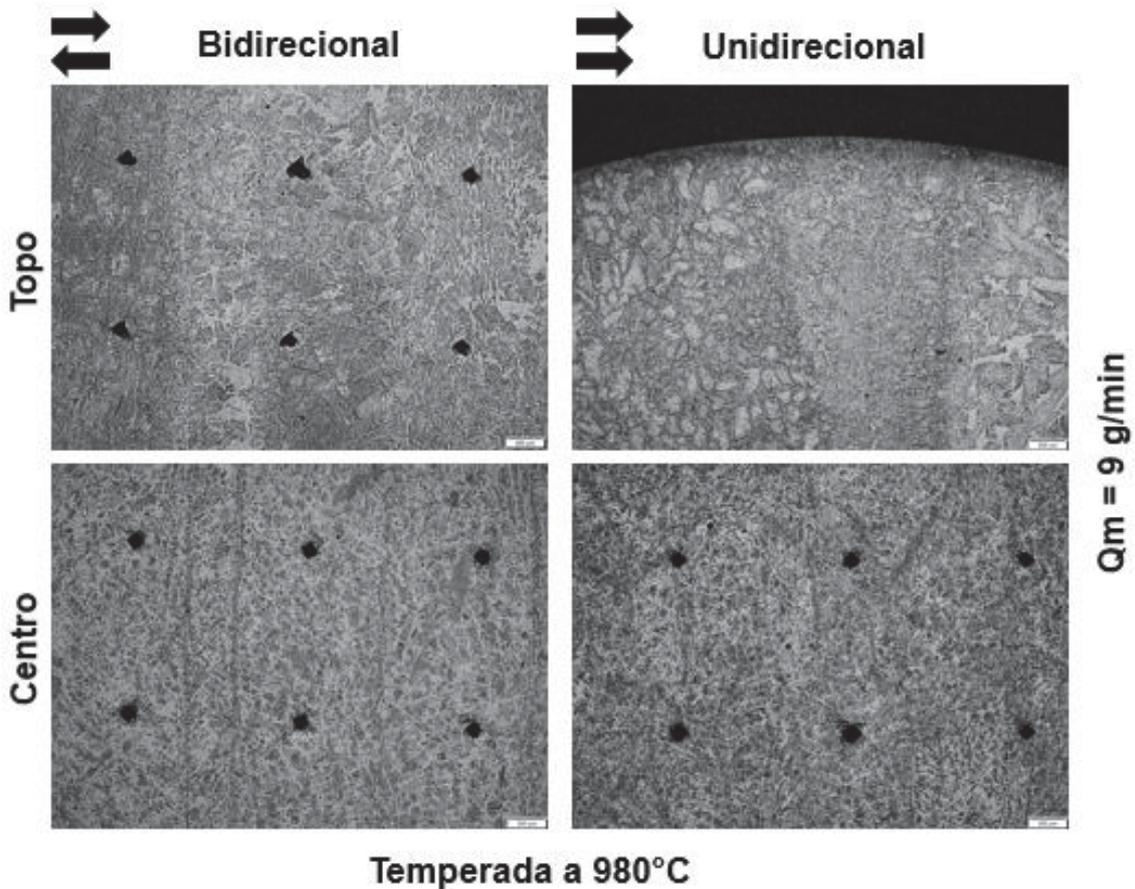
Fonte: O autor, 2022

Figura 24 – Microestrutura da multicamada bidirecional e unidirecional temperada a 980 °C com Qm = 6 g/min



Fonte: O autor, 2022

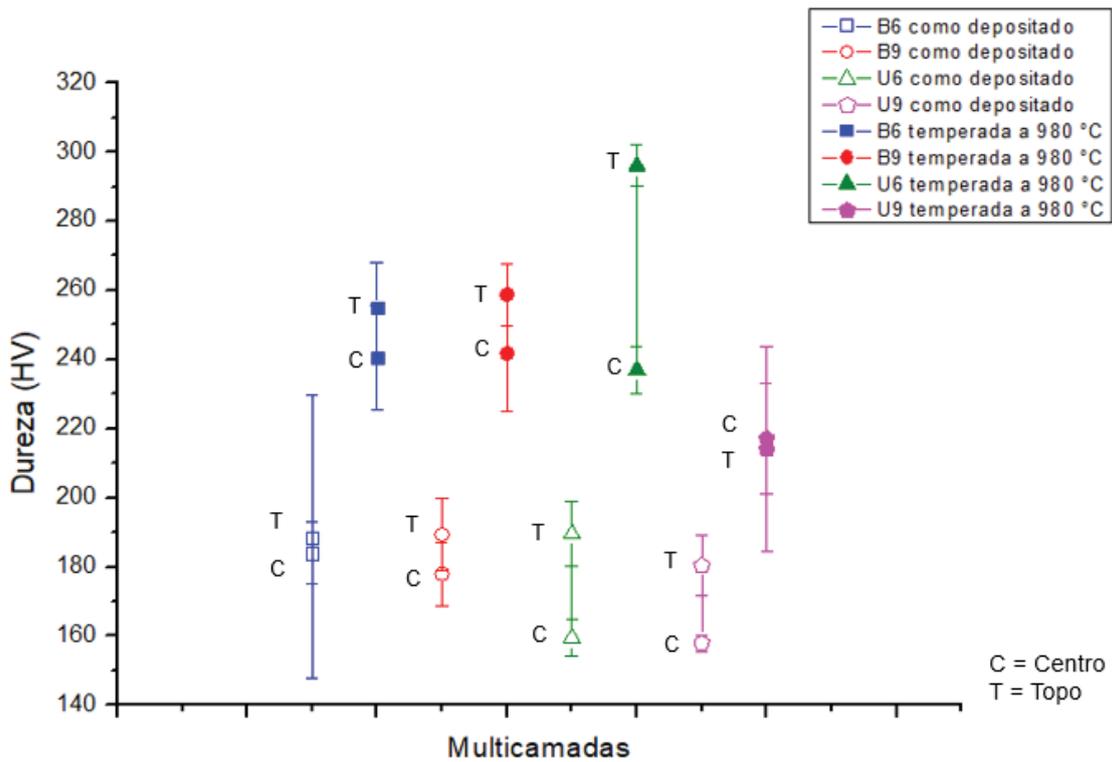
Figura 25 - Microestrutura da multicamada bidirecional e unidirecional temperada a 980 °C com $Q_m = 9$ g/min



Fonte: O autor, 2022

A Figura 26 ilustra a média dos valores de dureza na região de centro na última camada após a têmpera para as quatro condições de processamento realizadas e compara com a condição como depositado. Há um aumento da dureza após a têmpera para todas as condições de processamento. A menor dureza foi medida no topo da amostra unidirecional com $Q_m = 9$ g/min. A maior dureza das multicamadas também foi obtida com o sentido de deposição unidirecional, mas com $Q_m = 6$ g/min. Os resultados mostram que na condição como depositada se obtém microestruturas com pequenas diferenças que são ampliadas e induzem diferentes respostas após tempera.

Figura 26 – Dureza média na região de centro e a dureza obtida na última multicamada após a têmpera



Fonte: O autor, 2022

De forma resumida, o processo de têmpera modificou a microestrutura, que passou de predominantemente ferrítica para ferrítica e martensítica, aumentando a região com dureza uniforme ao longo da direção de crescimento das multicamadas. Entretanto, as diferenças de dureza se ampliam entre centro e topo. Após a têmpera, valores de dureza aumentaram para todas as multicamadas, e se destaca que apenas nas últimas camadas depositadas, que exibiam uma menor dureza na condição como depositada, se tem agora os valores de dureza mais elevadas.

As multicamadas bidirecionais apresentam valores de dureza semelhantes entre si quando se compara a região de centro ou a região de topo das mesmas, possivelmente porque a condição para difusão durante a deposição foi melhor quando comparada com a o sentido de deposição unidirecional. Porém, as multicamadas unidirecionais apresentaram uma característica distinta para o perfil de dureza. A deposição com $Q_m = 6 \text{ g/min}$ contém maior número de ciclos térmicos e menor espessura quando comparada com a deposição com $Q_m = 9 \text{ g/min}$, que, com uma maior vazão mássica e

menor número de ciclos térmicos, apresentou menores temperaturas e tempo de resfriamento, que condicionou o material a um comportamento distinto para a dureza.

5.3. IMPACTO DA TEMPERATURA DE REVENIDO

Boniardi e Casaroli (2014), citam que o cromo é um elemento altamente ferritizante, e o carbono, um elemento austenitizante, devem ser balanceados para que o aço 410 esteja no campo bifásico da ferrita e austenita quando aquecido e após o resfriamento, uma estrutura martensítica e ferrítica em temperatura ambiente. O tratamento térmico de têmpera é seguido de etapa de revenido para aliviar as tensões internas geradas durante o resfriamento rápido e, para também aumentar a ductilidade e a tenacidade do material (POSSOLI; BORGES, 2015).

A Tabela 7 indica que a temperatura de revenido pode variar entre duas faixas de valores, de 565 °C a 605 °C ou de 205 °C a 370 °C, e, quanto menor a temperatura selecionada, maior a dureza.

Tabela 7 - Procedimentos para endurecimento e revenido do aço inoxidável 410 – ASM Handbook

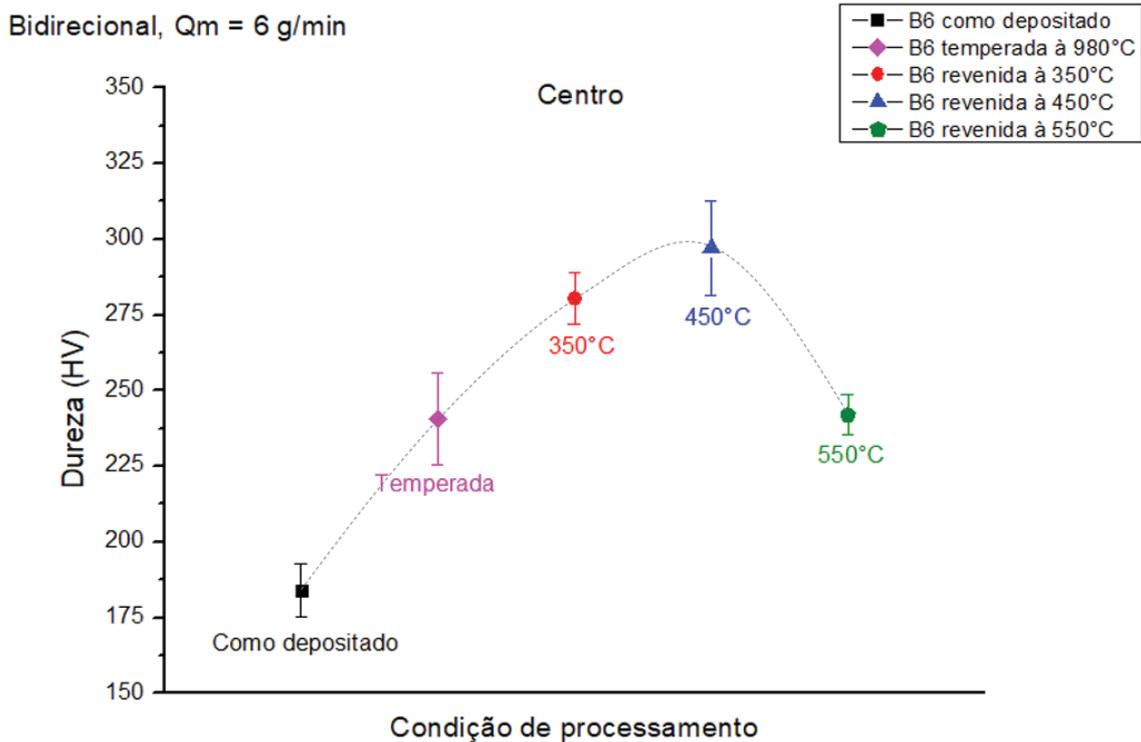
Aço	Têmpera		Revenido		Tensão (Mpa)	Dureza (HV)
	Temperatura °C	Meio	Temperatura °C			
			min	max		
410	925 - 1010	Ar ou óleo	565	605	760-965	267-310
			205	370		

Fonte: ASM Materials, 1991

A Figura 27 e Figura 29 apresentam a média dos valores de dureza no centro e no topo para a multicamada bidirecional com $Q_m = 6$ g/min após revenido e suas respectivas microestruturas na região de centro e topo estão na Figura 28 e Figura 30. Foram observadas diferenças tanto na microestrutura quanto nos valores de dureza quando comparada com o centro das multicamadas. A dureza após revenido variou com a temperatura e se observa um aumento da mesma com o revenido entre 350 °C e 450 °C, e que na temperatura de 550 °C a dureza caiu tanto no centro quanto na região de topo como das multicamadas.

