

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**NAHRIMA CHAMBELA MORAES**

**SOLDAGEM A LASER Yb:FIBRA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ASTM  
201LN COM EFEITO TRIP SUBMETIDO A PROCESSAMENTO  
TERMOMECÂNICO PARA REVERSÃO**

**Rio de Janeiro  
2020**

NAHRIMA CHAMBELA MORAES

SOLDAGEM A LASER Yb:FIBRA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ASTM  
201LN COM EFEITO TRIP SUBMETIDO A PROCESSAMENTO  
TERMOMECÂNICO PARA REVERSÃO

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciência dos Materiais.

Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Andersan dos Santos Paula - D.Sc.

Rio de Janeiro  
2020

©2020

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha  
Rio de Janeiro – RJ CEP: 22.290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Moraes, Nahrma Chambela

Soldagem a laser Yb:fibra do aço inoxidável asutenítico ASTM 201LN com efeito TRIP submetido a processamento termomecânico para reversão / Nahrma Chambela Moraes. — Rio de Janeiro, 2020.  
232 f.

Orientador: Andersan dos Santos Paula.

Tese (doutorado) — Instituto Militar de Engenharia, Ciência dos Materiais, 2020.

1. Instituto Militar de Engenharia. 2. Aço inoxidável ASTM 201LN. 3. Soldagem a laser. 4. Ciência dos Materiais. I. Paula, Andersan dos Santos, orient. II. Título

**INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA**

**NAHRIMA CHAMBELA MORAES**

**SOLDAGEM A LASER Yb:FIBRA DO AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO ASTM 201LN COM EFEITO TRIP SUBMETIDO A  
PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO PARA REVERSÃO**

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Ciência dos Materiais.

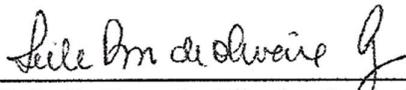
Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Anderson dos Santos Paula – D.Sc.

Aprovada em 21 de dezembro de 2020 pela seguinte Banca Examinadora:



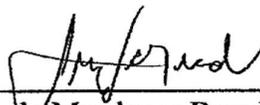
---

**Prof<sup>a</sup>. Anderson dos Santos Paula - D.Sc. do IME - Presidente**



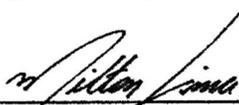
---

**Prof<sup>a</sup>. Leila Rosa de Oliveira Cruz - D.Sc. do IME**



---

**Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.Sc. do IME**



---

**Prof. Milton Sergio Fernandes de Lima – D.Sc. do IEAv**



---

**Prof. Tarcísio Reis de Oliveira – D.Sc. da UniLesteMG**

## AGRADECIMENTOS

A Deus, por sempre ter me concedido proteção e força.

À família Chambela Faria, por todo amor e apoio. Especialmente, à minha mãe Fernanda e meu irmão Rhuagas, pelo respeito, pelo companheirismo, por serem a minha força.

Ao meu pai Valter, *in memoriam*, por ter sido em vida o maior incentivador com relação aos estudos.

Aos meus amigos de laboratório, Isabella, Mônica, Camila Souza, Talita, Isaque, Andrey, Julianna Garcia, Yuri, Gabriel Onofre, Renato, Bruna, Laís, Ângelo, Leandra, Rodolfo, Larissa, Thiago, por todo conhecimento compartilhado, por todas as fetinhas no laboratório que nos tornavam mais unidos. E não posso deixar de agradecer em especial Andrey e Julianna pela companhia nos dias de trabalho até tarde em plena pandemia.

Ao bonde da antiga SE/4, que fez com que essa jornada fosse mais animada. Especialmente Wesley, Mattheus, Suzana, Gabriel e Anderson, que se tornaram grandes amigos pra toda a vida.

À Alvina, uma segunda mãe, uma amiga, um anjo, que teve um papel importantíssimo no início do doutorado.

Às minhas amigas/irmãs, Ingrid, Geice Kelly e Érica, por todo apoio, carinho e amor.

À minha *roommate* Gabriela, por ter sido uma companheira de quarto e uma amiga incrível nos dois últimos anos do doutorado.

Ao professor Rodrigo Felix e a todos do CBPF (Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas) que viabilizaram os cortes das amostras.

Ao téc. Leonardo, pela ajuda nos ensaios mecânicos.

Ao professor André do IF (Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia) de Paracambi, pelo empréstimo do ferritoscópio.

Ao professor cel Julio, *in memoriam*, por viabilizar as condições de uso do laminador.

À Aperam South America pela doação do aço para estudo

Ao IEAv (Instituto de Estudos Avançados) pela disponibilização da infraestrutura de soldagem a laser. Bem como, ao prof. Milton e o pesquisador Rafael por todo o apoio.

Aos professores do IME (Instituto Militar de Engenharia), pela dedicação e ensinamentos passados.

À professora / orientadora Andersan, por toda orientação prestada, por toda dedicação e paciência, por todos os ensinamentos compartilhados.

Ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) pelo suporte pelo suporte financeiro na compra de materiais de consumo para preparação de amostras, inserido no texto do projeto da bolsa de produtividade em Pesquisa PQ-2 da orientadora, Profa Andersan - (Processos 307798/2015-1 e 312313/2018-7).

Ao PROEX/Capes pelo suporte financeiro na compra de materiais de consumo laboratorial, participação nos congressos e pagamento do serviço de corte dos corpos de prova de tração por eletroerosão.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pela bolsa de estudo concedida.

## RESUMO

Os aços inoxidáveis austeníticos (ASSs) possuem uma taxa de crescimento anual de produção maior que as de outros principais metais do mercado e possuem uma gama muito grande de aplicações, pois possuem uma resistência à corrosão superior que outros aços inoxidáveis, combinado a uma excelente ductilidade e soldabilidade. Dentro da família dos ASSs, a série 200 tem ganhado espaço no mercado por ser uma alternativa mais econômica do que os conhecidos ASSs da série 300. Porém, possui resistência à corrosão e propriedades mecânicas inferiores, problemas esses que têm motivado diversas pesquisas a estudar esses aços, com o intuito de melhorar tais propriedades e aumentar sua aplicabilidade, principalmente na área industrial. Sendo a soldagem um processo amplamente utilizado em diversas áreas industriais para aplicação destes aços, este trabalho teve como objetivo otimizar os parâmetros de soldagem a laser de Yb:fibra de chapas do aço ASTM 201LN no estado como recebido e extraídas ao longo do processamento termomecânico, otimizado por SOUZA (2019), realizado para indução e reversão da martensita  $\alpha'$ , com o intuito do refino dos grãos e melhorias das propriedades mecânicas, como o incremento no limite de escoamento (LE) e no limite de resistência à tração (LRT). Para isso, foram realizados 7 testes de soldagem a laser com variação de potência e velocidade. Os parâmetros ótimos na soldagem por laser Yb:fibra (soldas com potência e velocidade iguais a 2000 W e 1000 mm/min para a amostra CR, 1000 W e 1500 mm/min para as amostras da primeira etapa de processamento termomecânico e 500 W e 1500 mm/min para as da segunda etapa) foram estabelecidos através da análise dos aspectos microestruturais das regiões das juntas soldadas (zona de fusão-ZF e zona termicamente afetada-ZTA) via microscopia óptica (MO), que exibiram excelente qualidade ao longo do cordão de solda, sem defeitos de soldagem e maior relação penetração/largura. As regiões das soldas selecionadas foram analisadas via MEV (via detector de elétrons retroespalhados (BSE) e de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), onde a diminuição da espessura resultou em uma ZF mais estreita, com microestrutura dendrítica mais refinada e maior quantidade de ferrita  $\delta$ . Foram feitos ensaios de microdureza Vickers (HV) mostrando maior dureza na região do metal base (MB), principalmente para as amostras recozidas fruto do processamento termomecânico. Foi evidenciando através de tração uniaxial um decaimento no LE, LRT e alongamento uniforme das amostras soldadas, mas as amostras que sofreram processamento termomecânico, mesmo soldadas, exibiram LE e LRT consideravelmente maiores que os da amostra como recebida. Assim, existem possibilidades de aplicação deste material, mesmo que soldado, quando o requisito for de um aço com maior resistência mecânica, em função dos valores de LE e LRT, sem exigência de significativo alongamento.

**Palavras-chaves:** Aço Inoxidável Austenítico ASTM 201LN, Efeito TRIP, Soldagem a Laser Yb:fibra, Microestrutura, Propriedades Mecânicas.

## ABSTRACT

Austenitic stainless steels (ASSs) have a higher annual production growth rate than other major metals on the industry and have a wide range of applications, due to its superior corrosion resistance than other stainless steels, combined with excellent ductility and weldability. Within the family of ASSs, the 200 series has gained space on the industry as a more economical alternative than the well-known 300 series ASSs. However, they have inferior corrosion resistance and mechanical properties. This problem has motivated several researches to study these steels, in order to improve these properties and increase their applicability, mainly in the industrial area. Since welding a process widely used in several industrial areas, this work aimed to optimize the parameters of Yb: fiber laser welding of steel sheet ASTM 201LN as received and extracted along the thermomechanical processing, optimized by SOUZA (2019), performed for induction and reversion of martensite, with the aim of refining grains and improving mechanical properties, such as increasing on the yield strength limit (YS) and ultimate tensile strength (UTS). For this, 7 laser welding tests were performed with varying power and speed. The optimal parameters in Yb: fiber laser welding (welds with power and speed equal to 2000 W and 1000 mm/min for the CR sample, 1000 W and 1500 mm/min for the samples of the first thermomechanical processing step and 500 W and 1500 mm/min for the second stage) were established through the analysis of the microstructural aspects of the welded joint regions (fusion zone-FZ and heat-affected zone-HAZ) via optical microscopy (OM), which exhibited excellent quality throughout of the weld bead, without welding defects and excellent penetration/width ratio. The regions of the selected welds were better analyzed using SEM (via backscattered electrons (BSE) and backscattered electrons diffraction (EBSD) detectors, wherein the decrease in sample thickness resulted in a narrower FZ, with more refined dendritic microstructure. and greater amount of  $\delta$  ferrite. Vickers microhardness test (HV) were performed showing greater hardness in the base metal (BM) region. A decay in the yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS) and uniform elongation of the welded samples was evidenced through uniaxial tensile, but the samples that underwent thermomechanical processing, even welded, exhibited considerably higher YS and UTS than the sample as received. Highlighting application possibilities of this material, even if welded, when the demand requirement is of greater mechanical resistance, in function of the values of YS and UTS, without significant elongation requirement.