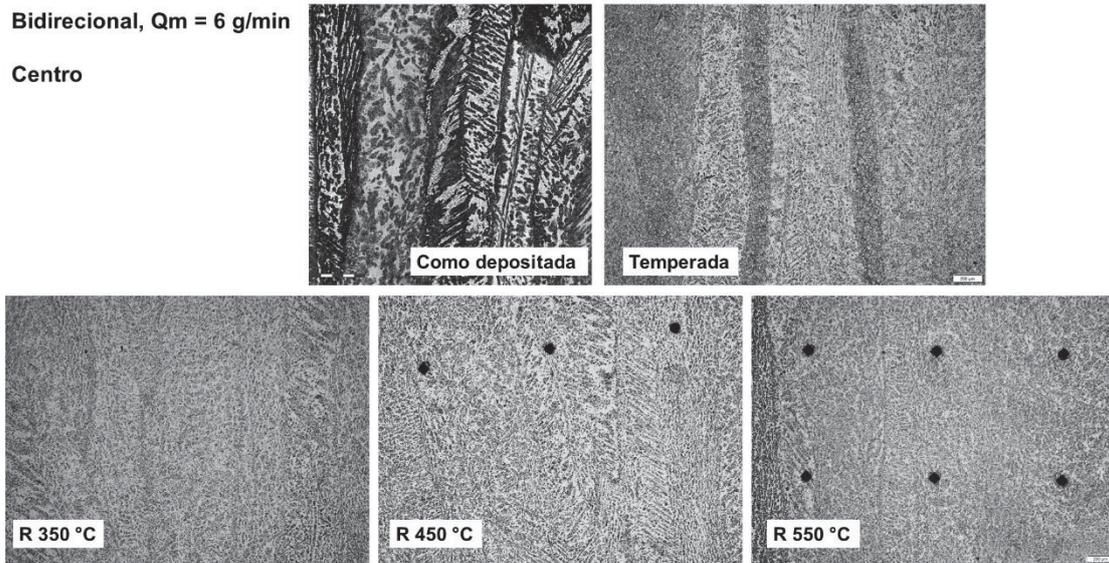
Novamente constata-se que a dureza no topo e na região central das multicamadas é diferente, em particular quando se utilizam temperaturas de revenido mais baixas, Tabela 7. Essa observação reforça a discussão anterior de que os ciclos térmicos a que cada região processada está exposta, induz características da microestrutura diferenciadas e que não são eliminadas no tratamento térmico de têmpera e revenido. A análise da microestrutura no topo das multicamadas revela que cada temperatura de revenido gera diferentes proporções de ferrita (região clara) e martensita revenida. Quanto maior a dureza, menor a proporção de ferrita identificada na análise da micrografia. No anexo estão as microestruturas após o revenido para a região de centro e de topo das multicamadas processadas com os dois sentidos de deposição e vazões mássica.

Figura 27 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6 \text{ g/min}$ como depositada, temperada e revenida na região de centro



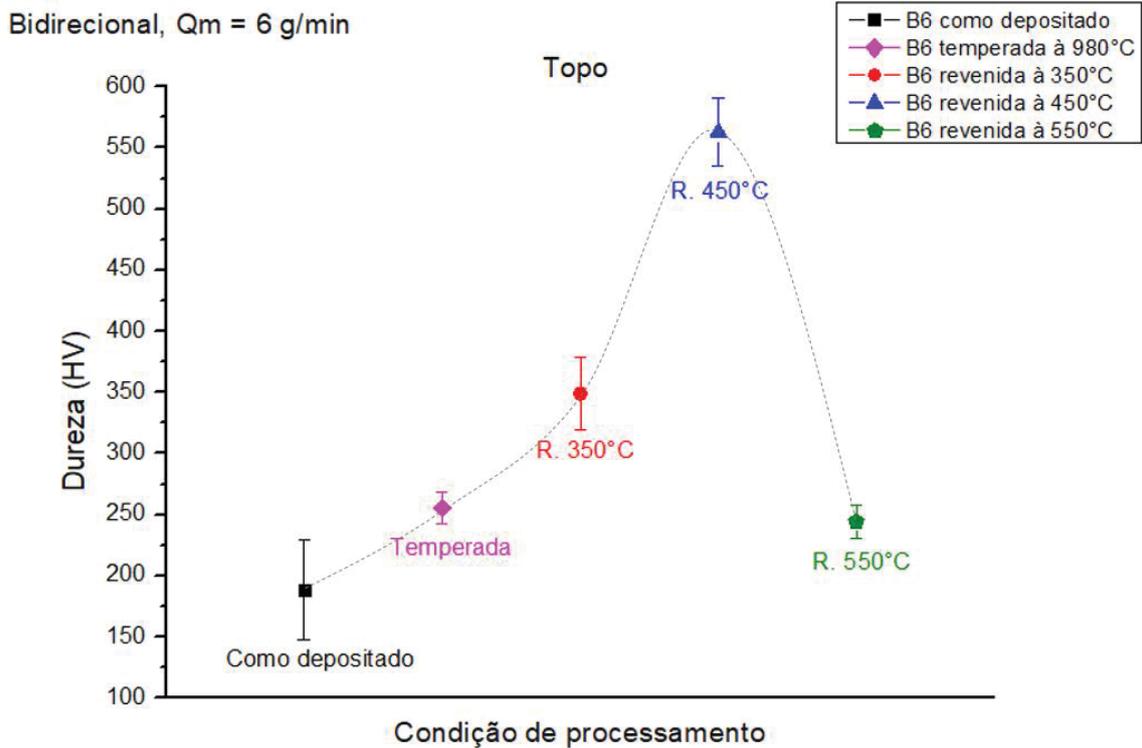
Fonte: O autor, 2022

Figura 28 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



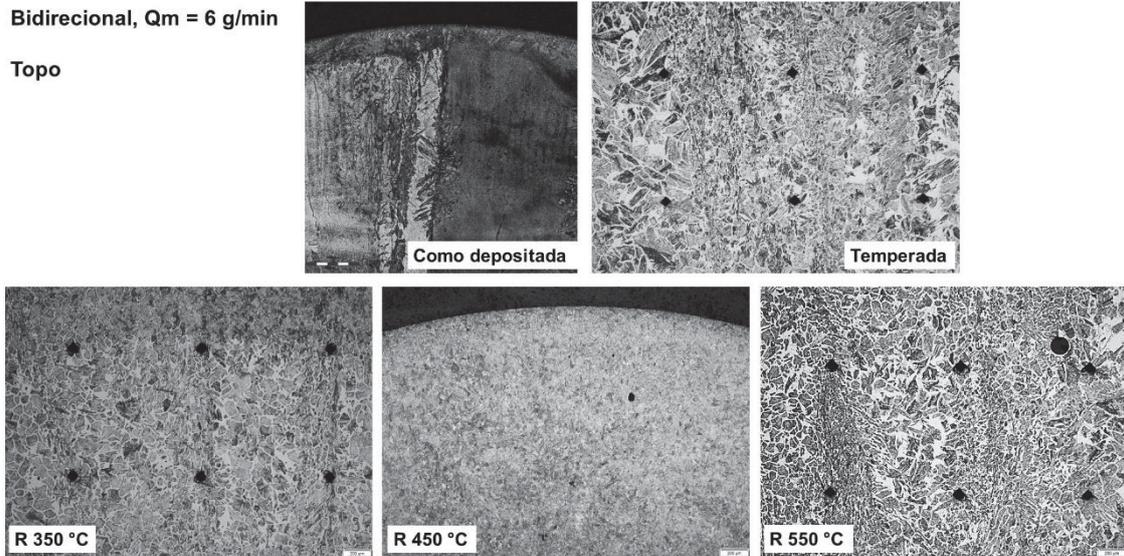
Fonte: O autor, 2022

Figura 29 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo



Fonte: O autor, 2022

Figura 30 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo

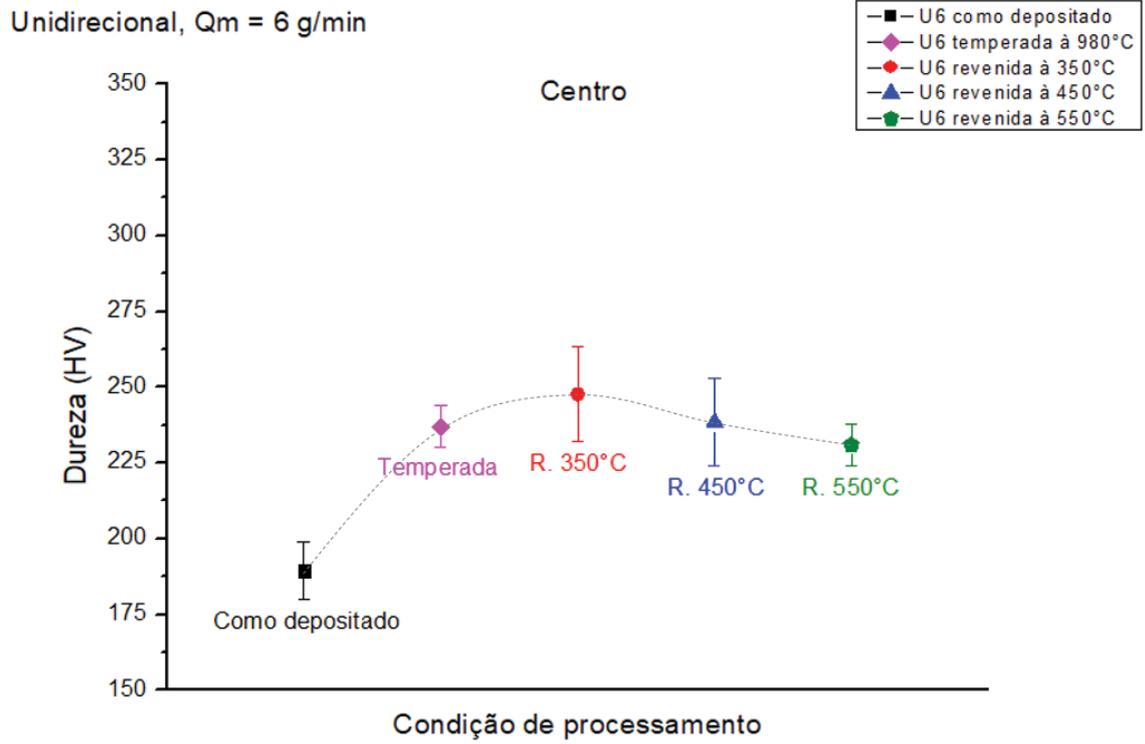


Fonte: O autor, 2022

A dureza média nas regiões centro e topo das multicamadas processadas com sentido de deposição unidirecional com a mesma vazão mássica $Q_m = 6$ g/min na condição como depositada, temperada e revenida estão na Figura 31 e Figura 33. A micrografia para a região de centro e de topo encontram-se na Figura 32 e Figura 34. Essa condição de processamento resultou na maior dureza na região de topo das multicamadas após tempera (280HV). Observa-se, agora, que apesar do aumento da dureza para o revenido nas três temperaturas, em relação à condição temperada, todas as durezas caíram na região de topo.

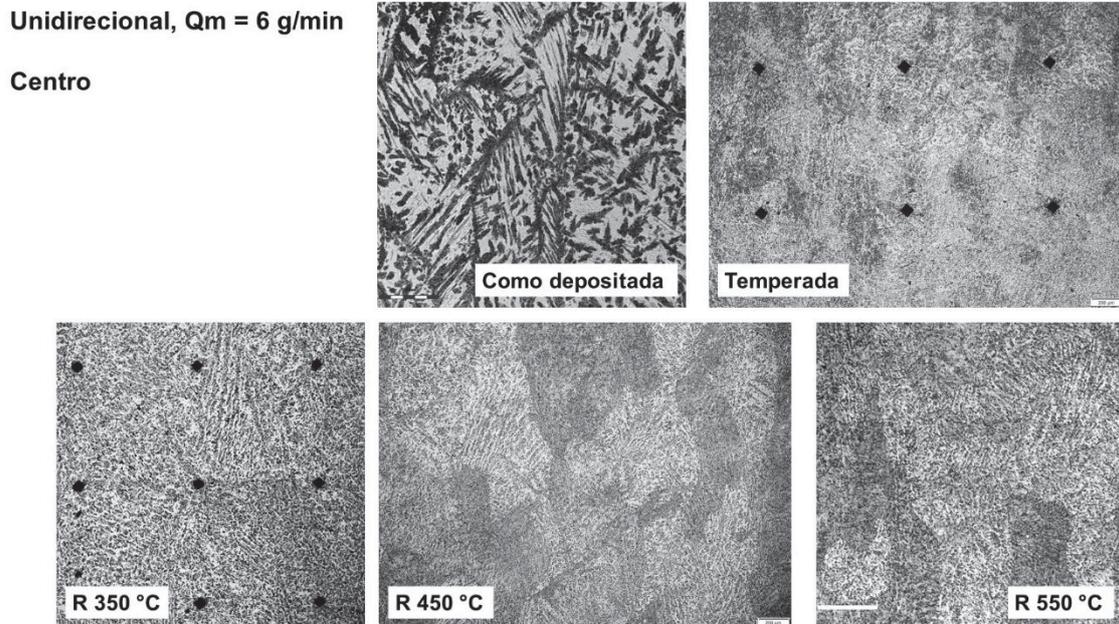
Novamente é possível identificar em uma análise quantitativa que a região clara (ferrita) é maior para as menores durezas. Identifica-se que o sentido de deposição unidirecional resulta em menor dureza após revenido, apesar dos demais parâmetros de processamento e de tratamento térmico serem idênticos.

Figura 31 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



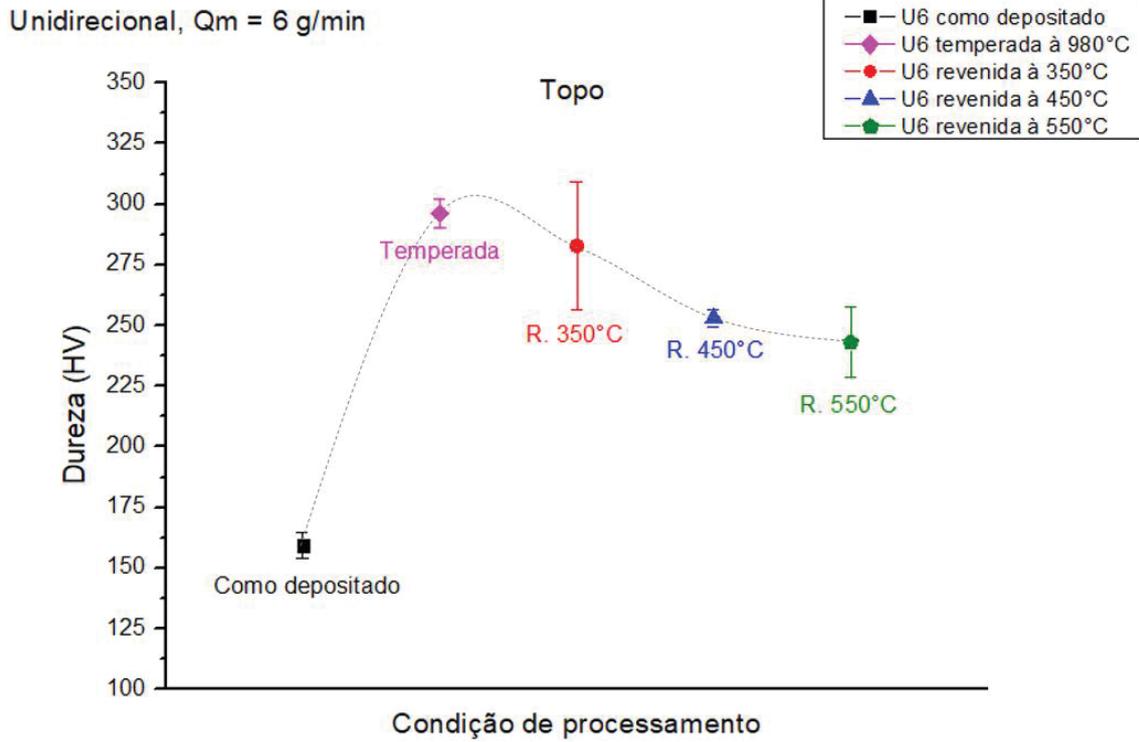
Fonte: O autor, 2022

Figura 32 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



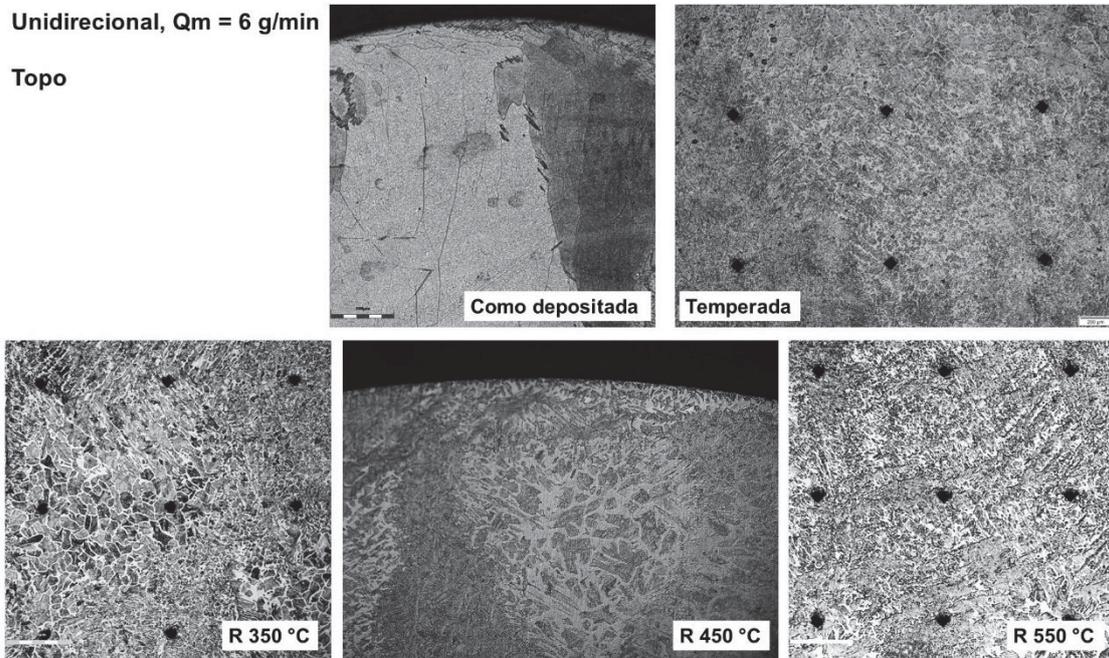
Fonte: O autor, 2022

Figura 33 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo



Fonte: O autor, 2022

Figura 34 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo



Fonte: O autor, 2022

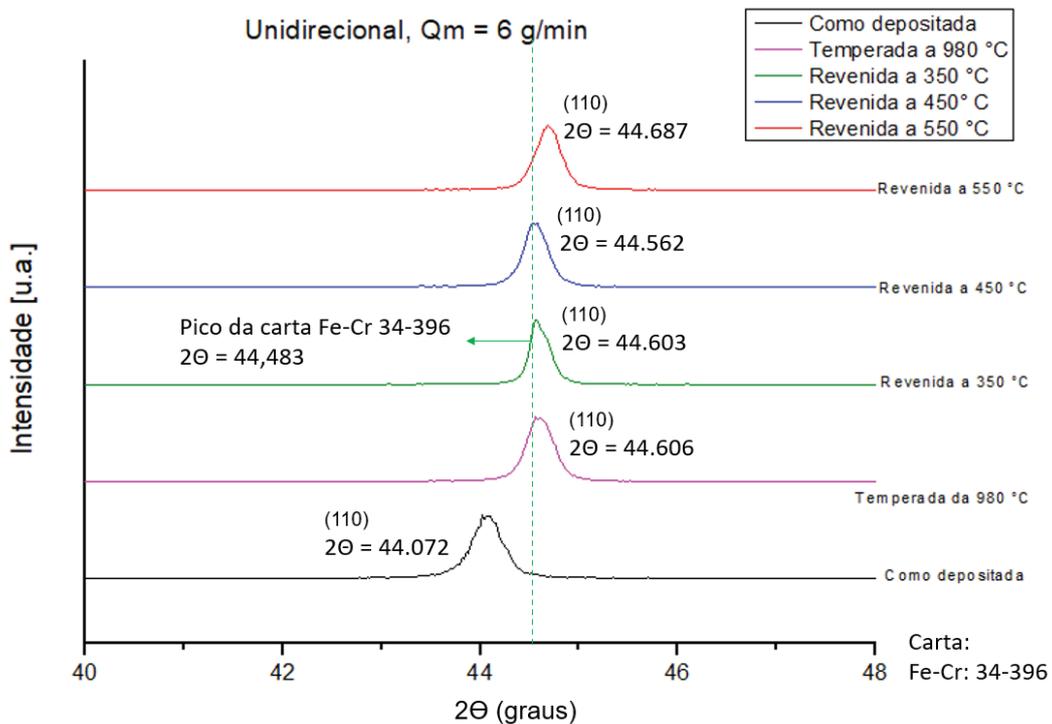
A Figura 35 apresenta o difratograma das multicamadas depositadas em sentido unidirecional com $Q_m = 6$ g/min após revenido a 350 °C, 450 °C e 550 °C. Observa-se que, na região compreendida entre 2θ 43 e 2θ 46, com exceção da condição como depositado, todas as amostras tratadas termicamente apresentaram um deslocamento à direita, e que o deslocamento é mais pronunciado com o aumento da temperatura de revenido, sugerindo alívio da deformação, quando comparada com o perfil da carta de referência, conforme indicado na Tabela 8.

Tabela 8 - Comparação entre a carta de referência 34-396, e as multicamadas unidirecionais depositadas com $Q_m = 6$ g/min na condição como depositada, temperada e revenida

Qm = 6 g/min						
Pico	h	k	l	Trajectoria	2θ	Deslocamento (Δ2θ)
1°	1	1	0	Carta: 34-396	44,483	-
				Unidirecional	44,072	-0,411
				Temperada a 980 °C	44,606	0,123
				Revenida a 350 °C	44,603	0,120
				Revenida a 450 °C	44,562	0,079
				Revenida a 550 °C	44,687	0,204

Fonte: O autor, 2022

Figura 35 - Pico das multicamadas unidirecional com $Q_m = 6$ g/min como depositada, temperada e revenida até 550 °C



Fonte: O autor, 2022

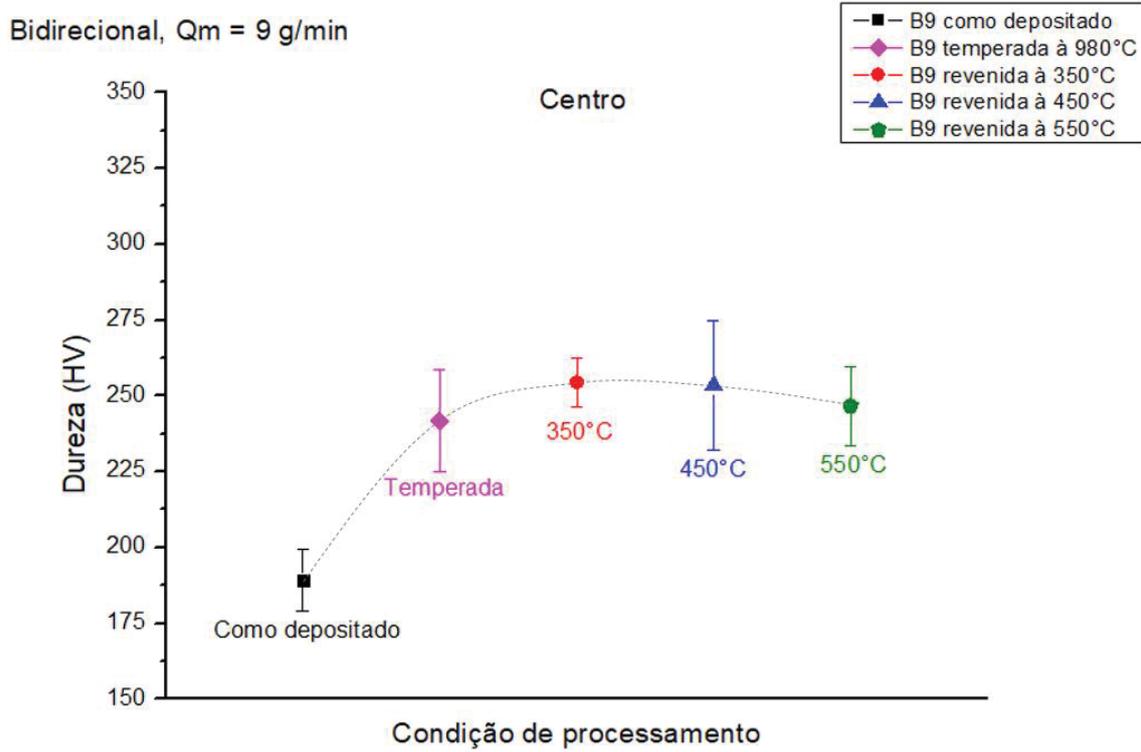
Em resumo, os procedimentos utilizados para os tratamentos térmicos de têmpera e revenido de multicamadas processadas com os diferentes sentidos de deposição mostrou que, dependendo da estrutura de deposição, regiões distintas das multicamadas expostas a quantidade diferentes ciclos térmicos de deposição, respondem de forma diferente ao revenido. Também se identifica que, dependendo da temperatura de revenido, os valores de dureza na região de centro e topo encontram-se próximos. O deslocamento identificado no difratograma indica o alívio da deformação das multicamadas, outra característica obtida após o revenido.

5.3.1. Impacto no aumento da vazão mássica nas multicamadas revenidas

As multicamadas depositadas com $Q_m = 9$ g/min que foram temperadas também receberam o tratamento térmico de revenido e, em seguida, o perfil de dureza e a microestrutura destas multicamadas foram analisadas para determinar o impacto na resposta ao revenido com o aumento da vazão mássica para 9 g/min.