**Keywords:** ASTM 201LN Austenitic Stainless Steel, TRIP Effect, Yb: fiber Laser Welding, Microstructure, Mechanical Properties.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Crescimento da produção dos SSs de 1950 a 2019.....	32
Figura 2.2 Diagrama de constituição dos aços inoxidáveis Schaeffler-Delong.....	34
Figura 2.3 Ilustração esquemática do mecanismo de transformação martensítica por cisalhamento .....	36
Figura 2.4 “Plano de hábito” da martensita ( $\alpha'$ ) sob condições de transformações com e sem restrições.....	37
Figura 2.5 Energia livre em função da temperatura para as fases mãe e martensita .....	38
Figura 2.6 Contribuição da energia de deformação mecânica ( $\Delta G$ mecânico) no gráfico da energia livre <i>versus</i> temperatura .....	40
Figura 2.7 Gráfico de tensão <i>versus</i> temperatura relacionado ao efeito TRIP .....	41
Figura 2.8 Gráficos Tensão <i>versus</i> Deformação em várias temperaturas e taxas de deformação dos ASSs 201: (a) $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e (b) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ e 201L: (c) $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e (d) $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .....	44
Figura 2.9 Fração de martensita- $\alpha'$ em função da temperatura e taxa de deformação dos aços 201 e 201L .....	45
Figura 2.10 Fração de volume de martensita <i>versus</i> deformação verdadeira para os aços inoxidáveis austenítico 201Mod e AISI 304 laminados a temperatura ambiente....	48
Figura 2.11 Curva de microdureza <i>versus</i> deformação verdadeira para os aços AISI 304 e 201Mod.....	48
Figura 2.12 Ilustração esquemática do processo termomecânico para se obter uma estrutura de grãos nanométricos ou ultrafinos para o ASSs .....	49
Figura 2.13 Curva tensão x deformação do aço 304L nas condições como recebido, deformado a frio e após tratamento termomecânico de reversão com grãos ultrafinos (GUF).....	50
Figura 2.14 Ilustração dos mecanismos de difusão e por cisalhamento da reversão de martensita para austenita.....	51
Figura 2.15 Variação na fração de volume de a martensita $\alpha'$ <i>versus</i> redução de espessura durante a laminação a frio no ASS do tipo: (a) 201 .....	53
Figura 2.16 Influência do tempo de recozimento e da temperatura no teor de martensita no ASS do tipo: (a) 201 (adaptado de MOALLEMI <i>et al.</i> (2011)) e (b) 201Nb .....	54
Figura 2.17 Influência da temperatura e tempo de recozimento no tamanho de grão da austenita revertida para o ASS 301LN: (a) fração de austenita revertida e (b) tamanho de grão da austenita revertida.....	55

Figura 2.18 Diagrama de energia livre <i>versus</i> temperatura na mudança de estado líquido-sólido.....	57
Figura 2.19 Diagrama de fases binárias com relação à razão do coeficiente de segregação no equilíbrio K .....	58
Figura 2.20 Solidificação com difusão limitada no líquido e sem difusão no sólido: (a) Diagrama de fase; (b) Camada limite rica em soluto.....	59
Figura 2.21 Efeito do superesfriamento constitucional no modo de solidificação durante a soldagem: (a) Planar; (b) Celular; (c) Colunar dendrítico (d) Equiaxial dendrítico. O superesfriamento constitucional aumenta de (a) a (d) .....	60
Figura 2.22 Crescimento dos grãos na zona de fusão: (a) Crescimento epitaxial; (b) Crescimento competitivo .....	61
Figura 2.23 Morfologias da ferrita $\delta$ nos modos de solidificação AF e FA dos ASSs: (a) interdendrítica, (b) vermicular e (c) em ripas .....	63
Figura 2.24 Esquema macroestrutural da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico ( $T_p$ ), fusão ( $T_f$ ) e crítica ( $T_c$ ). A - ZF, B - ZTA e C - MB.....	65
Figura 2.25 Gradiente térmico e forma da poça fundida em (a) velocidade mais alta e (b) velocidade mais baixa .....	66
Figura 2.26 Ilustração dos componentes necessários para a geração de laser.....	67
Figura 2.27 Representação esquemática dos três estágios da geração de laser.....	68
Figura 2.28 Esquema de funcionamento de um laser de Yb:Fibra.....	69
Figura 2.29 Epectro de intensidade de calor para soldagem por fusão .....	69
Figura 2.30 Representação esquemática da soldagem a laser por modo de condução.....	71
Figura 2.31 Representação esquemática da soldagem a laser via “ <i>keyhole</i> ” .....	72
Figura 2.32 Desenho esquemático da formação de plasma no modo <i>Keyhole</i> .....	73
Figura 2.33 Resultados obtidos para os aços 304L e 316L: (a) relação entre velocidade de soldagem e razão profundidade/largura e (b) relação entre distância focal e profundidade de penetração .....	75
Figura 2.34 Formas transversais e aparências da poça de soldagem de três condições distintas de solda a laser em um ASS 201 registradas por uma câmera de alta velocidade .....	76
Figura 2.35 Morfologia de fusão e estrutura dos grãos da solda para três condições de soldagem a laser diferentes .....	77
Figura 2.36 Composição das sete ligas indicadas por setas no diagrama do sistema de liga ternária Fe-Cr-Ni com 59% em massa de Fe .....	78