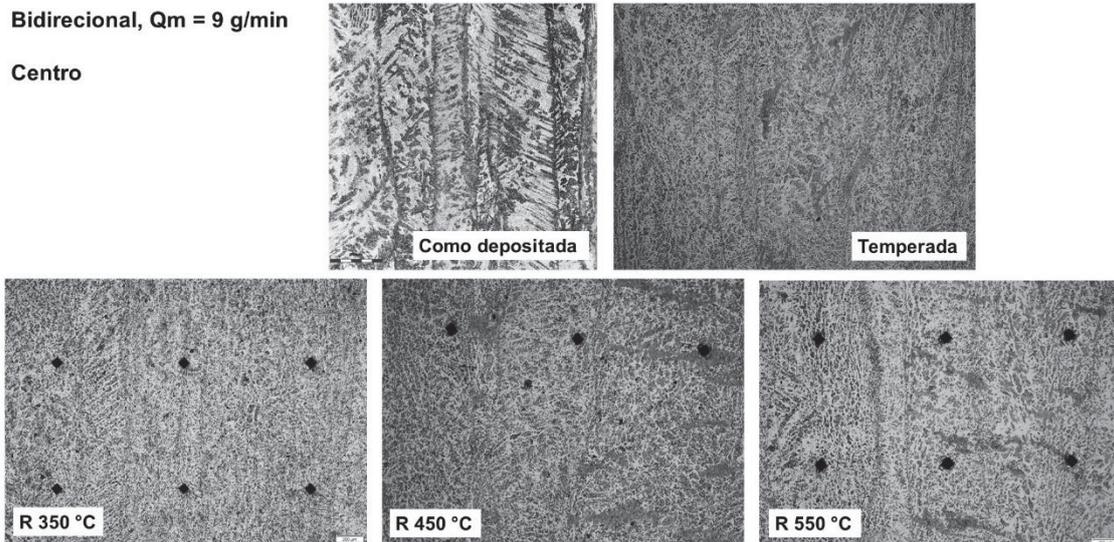
A Figura 36 e Figura 38 apresentam o perfil de dureza na região de centro e de topo para a multicamada bidirecional com $Q_m = 9$ g/min na condição como depositada, temperada e revenida nas três temperaturas selecionadas. A Figura 37 e Figura 39 contém as respectivas microestruturas. A multicamada bidirecional também apresenta aumento da dureza em relação à condição como depositado com o pico de dureza no revenido a 450 °C (290 HV), mesma característica observada na multicamada bidirecional com $Q_m = 6$ g/min. Observa-se que as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min apresentaram aumento de dureza na base e no topo para as três temperaturas de revenido em comparação com a têmpera.

Figura 36 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



Fonte: O autor, 2022

Figura 37 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



Fonte: O autor, 2022

Figura 38 - Perfil de dureza para as multicamadas bidirecionais com Qm = 9 g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo

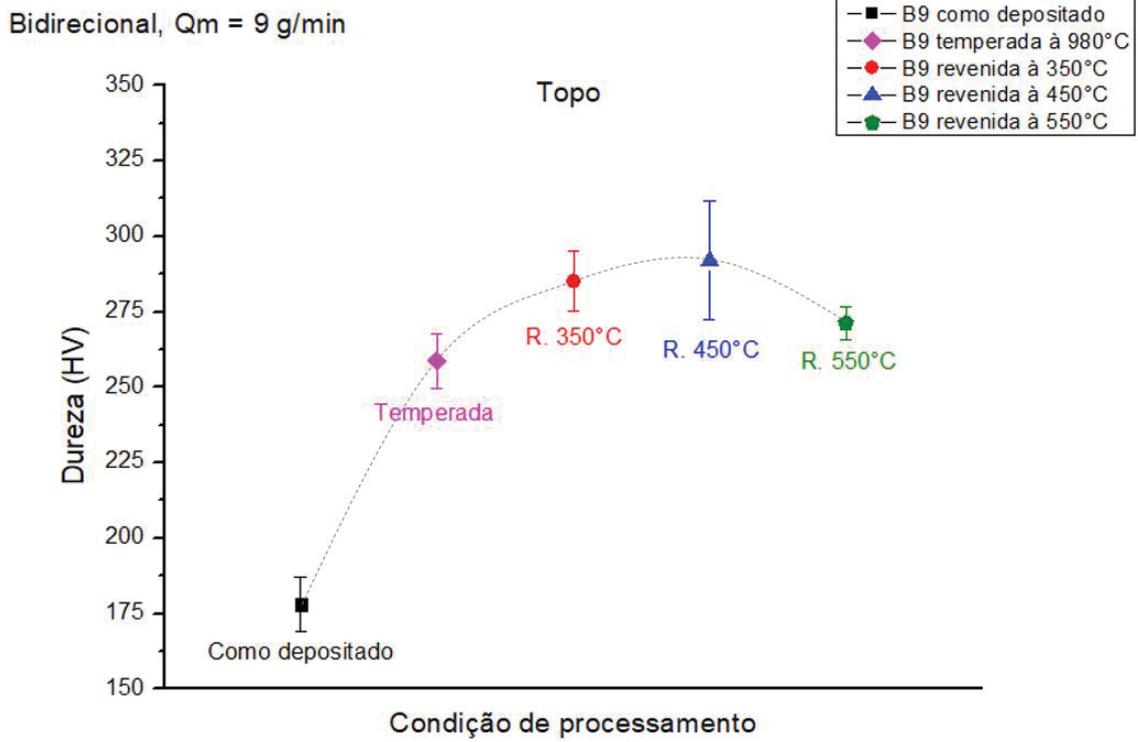
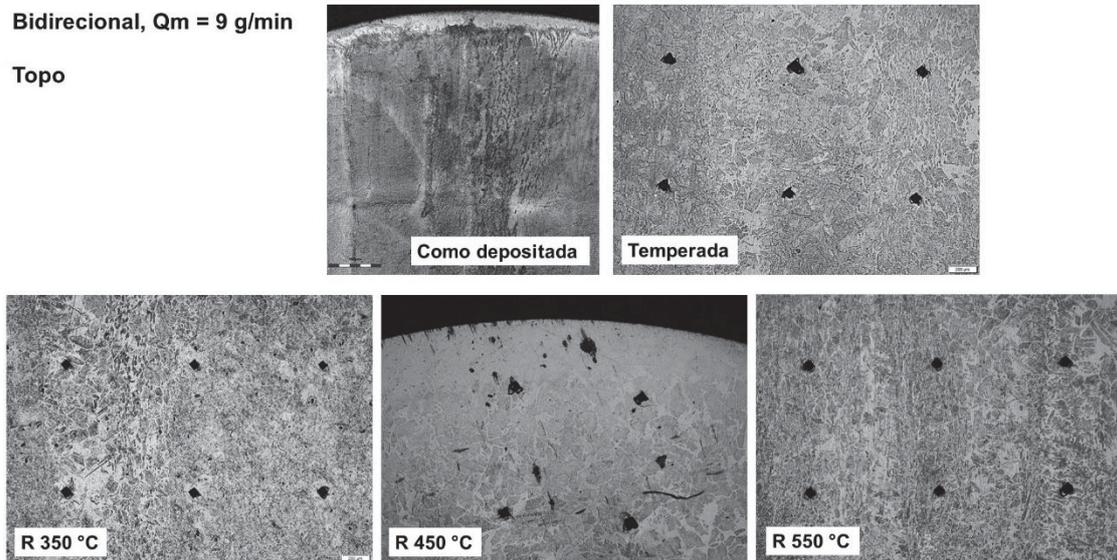


Figura 39 - Microestrutura para as multicamadas bidirecionais com Qm = 9 g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo

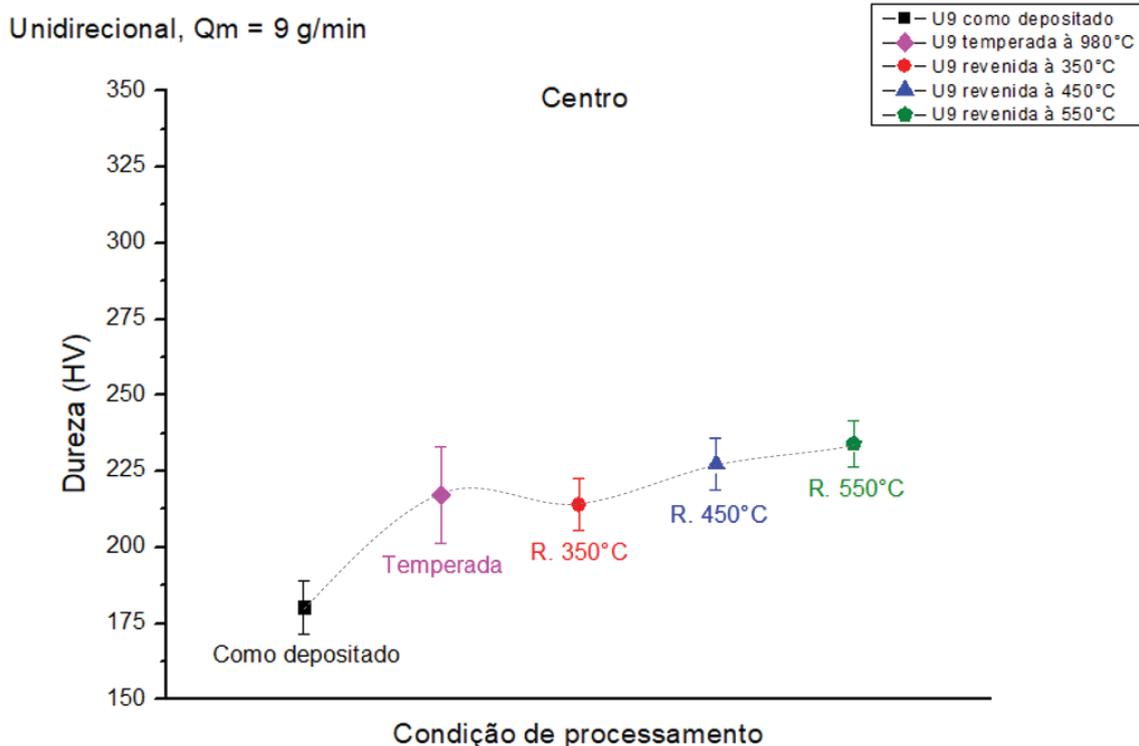


Fonte: O autor, 2022

A Figura 40 e Figura 42 apresentam o perfil de dureza na região de centro e de topo e a Figura 41 e Figura 43 a microestrutura para a multicamada bidirecional com $Q_m = 9$ g/min na condição como depositada, temperada e revenida nas três temperaturas selecionadas.

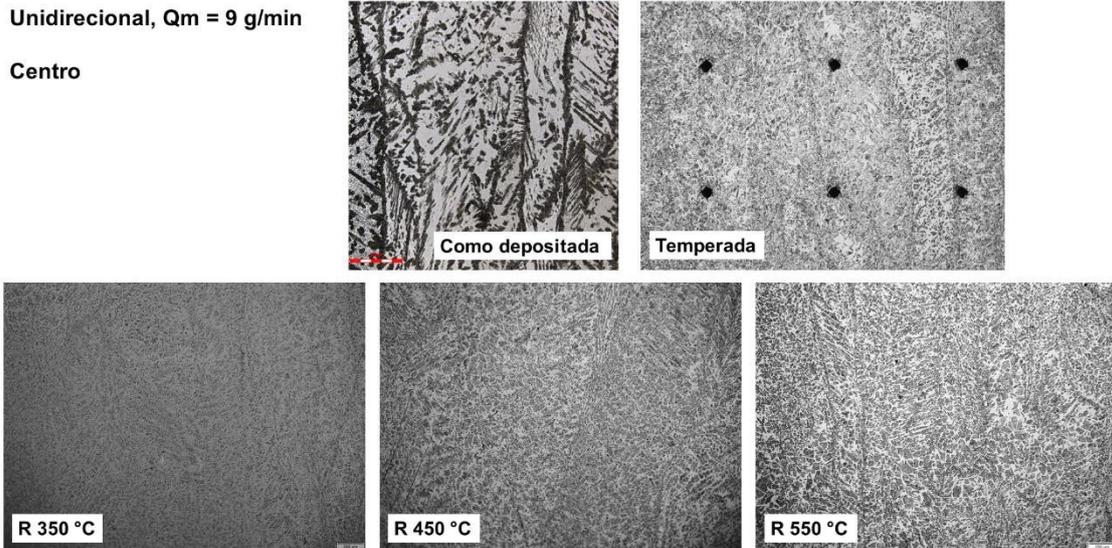
A multicamada unidirecional com $Q_m = 9$ g/min apresentou a máxima dureza a 550 °C (240 HV), com os valores de dureza reduzindo tanto na região de centro quanto de topo para as demais temperaturas de revenido. Ao comparar o revenido com a têmpera, nota-se que o revenido a 350 °C apresentou menor dureza (214 HV) no centro e que a 450 °C provocou a queda de dureza no topo (209 HV). Considera-se que estas diferenças ocorreram pelos diferentes ciclos térmicos das multicamadas entre a região de centro e de topo e quando se utiliza temperaturas menores para revenir as multicamadas vide Tabela 7.