Figura 3.1 Imagens via MEV dos materiais de partida: (a) CR, (b) 1LF, (c) 1RR, (d) 2LF e (e) 2RR.....	82
Figura 3.2 Esquema com o resumo dos procedimentos experimentais realizados no estudo preliminar.....	84
Figura 3.3 Esquema com o resumo dos procedimentos experimentais realizados no estudo definitivo .....	84
Figura 3.4 Esquema de nomenclatura das amostras submetidas ao processamento termomecânico (preliminar <i>versus</i> definitivo deste trabalho). .....	86
Figura 3.5 Desenho esquemático da (a) estação de processamento de materiais com laser a fibra e (b) cabeça de processo do laser .....	89
Figura 3.6 Esquema do corte a jato d'água adotado neste trabalho .....	92
Figura 3.7 Esquema de corte dos melhores testes de soldagem adotado neste trabalho ...	92
Figura 3.8 Esquema da preparação metalográfica das amostras preliminares .....	93
Figura 3.9 Esquema de corte das amostras soldadas do processamento definitivo deste estudo .....	94
Figura 3.10 Esquema de preparação metalográfica das amostras sem e com solda do processamento definitivo deste estudo.....	95
Figura 3.11 Nomenclatura das amostras soldadas no presente trabalho para análise detalhada no MEV (BSE e EBSD) .....	97
Figura 3.12 Desenho esquemáticos das indentações de microdureza Vickers (HV) para medida, tomada a $\frac{1}{2}$ espessura, do perfil desta propriedade ao longo das juntas soldadas das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M .....	100
Figura 3.13 Esquema de marcações da área útil dos CPs de tração para a realização dos cálculos de alongamento uniforme após a ruptura.....	101
Figura 3.14 Corpo de prova reduzido para ensaios de tração. Nota: tanto para os CPs sem e com solda .....	102
Figura 4.1 Macrografia dos testes preliminares da amostra P-CR: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5 .....	106
Figura 4.2 Macrografia dos testes preliminares da amostra P-1LF: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5 .....	107
Figura 4.3 Macrografia dos testes preliminares da amostra P-1RR: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5 .....	107
Figura 4.4 Macrografia dos testes preliminares da amostra P-2LF: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5 .....	109

Figura 4.5 Macrografia dos testes preliminares da amostra P-2RR: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5 .....	110
Figura 4.6 Imagens microestruturais (via MO) do teste 1 (1000 mm/min e 2000 W) de soldagem da amostra P-CR-S1: (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda .....	112
Figura 4.7 Imagens microestruturais (via MO) do teste 4 de soldagem da amostra P- CR-S4M (500 mm/min e 1500 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.....	114
Figura 4.8 Imagens microestruturais (via MO) do teste 1 de soldagem da amostra P-1LF (1000 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.....	115
Figura 4.9 Imagens microestruturais (via MO) do teste 2 de soldagem da amostra P-1LF (1500 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.....	116
Figura 4.10 Imagens microestruturais (via MO) do teste 3 de soldagem da amostra P-1LF (1500 mm/min e 1000 W): (a) face e meio e (b) raiz da solda .....	116
Figura 4.11 E Imagens microestruturais (via MO) do teste 4 de soldagem da amostra P-1LF: (a) face e (b) meio e raiz da solda .....	117
Figura 4.12 Imagens microestruturais (via MO) do teste 1 de soldagem da amostra P-1RR (1000 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.....	118
Figura 4.13 Imagens microestruturais (via MO) do teste 2 de soldagem da amostra P-1RR (1500 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.....	119
Figura 4.14 Imagens microestruturais (via MO) do teste 3 de soldagem da amostra P-1RR (1250 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.....	120
Figura 4.15 Imagens via MO do teste 4 de soldagem da amostra P-1RR (500 mm/min e 750 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda .....	121
Figura 4.16 Imagens microestruturais (via MO) dos testes de soldagem (a) 1 (1000 mm/min e 1000 W), (b) 2 (1500 mm/min e 1000 W), (c) 3 (1250 mm/min e 1000 W) e (d) 4 (500 mm/min e 750 W) da amostra P-2LF .....	122
Figura 4.17 Imagens microestruturais (via MO) dos testes de soldagem (a) 1 (1000 mm/min e 500 W), (b) 2 (1500 mm/min e 500 W), (c) 3 (1250 mm/min e 500 W) e (d) 4 (500 mm/min e 375 W) da amostra P-2RR.....	124
Figura 4.18 Micrografias via MEV da (a) amostra D-1LF processada neste trabalho com aumento de 2000 x – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-1LF processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x – atacada eletroliticamente .....	128
Figura 4.19 Micrografias via MEV, com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-1LF processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-1LF processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.....	129