Figura 40 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



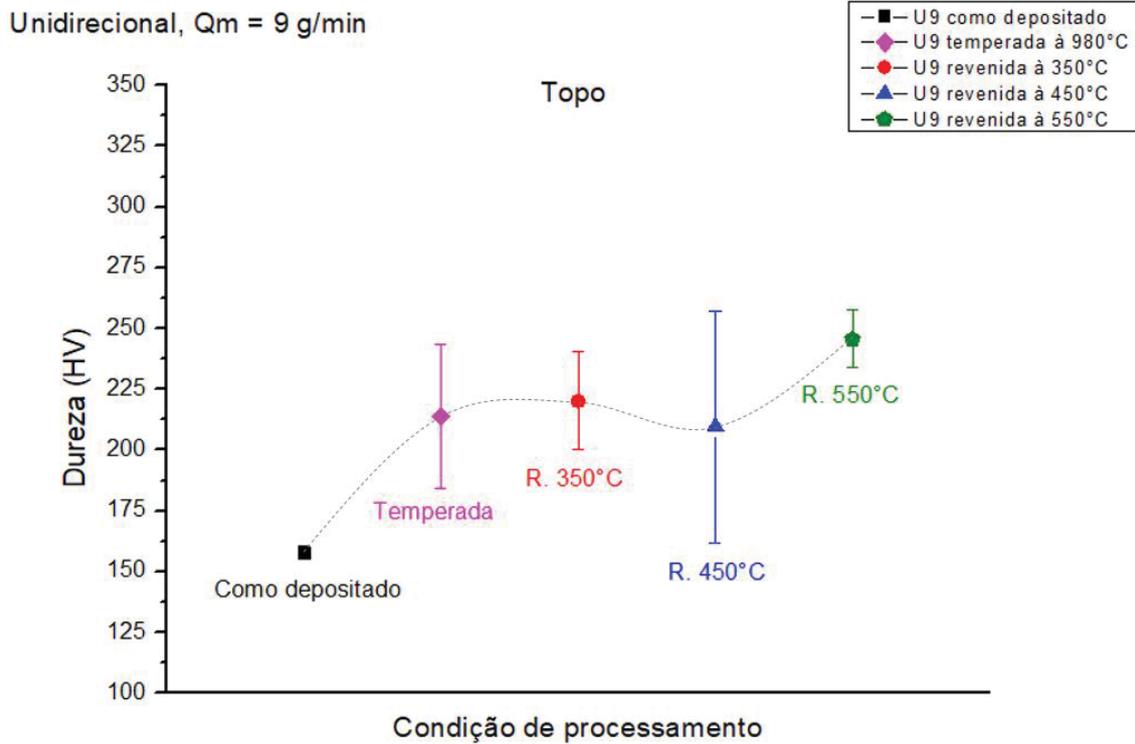
Fonte: O autor, 2022

Figura 41 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de centro



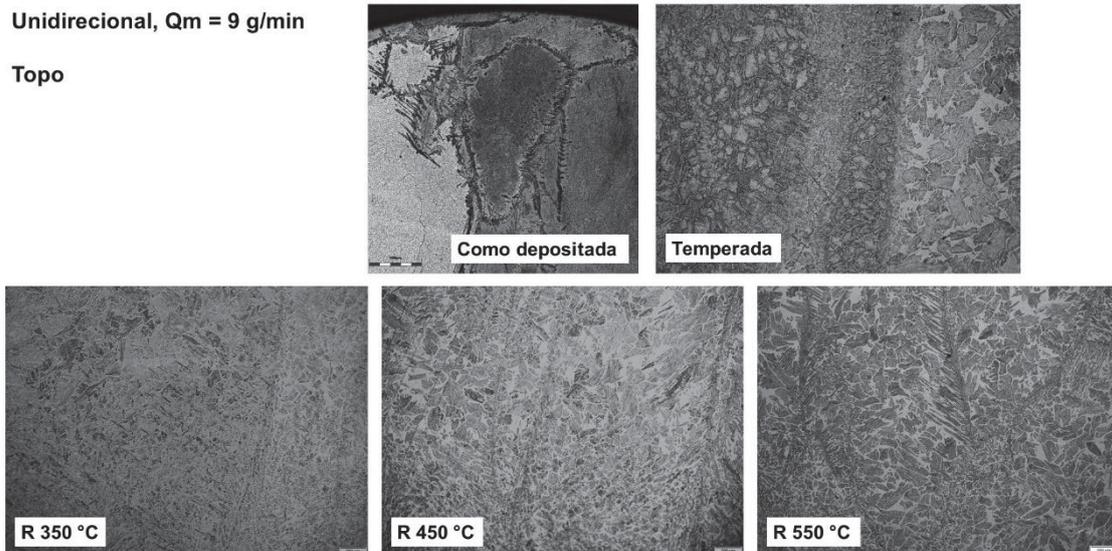
Fonte: O autor, 2022

Figura 42 - Perfil de dureza para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo



Fonte: O autor, 2022

Figura 43 - Microestrutura para as multicamadas unidirecionais com $Q_m = 9$ g/min como depositada, temperada e revenida na região de topo



Fonte: O autor, 2022

Em resumo, observa-se que multicamadas processadas com o sentido de deposição bidirecional resultam em maior dureza após revenido e que o aumento da vazão máxima reduz a dureza após revenido.

A maior vazão mássica, como já comentado, impõe que mais energia seja alocada na fusão de maior volume de material que cruza o arco reduzindo a energia que chega e funde o substrato. Por outro lado, camadas mais espessas significam que menos ciclos térmicos são impostos ao material para processamento de paredes com altura fixa. Esses são alguns dos fenômenos que contribuem para a diferença na solidificação do aço AISI 410L processado com as duas vazões mássicas e que induzem respostas diferentes. Desta forma, é de grande relevância se conhecer o histórico térmico responsável pela formação da microestrutura na condição como depositado, para uma seleção de parâmetros de tratamento térmico que permita obter multicamadas uniformes ao longo da sua seção transversal. Como observado, pequenas diferenças na condição como processada podem resultar em respostas diferenciadas ao tratamento de têmpera e revenido.

6. CONCLUSÕES

O estudo da influência do sentido e taxa de deposição por PTA no tratamento térmico de multicamadas do aço inoxidável AISI 410L processado por Plasma com Arco Transferido (PTA), permite colocar como conclusão geral que as diferenças na microestrutura formadas durante a solidificação e resfriamento na etapa de processamento das multicamadas, em particular entre as camadas de topo e a região central das paredes se mantêm nos tratamentos térmicos posteriores. O histórico térmico tem um impacto que se origina na condição como depositada e se mantêm para o tratamento térmico.

É ainda possível concluir em relação aos objetivos específicos que:

Quando se adota o sentido de deposição bidirecional, a microestrutura resulta em grãos que na seção transversal exibem uma orientação radial e em contraste, o sentido de deposição unidirecional predomina uma estrutura de grãos colunares com direção de crescimento perpendicular a direção de deposição.

Na condição como depositado, as multicamadas apresentam comportamento similar e não houve variação de dureza na região de centro, contudo a região de topo apresentou diferenças de dureza e microestrutura pela menor exposição das multicamadas aos ciclos térmicos.

O aumento da vazão mássica de 6 g/min para 9 g/min na deposição das multicamadas resultou em camadas mais espessas com menor número de ciclos térmicos para uma mesma altura de parede construída. Isso também modifica o comportamento do material e sua microestrutura na região de topo, apresentando grãos de ferrita maiores e mais grosseiros. O histórico da microestrutura obtida na condição como depositado impacta na seleção dos parâmetros para a realização do tratamento térmico de revenido com destaque na região de topo das multicamadas que apresentaram microestrutura e dureza distintos da região de centro.

A têmpera modificou a microestrutura, minimizando as diferenças observadas na condição como depositada através da homogeneização. A têmpera pode ter transformado a austenita de Widmanstätten em martensita, que aumentou a dureza para as multicamadas processadas. Essas multicamadas apresentaram dureza e microestrutura semelhante quando

comparadas as regiões de centro e de topo entre si. Contudo os resultados obtidos na região de centro são distintos da região de topo, porque a estrutura inicial das multicamadas obtidas na condição como depositado influenciou na resposta do material ao tratamento térmico.

Para cada temperatura de revenido utilizada, as multicamadas apresentaram transformações distintas, contudo o comportamento é semelhante para as multicamadas com o sentido de deposição bidirecional e oposto para o sentido de deposição unidirecional. O perfil de dureza para o revenido apresenta características semelhantes na região de centro das multicamadas e comportamento distinto na região de topo.

7. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar o comportamento mecânico do material após o processamento.

Realizar a deposição em materiais com propriedades térmicas similares para ajudar a concluir e comparar os resultados encontrados nesta dissertação.

Avaliar precipitação de ferrita nas multicamadas depositadas nas mesmas condições avaliadas nesta dissertação: como depositada, após a têmpera e após o revenido.

Análise quantitativa da microestrutura quanto a quantificação de fases e granulometria da microestrutura em função dos parâmetros de processamento.

Análise detalhada da microestrutura por microscopia eletrônica de varredura incluindo mapeamento da distribuição dos elementos químicos, em função dos parâmetros de processamento e tratamentos térmicos de têmpera e revenido.

Análise do impacto da variação da corrente de deposição no processamento das multicamadas no gerenciamento da microestrutura formada e correspondente resposta ao tratamento térmico de têmpera e revenido.

REFERÊNCIAS

Ahn, D. G. Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing - Green Technology**, Korean Society for Precision Engineering, v. 8, Issue 2, p. 703–742, 2021. <https://doi.org/10.1007/s40684-020-00302-7>

Alberti, E. A.; Silva, L. J.; D’Oliveira, A. S. C. M. Manufatura aditiva: O papel da soldagem nesta janela de oportunidade. **Soldagem & Inspeção**, p. 190-198, 2014. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si1902.11>

Alberti, E. A.; Bueno, B. M. P.; D’Oliveira, A. S. C. M. Processamento de ligas de níquel com técnica de manufatura aditiva utilizando plasma por arco transferido. **Soldagem e Inspeção**, p. 137–147, 2015. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2002.02>

ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Material Park: **ASM International**, v.1, 1995.

ASM HANDBOOK. Metallography and Microstructures. In: Voort, G. F. V; Lucas, G. M; Manilova, E. P. Metallography and Microstructures of Stainless Steels and Maraging Steels. **ASM International**, v. 9, p. 670-700, 2004 <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v09.a0003767>

ASTM, “ISO/ASTM 52915:2016(E) - Standard Specification for Additive Manufacturing File Format (AFM) Version 1.2,” ASTM International, pp. 1–15, 2012.

B. Redwood, “Additive Manufacturing Technologies: An Overview,” 3D HUBS. <https://www.3dhubs.com/knowledge-base/additive-manufacturing-technologies-overview> Acesso em: 15 de setembro de 2021

Boniardi, M.; Casaroli, A. **Stainless Steels**. Ed Lucefin, 2017

Boniardi, M.; Casaroli, A. **Steel Metallurgy**, v. 1, Ed Lucefin, 2017

C. K. Chua, C. H. Wong, and W. Y. Yeong, Standards, Quality Control, and Measurement Sciences in 3D Printing and Additive Manufacturing. Academic Press, 2017. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-12-813489-4.00001-5>

Carvalho Silva, C.; Paulo Sampaio Eufrásio Machado, J.; Batista de Sant, H.; Pereira Farias, J. Estudo da sensitização causada pelo ciclo térmico de soldagem no aço inoxidável superferrítico AISI 444. **3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás**, 2005.

Chen, W.; Voisin, T.; Zhang, Y.; Florien, J. B.; Spadaccini, C. M.; McDowell, D. L.; Zhu, T.; Wang, Y. M. Microscale residual stresses in additively manufactured stainless steel. **Nature Communications**, 2019 <https://doi.org/10.1038/s41467-019-12265-8>

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. **Edgard Blucher**, 2008.

Dass, A.; Moridi, A. State of the art in directed energy deposition: From additive manufacturing to materials design. In **Coatings**, MDPI AG, v. 9, Issue 7, 2019. <https://doi.org/10.3390/COATINGS9070418>

Dogu, M. N.; McCarthy, E.; McCann, R.; Mahato, V.; Caputo, A.; Bambach, M.; Ahad, I. U.; Brabazon, D. Digitisation of metal AM for part microstructure and property control. **International Journal of Material Forming**, 2022. <https://doi.org/10.1007/s12289-022-01686-4>

Dotcheva, M.; Favrot, J.; Dotchev, K.; Zekonyte, J. Planning for metal additive manufacturing. **Procedia Manufacturing**, v. 51, p. 710–716, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.10.100>

Fadel, J. F. G. **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM**. 129 p. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003 <http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/85606>

Frazier, W. E. Metal additive manufacturing: A review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Springer, New York LLC, v. 23, Issue 6, p. 1917–1928, 2014. <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>

Haiko, O.; Kaijalainen, A.; Pallaspuuro, S.; Hannula, J.; Porter, D.; Liimatainen, T.; Kömi, J. The effect of tempering on the microstructure and mechanical properties of a novel 0.4C press-hardening steel. **Applied Sciences**, 2019. <https://doi.org/10.3390/app9204231>

Herderick, E. Additive Manufacturing of Metals: A Review. **Materials Science and Technology**, p. 1413-1425, 2011.

ISO/ASTM, "ISO/ASTM 52921:2013(E) - Standard Terminology for Additive Manufacturing — Coordinate Systems and Test Methodologies," ISO/ASTM, pp. 1–13, 2013.

Khodabakhshi, F.; Farshidianfar, M. H.; Gerlich, A. P.; Nosko, M Trembošová, V.; Khajepour, A. Effects of laser additive manufacturing on microstructure and crystallographic texture of austenitic and martensitic stainless steels. **Additive Manufacturing**, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100915>

Kou S. **Welding Metallurgy**, 2^a Edição, New Jersey, Editora Wiley; 2003.

Latka, L.; Biskup, P. Development in PTA Surface Modifications – A Review. **Advances in Materials Science**, p. 39–53, 2020. <https://doi.org/10.2478/adms-2020-0009>

Li, S. H.; Kumar, P.; Chandra, S.; & Ramamurty, U. Directed energy deposition of metals: processing, microstructures, and mechanical properties. **International Materials Reviews**, 2022. <https://doi.org/10.1080/09506608.2022.2097411>

Liu, J.; To, A. C. Deposition path planning-integrated structural topology optimization for 3D additive manufacturing subject to self-support constraint. **CAD Computer Aided Design**, v. 91, p. 27–45, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.cad.2017.05.003>

Martina, F.; Mehnen, J.; Williams, S. W.; Colegrove, P.; Wang, F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 1377–1386, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002>

Mabruri, E.; Prifiharni, S.; Syaiful Anwar, M.; Romijarso, T. B.; Adjiantoro, B. Mechanical properties optimization of the modified 410 martensitic stainless steel by heat treatment process. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, 2018. www.sciencedirect.comwww.materialstoday.com/proceedings

Michel, F.; Lockett, H.; Ding, J.; Martina, F.; Marinelli, G.; Williams, S. A modular path planning solution for Wire + Arc Additive Manufacturing. **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 60, p. 1–11, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.rcim.2019.05.009>

Modenesi, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 2012. 79. Disponível em: <https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metferritic1.pdf> Acesso em: 10 de março de 2022.

Nikam, S. H.; Jain, N. K. Three-dimensional thermal analysis of multi-layer metallic deposition by micro-plasma transferred arc process using finite element simulation. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 249, p. 264–273, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.043>

O'Brien R. L. American Welding Society. **Welding Handbook. Volume 2: Welding Processes**. 8th ed. Miami, Florida: American Welding Society; 1991.

P. Picariell, "ASTM and ISO Additive Manufacturing Committees Approve Joint Standards Under Partner Standards Developing Organization Agreement," 2013. <https://www.astm.org/cms/drupal-7.51/newsroom/astm-and-iso-additive-manufacturing-committees-approve-joint-standards-under-partner> Acesso em: 15 de setembro de 2021.

Parimi, L. L.; Ravi, G.; Clark, D.; Attallah, M. M. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. **Materials Characterization**, v. 89, p. 102–111, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.12.012>

Pereira, H. C. B.; Henke, S. L.; D'Oliveira, A. S. C. M. IN625 multilayers characterization deposited by CMT. **Soldagem e Inspeção**, v 23, p. 235–246, 2018. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2302.10>

Thompson, M. K.; Moroni, G.; Vaneker, T.; Fadel, G.; Campbell, R. I.; Gibson, I.; Bernard, A.; Schulz, J.; Graf, P.; Ahuja, B.; & Martina, F. Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 65(2), p. 737–760, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2016.05.004>

Tsai, M. C.; Chiou, C. S.; Du, J. S.; Yang, J. R. Phase transformation in AISI 410 stainless steel. **Materials Science and Engineering**, v. 332, 2002. www.elsevier.com/locate/msea

Turibus, Nolêto Sérgio. **Análise por difração de raios X do estado das tensões residuais em chapas de aço inoxidável duplex após soldagem**. 2014. 109 p. Tese de Doutorado (Engenharia Nuclear) – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2014

Vergara Díaz, V.; Carlos Dutra, J.; Sofia Clímaco Monteiro, A. D. Deposição por Plasma com Arco Transferido. **Soldagem e Inspeção**, v. 15, p. 41-51, 2010.

Wang, Z.; Denlinger, E.; Michaleris, P.; Stoica, A.D.; Ma, D.; Beese, A.M. Residual stress mapping in Inconel 625 fabricated through additive manufacturing: Method for neutron diffraction measurements to validate thermomechanical model predictions. **Mater. Des**, v. 113, p. 169–177, 2017.

Wong, K. V.; Hernandez, A. A Review of Additive Manufacturing. **Mechanical Engineering**, p. 1–10, 2012. <https://doi.org/10.5402/2012/208760>

Yehorov, Y.; da Silva, L. J.; Scotti, A. Exploring the use of switchback for mitigating homoepitaxial unidirectional grain growth and porosity in WAAM of aluminium alloys. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 104, p. 1581–1592, 2019. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03959-w>

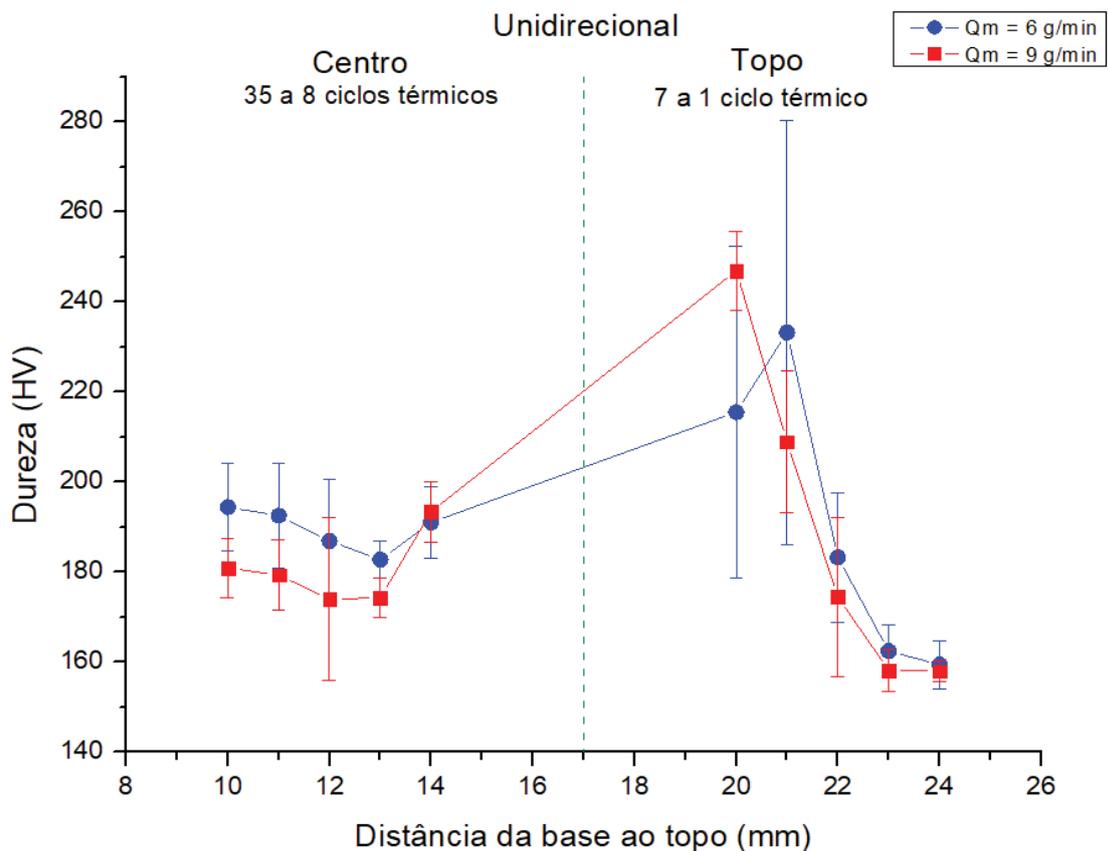
Zhang, H.; Xu, J.; Wang, G. Fundamental study on plasma deposition manufacturing. **Surface and Coatings Technology**, v. 171, p. 112–118, 2003. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00250-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00250-0)

Zhu, B.; Lin, J.; Lei, Y.; Zhang, Y.; Sun, Q.; Cheng, S. Additively manufactured δ -ferrite-free 410 stainless steel with desirable performance. **Materials Letters**, v. 293, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129579>

APÊNDICE A – PERFIL DE DUREZA

A seguir são apresentados outros resultados obtidos durante os ensaios experimentais realizados nesse trabalho. A Figura 44 contém o perfil de dureza das multicamadas depositadas em sentido unidirecional com $Q_m = 6$ g/min e $Q_m = 9$ g/min na condição como depositada.

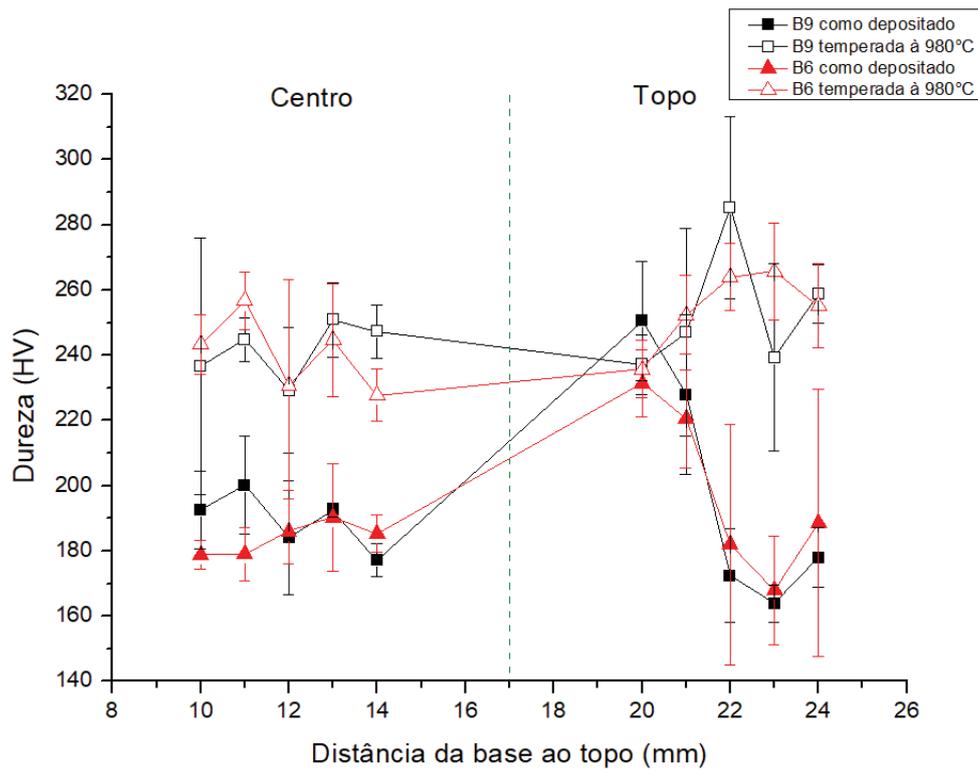
Figura 44 - Comparação do perfil de dureza entre as diferentes vazões mássicas para as multicamadas com o sentido de deposição bidirecional na condição como depositado



Fonte: O autor, 2022

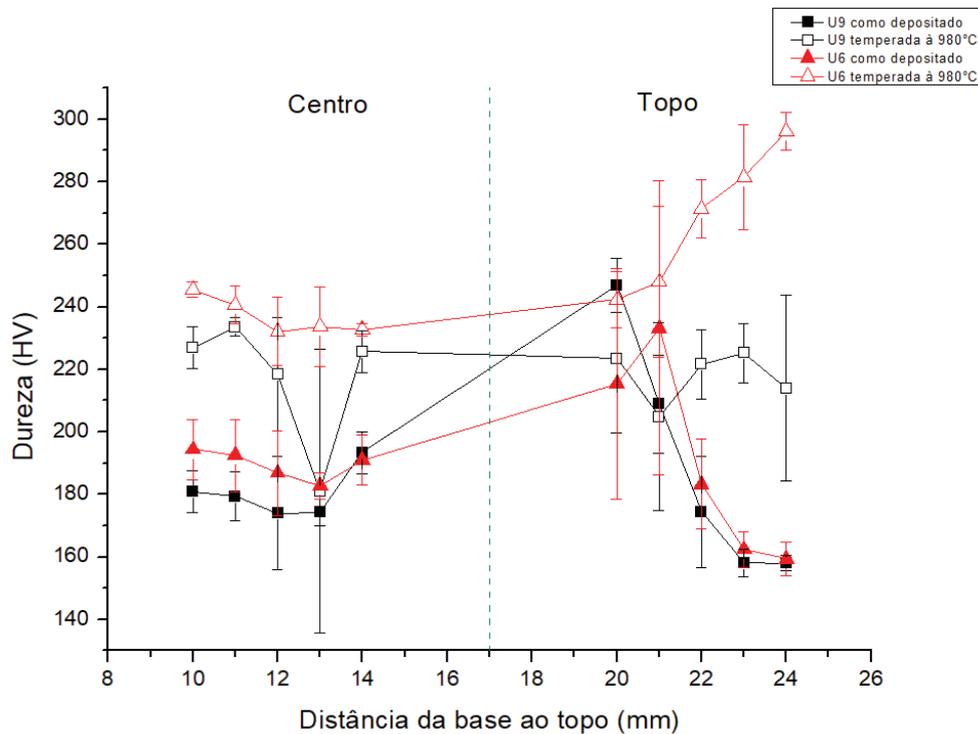
A Figura 45 e Figura 46 compara o perfil de dureza das multicamadas depositadas em sentido bidirecional unidirecional com $Q_m = 6$ g/min e $Q_m = 9$ g/min na condição como depositada e após a têmpera.