Figura 4.20 Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente, da da (a) amostra D-1RR processada neste trabalho com aumento de 2000 x em confronto com a (b) amostra P-1RR processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x .....	135
Figura 4.21 Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-1RR processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-1RR processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente .....	136
Figura 4.22 Micrografias via MEV da (a) amostra D-2LF processada neste trabalho com aumento de 2000 x – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-2LF processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x – atacada eletroliticamente .....	138
Figura 4.23 Micrografias via MEV, com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-2LF processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-2LF processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.....	139
Figura 4.24 Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente, da da (a) amostra D-2RR processada neste trabalho com aumento de 2000 x em confronto com a (b) amostra P-2RR_04 processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x .....	141
Figura 4.25 Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-2RR processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-2RR_04 processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.....	142
Figura 4.26 DRX comparativo das amostras (a) D-1LF versus P-1LF e (b) D-1RR versus P-1RR, em função da primeira sequência de processamento termomecânico deste trabalho (D-1LF e D-1RR) em confronto com os resultados de SOUZA (2019)..	145
Figura 4.27 DRX comparativo das amostras (a) D-2LF versus P-2LF e (b) D-2RR versus P-2RR_04, em função da primeira sequência de processamento termomecânico deste trabalho (D-2LF e D-2RR) em confronto com os resultados de SOUZA (2019)..	146
Figura 4.28 Propriedades extraídas dos ensaios de tração por SOUZA (2019 e por este trabalho: (a) LE e (b) LRT .....	149
Figura 4.29 Macrografias das chapas soldadas nas melhores condições selecionadas para o estudo definitivo: (a) D-CR, (b) D-1LF, (c) D-1RR, (d) D-2LF e (e) D-2RR.....	150
Figura 4.30 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 2000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-CR-S1I, (b) D-CR-S1M e (c) D-CR-S1F .....	152
Figura 4.31 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1LF-S1I, (b) D-1LF-S1M e (c) D-1LF-S1F .....	153
Figura 4.32 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1LF-S2I, (b) D-1LF-S2M e (c) D-1LF-S2F .....	154

Figura 4.33 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1LF-S3I, (b) D-1LF-S3M e (c) D-1LF-S3F .....	155
Figura 4.34 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1RR-S1I, (b) D-1RR-S1M e (c) D-1RR-S1F .....	156
Figura 4.35 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1RR-S2I, (b) D-1RR-S2M e (c) D-1RR-S2F .....	157
Figura 4.36 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1RR-S3I, (b) D-1RR-S3M e (c) D-1RR-S3F .....	158
Figura 4.37 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2LF-S1I, (b) D-2LF-S1M e (c) D-2LF-S1F .....	159
Figura 4.38 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2LF-S2I, (b) D-2LF-S2M e (c) D-2LF-S2F .....	160
Figura 4.39 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2LF-S3I, (b) D-2LF-S3M e (c) D-2LF-S3F .....	160
Figura 4.40 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2RR-S1I, (b) D-2RR-S1M e (c) D-2RR-S1F .....	162
Figura 4.41 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2RR-S2I, (b) D-2RR-S2M e (c) D-2RR-S2F .....	162
Figura 4.42 Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2RR-S3I, (b) D-2RR-S3M e (c) D-2RR-S3F .....	163
Figura 4.43 Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-CR-S1M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x .....	165
Figura 4.44 Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-1LF-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x .....	166
Figura 4.45 Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-1RR-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x .....	167
Figura 4.46 Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-2LF-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x .....	168