Figura 45 - Perfil de dureza para as multicamadas como depositado e temperadas com o sentido de deposição bidirecional



Fonte: O autor, 2022

Figura 46 - Perfil de dureza para as multicamadas como depositado e temperadas com o sentido de deposição unidirecional

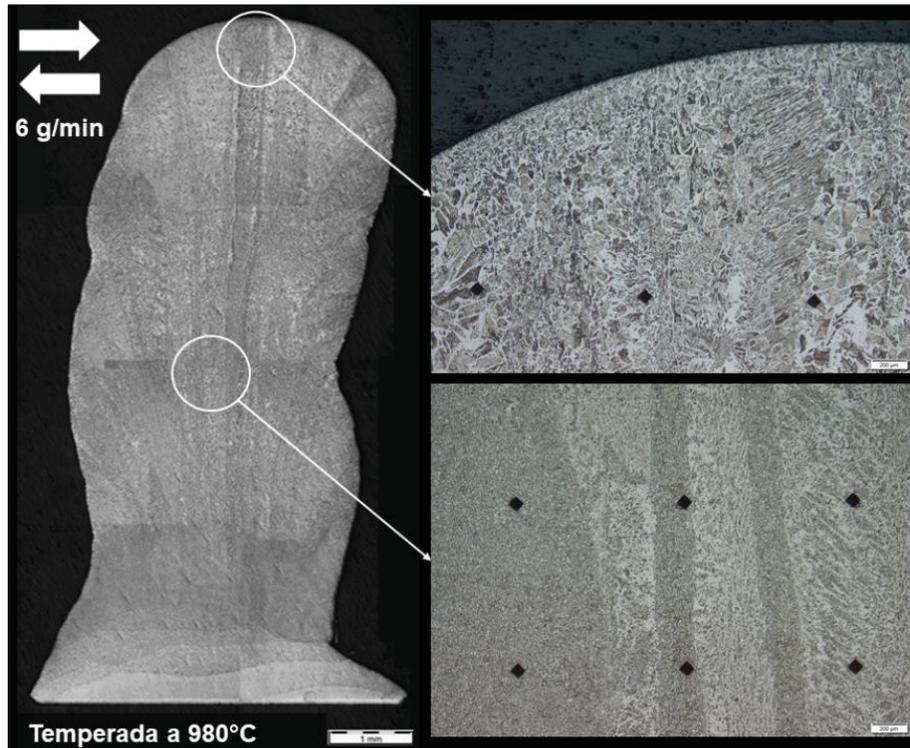


Fonte: O autor, 2022

APÊNDICE B – MICROGRAFIA DAS MULTICAMADAS

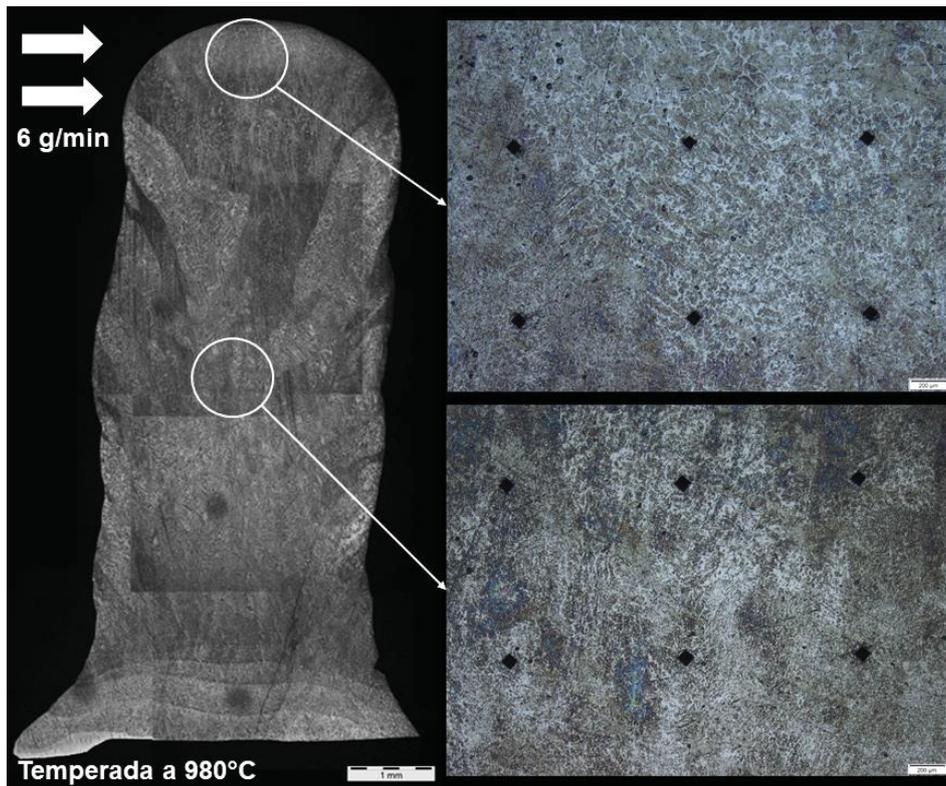
A Figura 47, Figura 48, Figura 49 e Figura 50 apresentam a micrografia das amostras bidirecional e unidirecional depositadas com $Q_m = 6 \text{ g/min}$ e 9 g/min após a têmpera.

Figura 47 – Microestrutura da amostra bidirecional temperada a $980 \text{ }^\circ\text{C}$ com $Q_m = 6 \text{ g/min}$ na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo



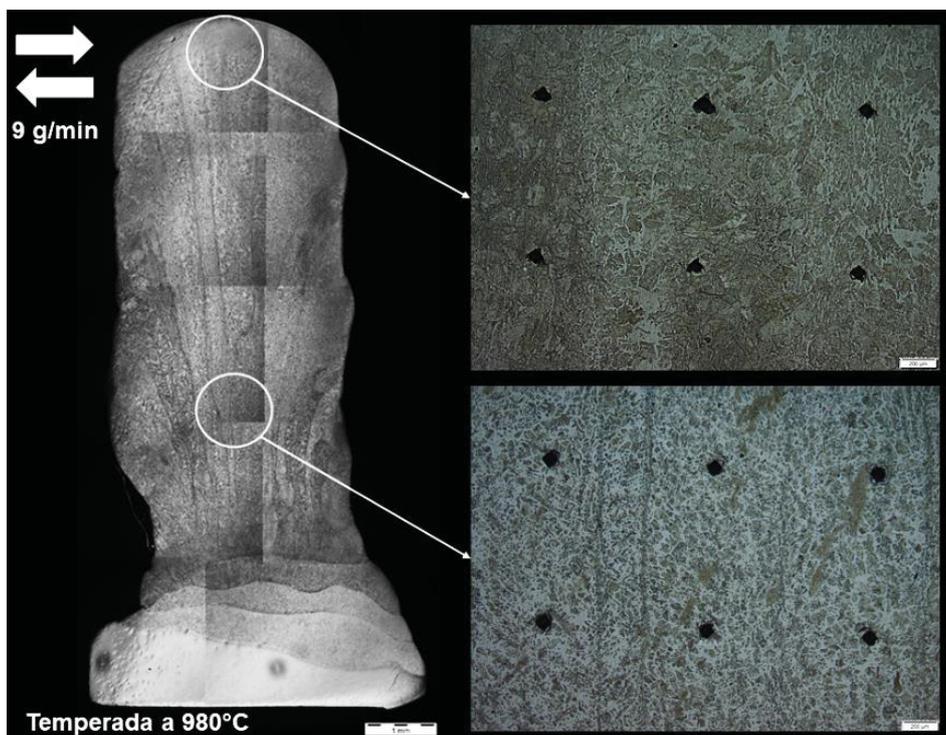
Fonte: O autor, 2022

Figura 48 - Microestrutura da amostra unidirecional temperada a 980 °C com $Q_m = 6$ g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo



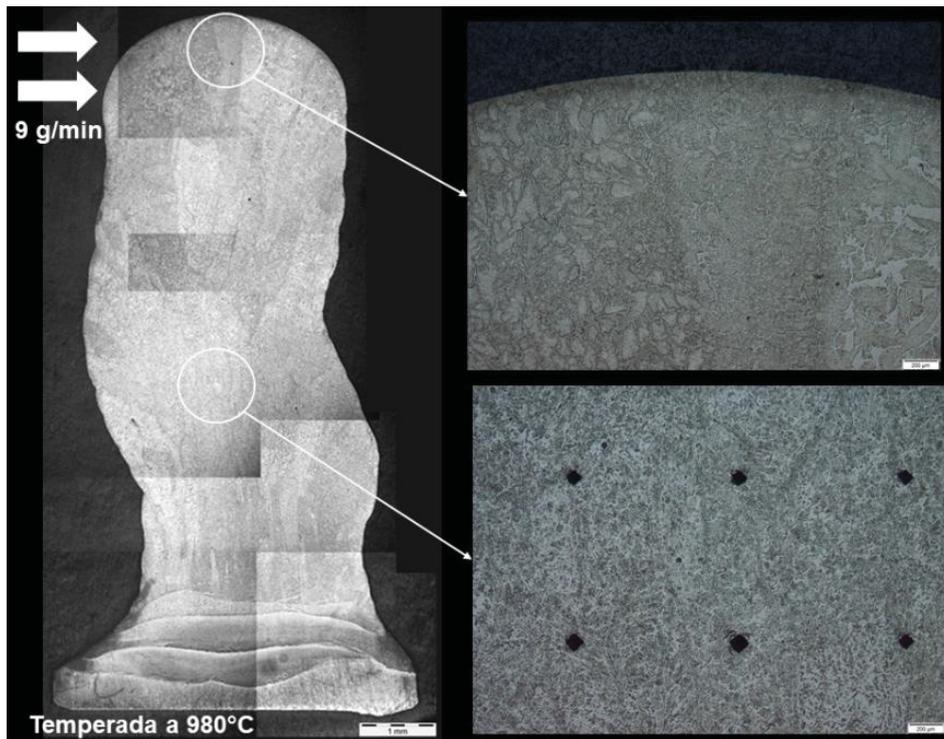
Fonte: O autor, 2022

Figura 49 – Microestrutura da amostra bidirecional temperada a 980 °C com $Q_m = 9$ g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo



Fonte: O autor, 2022

Figura 50 - Microestrutura da amostra unidirecional temperada a 908°C com $Q_m = 9$ g/min na seção transversal com detalhes nas regiões de centro e de topo