Figura 4.47 Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-2RR-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x.....	169
Figura 4.48 Mapa de imagem de orientação do grão, com aumento de 200 x, obtido pela análise EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, no meio da largura e espessura da ZF da amostra D-CR-S1M e seu respectivo IPF de referência da estrutura CFC .....	171
Figura 4.49 Mapa de imagem de orientação do grão, com aumento de 400 x, obtido pela análise EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, no meio da largura e espessura da ZF da amostra D-1RR-S2M e seu respectivo IPF de referência da estrutura CFC.....	172
Figura 4.50 Mapa de imagem de orientação do grão, com aumento de 400 x, obtido pela análise EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, no meio da largura e espessura da ZF da amostra D-2RR-S2M e seu respectivo IPF de referência da estrutura CFC.....	173
Figura 4.51 Dados obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da amostra D-CR-S1M, na interface ZTA-ZF - com aumento de 200 x: (a) mapa de imagem de orientação dos grãos com o IPF de referência da estrutura CFC e (b) mapa de misorientação .....	175
Figura 4.52 Dados obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da amostra D-1RR-S2M, na interface ZTA-ZF - com aumento de 1000 x: (a) mapa de imagem de orientação dos grãos com o IPF de referência da estrutura CFC e (b) mapa de misorientação .....	176
Figura 4.53 Dados obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da amostra D-2RR-S2M, na interface ZTA-ZF - com aumento de 1000 x: (a) mapa de imagem de orientação dos grãos com o IPF de referência da estrutura CFC e (b) mapa de misorientação .....	177
Figura 4.54 Micrografias obtidas via MEV da ZF com aumento igual a 2500 x, no meio da largura e espessura da ZF das amostras: (a) D-CR-S1M, (b) D-1LF-S2M, (c) D-1RR-S2M, (d) D-2LF-S2M e (e) D-2RR-S2M. As setas azuis indicam a presença de ferrita $\delta$ vermicular e as em vermelho em forma de ripa.....	179
Figura 4.55 Mapa de fases obtido na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex no meio da largura e espessura da ZF da amostra (a) D-CR-S1M com 200 x de aumento. CCC = ferrita $\delta$ ; CFC = austenita $\gamma$ .....	180
Figura 4.56 Mapa de fases obtido na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex no meio da largura e espessura da ZF das amostras (a) D-1RR-S2M e (b) D-2RR-S2M, com 400 x de aumento. CCC = ferrita $\delta$ ; CFC = austenita $\gamma$ .....	181
Figura 4.57 Micrografias obtidas via MEV com aumento de 200x da amostra D-CR-S1M (Teste 1 – 1000 mm/min e 2000 W): (a) ZTA com a interface da ZF a direita e (b) MB .....	184

Figura 4.58 Micrografias obtidas via MEV com aumento de 500x da amostra D-CR-S1M (Teste 1 – 1000 mm/min e 2000 W): (a) ZTA com a interface da ZF a direita e (b) MB .....	185
Figura 4.59 (a) Mapa de imagem de orientação dos grãos da austenita, com 200 x de aumento, obtido na análise de EBSD da ZTA da amostra D-CR-S1M, com o IPF de referência da estrutura CFC, e (b) histograma de distribuição do tamanho de grão .....	187
Figura 4.60 (a) Mapa de imagem de orientação dos grãos da austenita, com 200 x de aumento, obtido na análise de EBSD do MB da amostra D-CR-S1M, com o IPF de referência da estrutura CFC, e (b) histograma de distribuição do tamanho de grão .....	188
Figura 4.61 Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 100 x das amostras soldadas com base nos parâmetros do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W): (a) D-1LF-S2M, e (b) D-1RR-S2M. (unidade de medida: $\mu\text{m}$ ) .....	190
Figura 4.62 Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 200 x das amostras soldadas com base nos parâmetros do teste 2 (1500 mm/min e 500 W): (a) D-2LF-S2M, e (b) D-2RR-S2M. (unidade de medida: $\mu\text{m}$ ) .....	191
Figura 4.63 Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 500 x, das amostras: (a) D-1LF-S2M e (b) D-1RR-S2M .....	193
Figura 4.64 Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 500 x, das amostras: (a) D-2LF-S2M e (b) D-2RR-S2M .....	194
Figura 4.65 Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 1000 x, das amostras: (a) D-1LF-S2M, (b) D-1RR-S2M .....	195
Figura 4.66 Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 1000 x, das amostras: (a) D-2LF-S2M, (b) D-2RR-S2M .....	196
Figura 4.67 Mapa de fases obtido na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da ZTA das amostras D-CR-S1M. CCC = $\delta$ ou $\alpha'$ ; CFC = $\gamma$ .....	198
Figura 4.68 Mapa de fases obtido na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da ZTA das amostras (a) D-1RR-S2M e (b) D-2RR-S2M. CCC = $\delta$ ou $\alpha'$ ; CFC = $\gamma$ .....	199
Figura 4.69 Perfil de microdureza Vickers a partir do centro da ZF para as extremidades da junta soldada (MB-ZTA a esquerda e ZTA-MB a direita) das amostras soldadas D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M .....	202
Figura 4.70 Curvas de Tensão <i>versus</i> Deformação de Engenharia, para tração uniaxial sem extensômetro, das amostras (a) CR sem solda e (b) CR com solda a 1000 mm/min e 2000 W .....	203
Figura 4.71 Curvas de Tensão <i>versus</i> Deformação de Engenharia, para tração uniaxial sem extensômetro, das amostras (a) D-2RR (sem solda) e (b) D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 1000 W) .....	205

Figura 4.72 Curvas de Tensão *versus* Deformação de Engenharia, para tração uniaxial sem extensômetro, das amostras (a) D-2RR (sem solda) e (b) D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 500 W) .....207