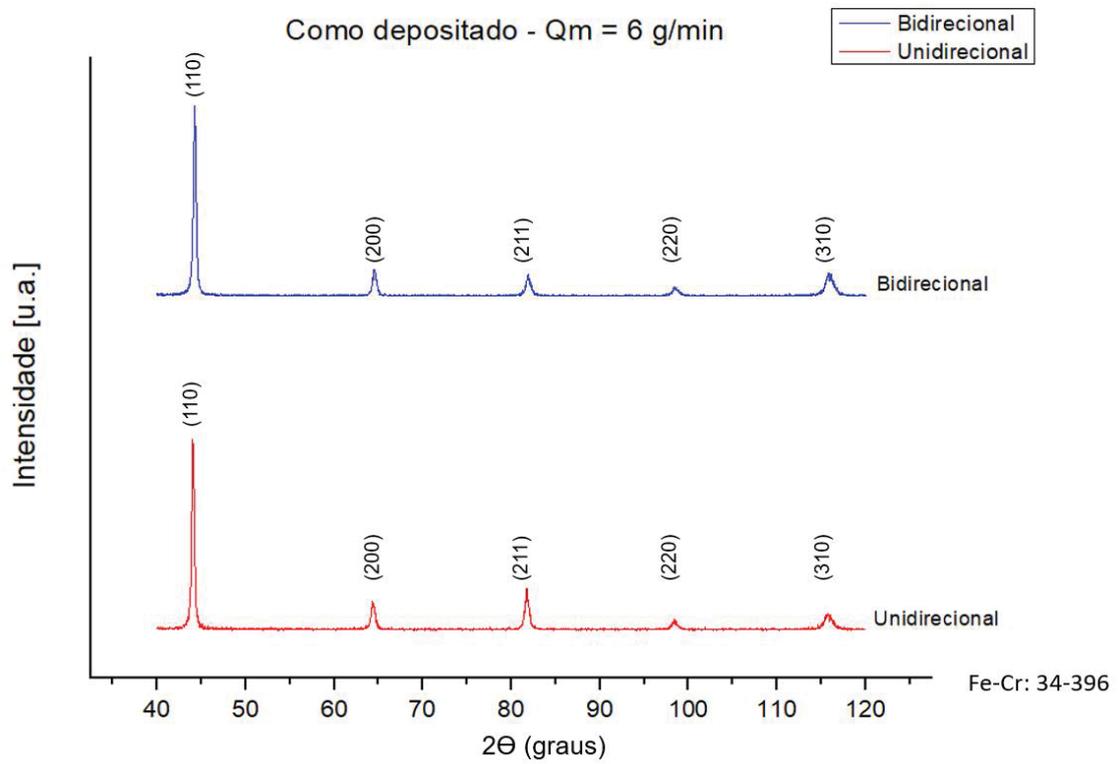


Fonte: O autor, 2022

APÊNDICE C – DIFRATROGRAMAS

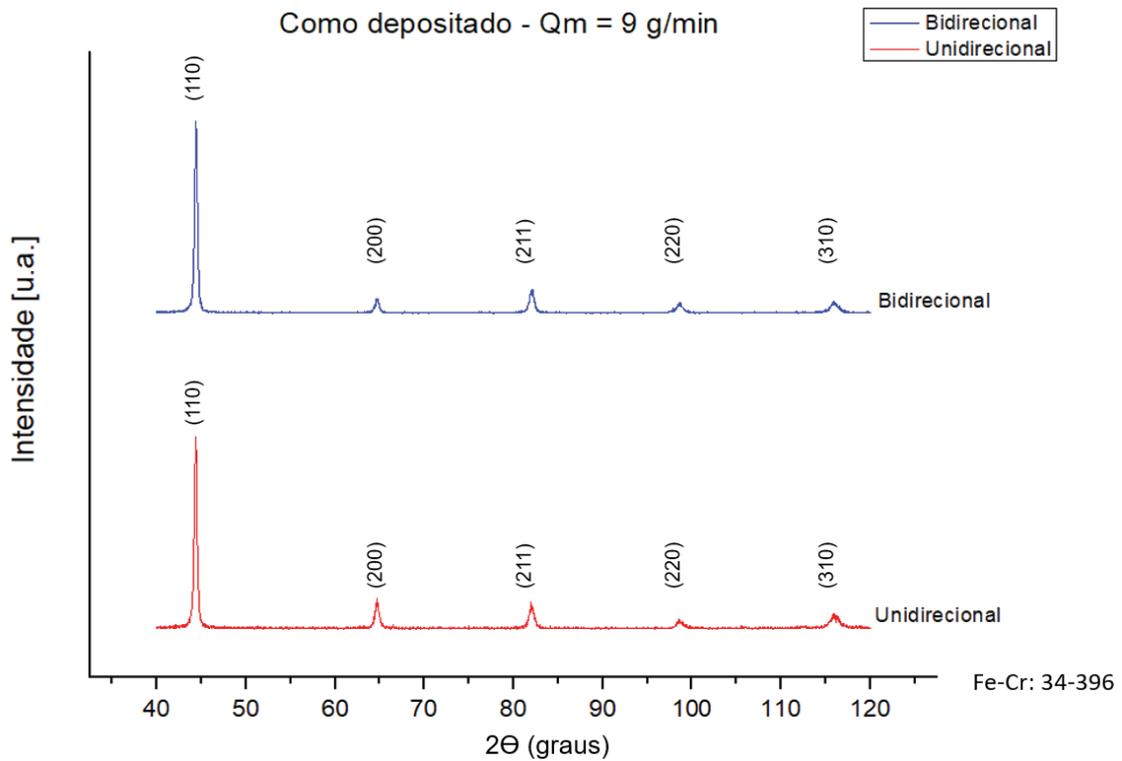
A Figura 51 e Figura 52 apresentam o difratograma das multicamadas depositadas em sentido bidirecional e unidirecional com $Q_m = 6$ g/min e $Q_m = 9$ g/min na condição como depositada, respectivamente.

Figura 51 – Difratoograma da amostra bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 6 g/min na condição como depositada.



Fonte: O autor, 2022

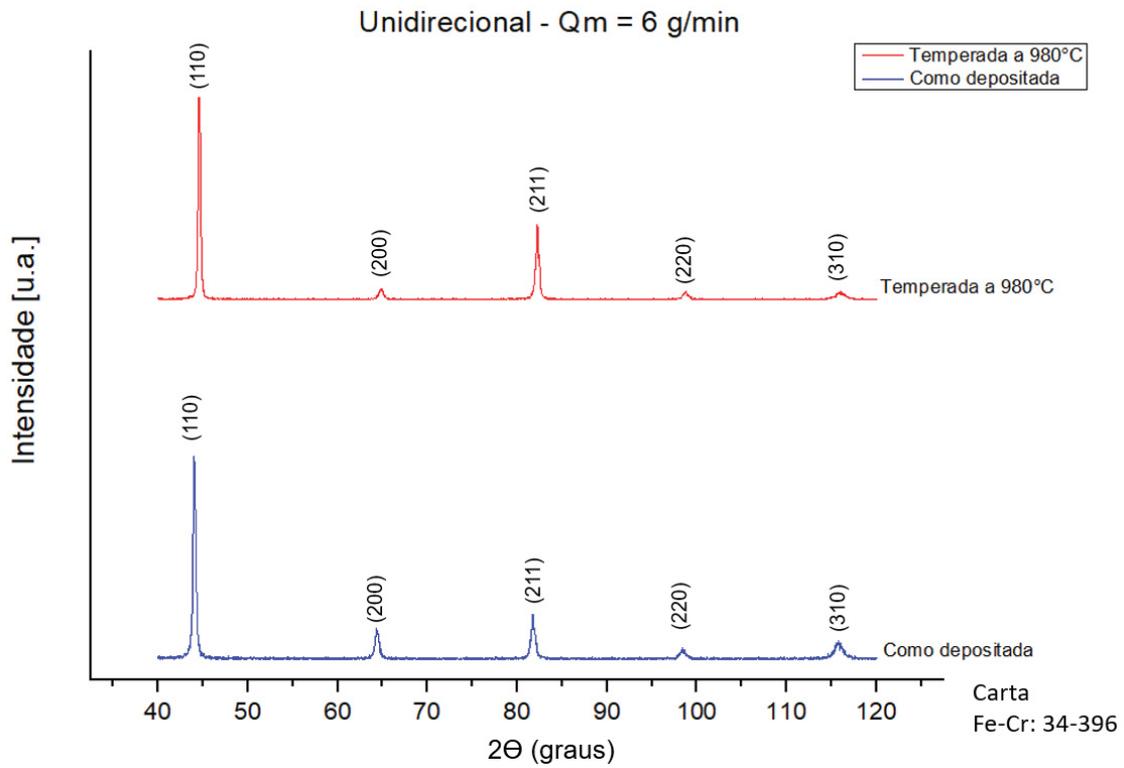
Figura 52 - Difratoograma da amostra bidirecional e unidirecional com vazão mássica de 9 g/min na condição como depositada.



Fonte: O autor, 2022

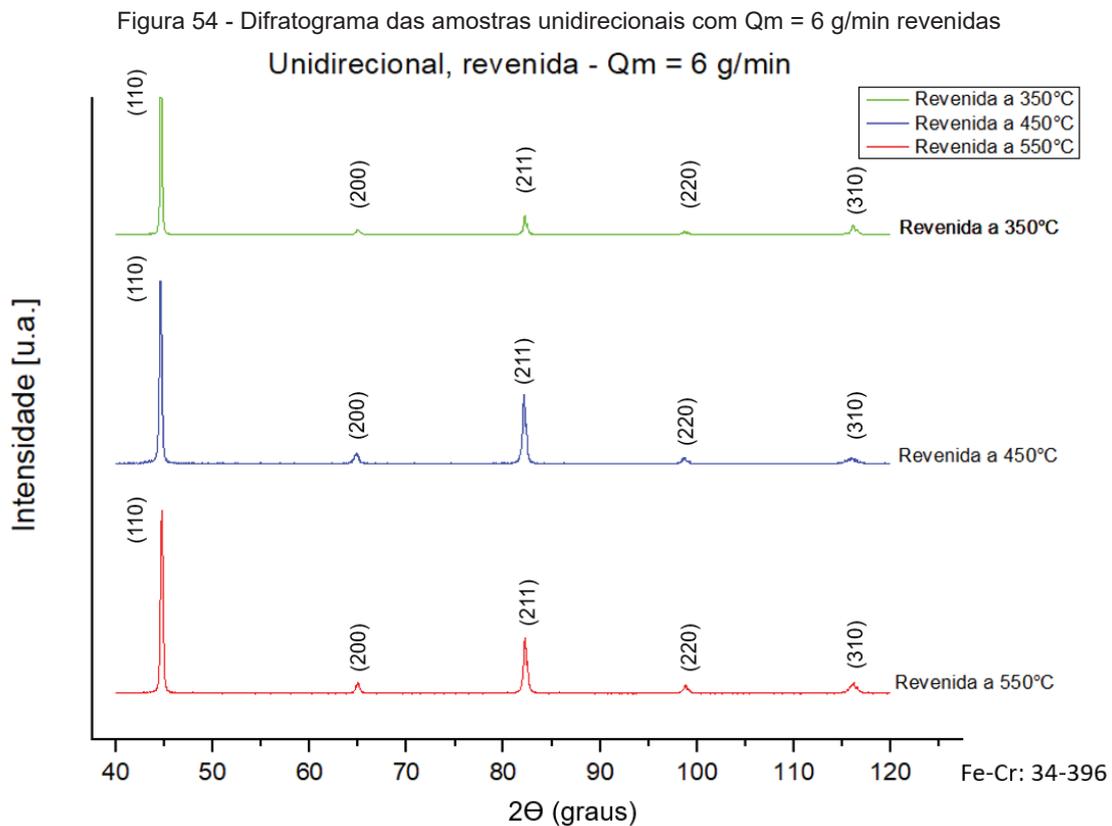
A Figura 53 compara o difratograma da amostra unidirecional com $Q_m = 6$ g/min na condição como depositada e após a têmpera.

Figura 53 - Difratograma da amostra unidirecional com $Q_m = 6$ g/min na condição como depositada e após a têmpera



Fonte: O autor, 2022

A Figura 54 contém o difratograma das multicamadas depositadas em sentido unidirecional com $Q_m = 6$ g/min após o revenido.



Fonte: O autor, 2022

APÊNDICE D – TEMPO DE RESFRIAMENTO DAS MULTICAMADAS

O apêndice D contém as tabelas com os tempos obtidos para que o centro de cada multicamada depositada alcançasse 150 °C para iniciar a deposição de uma nova multicamada. A Tabela 9 compara o tempo de resfriamento entre a deposição bidirecional e unidirecional com $Q_m = 9$ g/min e a Tabela 10 compara o tempo de resfriamento entre $Q_m = 6$ g/min e $Q_m = 9$ g/min para a deposição no sentido bidirecional.

Tabela 9 - Tempo de resfriamento das multicamadas depositadas com $Q_m = 9 \text{ g/min}$ até a temperatura de $150 \text{ }^\circ\text{C}$ no centro da mesma

Multicamada	Bidirecional, $Q_m = 9 \text{ g/min}$		Unidirecional, $Q_m = 9 \text{ g/min}$	
	Deposição	Tempo Resfriamento	Deposição2	Tempo Resfriamento3
1	→	00:06:00	→	00:08:00
2	←	00:07:15	→	00:09:09
3	→	00:07:45	→	00:09:12
4	←	00:06:40	→	00:08:19
5	→	00:05:11	→	00:07:30
6	←	00:05:15	→	00:08:00
7	→	00:05:15	→	00:07:30
8	←	00:05:22	→	00:07:20
9	→	00:03:10	→	00:07:20
10	←	00:05:03	→	00:07:20
11	→	00:05:06	→	00:07:30
12	←	00:05:14	→	00:08:00
13	→	00:05:18	→	00:07:40
14	←	00:05:03	→	00:07:30
15	→	00:06:00	→	00:07:15
16	←	00:06:48	→	00:07:00
17	→	00:05:45	→	00:09:35
18	←	00:06:25	→	00:09:50
19	→	00:05:51	→	00:08:00
20	←	00:07:21	→	00:10:20
21	→	00:07:00	→	00:10:12
22	←	00:07:15	→	00:10:30
23	→	00:08:36	→	00:11:20
24	←	00:08:16	→	00:11:35

Fonte: O autor, 2022

Tabela 10 - Tempo de resfriamento das multicamadas depositadas com o sentido de deposição bidirecional até a temperatura de 150 °C no centro da mesma

Multicamda	Bidirecional, Qm = 6 g/min		Bidirecional, Qm = 9 g/min	
	Deposição	Tempo Resfriamento	Deposição	Tempo Resfriamento
1	→	05:00:00	→	00:06:00
2	←	05:10:00	←	00:07:15
3	→	04:40:00	→	00:07:45
4	←	05:00:00	←	00:06:40
5	→	05:30:00	→	00:05:11
6	←	05:19:00	←	00:05:15
7	→	06:26:00	→	00:05:15
8	←	06:00:00	←	00:05:22
9	→	06:00:00	→	00:05:48
10	←	05:45:00	←	00:05:03
11	→	05:40:00	→	00:05:06
12	←	05:32:00	←	00:05:14
13	→	05:58:00	→	00:05:18
14	←	05:45:00	←	00:05:03
15	→	05:28:00	→	00:06:00
16	←	03:41:00	←	00:06:48
17	→	05:40:00	→	00:05:45
18	←	06:22:00	←	00:06:25
19	→	06:35:00	→	00:05:51
20	←	06:50:00	←	00:07:21
21	→	07:30:00	→	00:07:00
22	←	07:25:00	←	00:07:15
23	→	07:40:00	→	00:08:36
24	←	07:25:00	←	00:08:16
25	→	08:20:00		
26	←	08:20:00		
27	→	07:45:00		
28	←	08:15:00		
29	→	08:11:00		
30	←	08:20:00		
31	→	08:25:00		
32	←	08:30:00		
33	→	08:45:00		
34	←	09:20:00		

Fonte: O autor, 2022