Figura 4.73 Evolução das propriedades extraídas dos ensaios de tração das amostras CR, D-1RR e D-2RR sem solda: (a) LRT e LE e (b) Alongamento uniforme .....208

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Composição química de diferentes aços da série 200 e 300.....	35
Tabela 2.2	Composição química (% em massa) do ASS AISI estudado por GAUSS <i>et al.</i> (2016).....	44
Tabela 2.3	Composição química (% em massa) dos aços 201Mod e AISI 201 e 304..	48
Tabela 2.4	Composição química (% em massa) e força motriz de alguns ASSs.....	49
Tabela 2.5	Composição química (% em massa) do aço AISI 201 estudado por .....	52
Tabela 2.6	Composição química (% em massa) do aço 201 usado por MOALLEMI <i>et al.</i> (2011) e 201Nb usado por BAGHBADORANI <i>et al.</i> (2015).....	52
Tabela 2.7	O modo de solidificação, a sequência de solidificação e a transformação em estado sólido responsáveis pelas diferentes microestruturas em um ASS.....	62
Tabela 2.8	Relação entre o modo de solidificação dos ASSs e a razão $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .....	63
Tabela 2.9	Parâmetros de soldagem a laser usados para obter três tipos de aparência de solda.....	77
Tabela 3.1	Composição química (% em massa) do ASS 201LN fornecido pela APERAM South America.....	80
Tabela 3.2	Frações volumétricas das fases presentes nos materiais de partida, quantificado por SOUZA (2019) via DRX e método de Rietveld.....	81
Tabela 3.3	Processamento termomecânico realizados nas amostras preliminares deste estudo.....	85
Tabela 3.4	Processamento termomecânico realizados nas amostras definitivas deste estudo.....	86
Tabela 3.5	Parâmetros variáveis dos testes de soldagem a laser das amostras preliminares adotados no presente trabalho.....	90
Tabela 3.6	Parâmetros variáveis das soldagens a laser das amostras definitivas adotados no presente trabalho.....	91
Tabela 3.7	Tempos e tensões utilizados nas etapas de polimento e ataque eletrolítico para cada amostra preliminar adotados neste trabalho.....	93
Tabela 3.8	Tempos e tensões utilizados nas etapas de polimento e ataque eletrolítico para cada amostra definitiva, soldadas nas melhores condições definidas no presente trabalho.....	96

Tabela 4.1	Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-1LF.....	117
Tabela 4.2	Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-1RR.....	121
Tabela 4.3	Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-2LF.....	123
Tabela 4.4	Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-2RR.....	125
Tabela 4.5	Quantificação por DRX, utilizando o método de Rietveld, da fração de austenita $\gamma$ e martensita $\alpha'$ em função da primeira e e segunda sequência de processamento termomecânico deste trabalho, com seus respectivos valores de GOF, em confronto com os resultados de SOUZA (2019).....	147
Tabela 4.6	Média dos dados de LRT, LE obtidos via ensaio de tração, e %M avaliada por Ferritoscopia após a ruptura das amostras recozidas, extraídas de SOUZA (2019) e obtidas por este trabalho.....	148
Tabela 4.7	Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão de solda da amostra D-CR-S1 (1000 mm/min e 2000 W).....	152
Tabela 4.8	Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-1LF para os testes 1 (1000 min/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 1000 W.....	155
Tabela 4.9	Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-1RR para os testes 1 (1000 min/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 1000 W.....	158
Tabela 4.10	Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-2LF para os testes 1 (1000 min/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 500 W.....	161
Tabela 4.11	Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-2RR para os testes 1 (1000 min/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 500 W.....	163
Tabela 4.12	Quantificação da fase CCC (nesta análise ferrita $\delta$ ) na ZF através do <i>software</i> ESPRIT 1.9 via análise EBSD das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M.....	182
Tabela 4.13	Valores de microdureza Vickers (HV) das indentações realizadas nas regiões MB, ZTA e ZF das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M, para medida, tomada a $\frac{1}{2}$ espessura.....	200
Tabela 4.14	Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras CR (sem solda) e D-CR-S1 (com solda a 1000 mm/min e 2000 W).....	204

Tabela 4.15	Comparação das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras CR (sem solda) e D-CR-S1 (com solda a 1000 mm/min e 2000 W).....	204
Tabela 4.16	Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-1RR (sem solda) e D-1RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 1000 W).....	205
Tabela 4.17	Comparação das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-1RR (sem solda) e D-RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 1000 W).....	206
Tabela 4.18	Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-2RR (sem solda) e D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 500 W).....	207
Tabela 4.19	Comparação das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-2RR (sem solda) e D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 500 W).....	207
Tabela 4.20	Porcentagem de martensita (%M), avaliada por Ferritoscopia, medida da região e deformação uniforme dos CPs submetidos à tração uniaxial até a ruptura.....	209

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

### ABREVIATURAS

Mod	Modificado
P:L	Penetração/largura
Máx	Máximo

### SÍMBOLOS

°C	Grau Celsius
%	Porcentagem
$\Delta G$	Diferença de Energia Livre
Å	Ångstrom
$a_{CFC}$	Parâmetro de rede da estrutura CFC, da austenita, utilizado na análise de EBSD
$a_{CCC}$	Parâmetro de rede da estrutura CCC, da martensita $\alpha'$ e ferrita $\delta$ , utilizado na análise de EBSD
cm	Centímetro
$Cr_{eq}$	Cromo equivalente
gf	Grama-força
kN	Quilonewton
kV	Quilovolts
kW	Quilowatt
L	Letra utilizada após o código numérico que identifica o aço inoxidável para indicar que o aço em questão apresenta teor de carbono mais baixo
LN	Letras utilizadas após o código numérico que identifica o aço inoxidável para indicar que o aço em questão apresenta teor de carbono mais baixo e elevado teor de nitrogênio
m	Metro
min	Minuto
$M_d$	Temperatura limítrofe para ocorrência da transformação martensítica induzida por deformação

$M_{d30}$	Temperatura na qual 50% de martensita é formada após 30% de deformação verdadeira
$M_i$	Temperatura de início de transformação martensítica induzida espontaneamente
mJ	Mili Joule
mm	Milímetro
mN	Milnewton
MPa	Mega Pascal
$Ni_{eq}$	Níquel equivalente
nm	nanômetro
s	Segundo
t	Tempo
T	Temperatura
$T_c$	Temperatura crítica
$T_f$	Temperatura de fusão
$T_0$	Temperatura de equilíbrio
V	Volts
v	Velocidade
$\mu\text{m}$	Micrômetro
$\alpha'$	Martensita alfa-linha, de estrutura cúbica de corpo centrado
$\epsilon$	Martensita épsilon, de estrutura hexagonal compactada
$\epsilon_s$	Tensão de saturação
$\gamma$	Austenita, de estrutura cúbica de face centrada
$\delta$	Ferrita delta, de estrutura cúbica de corpo centrado
HV	Dureza Vickers

## LISTA DE SIGLAS

ASSs	Aços Inoxidáveis Austeníticos – <i>Austenitic Stainless Steel</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> (Instituto Americano de Ferro e Aço)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e Materiais)
BSE	Detector de Elétrons Retroespalhados
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
CNC	Comando Numérico Computadorizada
CW	<i>Continuos wave</i> (ondas contínuas)
DE	Defeito de Empilhamento
DEDALO	Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento de Aplicações de Laser e Ótica
DL	Direção de Laminação
DRX	Difração de Raios X
DT	Direção Transversal
EBSD	<i>Electron Back Scatter Diffraction</i> (Difração de Elétrons Retroespalhados)
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento
EEIMVR	Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda
EEL	Escola de Engenharia de Lorena
EFO	Divisão de Fotônica
FEG	<i>Field Emission Gun</i> (Canhão de Emissão de Campo)
FMCE	Fábrica de Material de Comunicações e Eletrônica
GUF	Grãos Ultrafinos
HC	Estrutural Hexagonal
ICEx	Instituto de Ciências Exatas
IEAv	Instituto de Estudos Avançados
IF	Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia
IME	Instituto Militar de Engenharia
LASER	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i> (Ampliação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação)
LE	Limite de Escoamento

LN	<i>Low Nitrogen</i>
MB	Metal Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
Nd:YAG	<i>Neodymium-dope- yttrium-aluminium garnet</i> (Cristal de Óxido de Ítrio e Alumínio dopado com Neodímio)
SS	<i>Stainless Steel</i>
TCC	Estrutura Tetragonal de Corpo Centrado
TIG	<i>Tungsten Inert Gás</i> (soldagem a arco elétrico com eletrodo de tungstênio com proteção gasosa)
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> (Plasticidade Induzida pela Transformação Martensítica)
UFF	Universidade Federal Fluminense
USP	Universidade de São Paulo
WD	Distância de trabalho
ZF	Zona de Fusão
ZTA	Zona Termicamente Afetada

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b>	26
1.1 POSICIONAMENTO DA PROPOSTA	26
1.2 OBJETIVOS	29
1.2.1 OBJETIVO GERAL	29
1.2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	29
<b>2 REVISÃO DE LITERATURA</b>	31
2.1 AÇO INOXIDÁVEL	31
2.1.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS (ASS – <i>AUSTENITIC STAINLESS STEELS</i> )	33
2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	36
2.2.1 EFEITO TRIP	39
2.2.1.1 INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO	42
2.2.1.2 INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA	44
2.2.1.3 INFLUÊNCIA DA TAXA E MODO DE DEFORMAÇÃO	46
2.2.1.4 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO	46
2.2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS NOS AÇOS 201	47
2.3 REVERSÃO DA MARTENSITA EM AUSTENITA	49
2.4 SOLDAGEM	56
2.4.1 SOLDAGEM EM ASS	61
2.5 SOLDAGEM	64
2.5.1 ASPECTOS GERAIS	64
2.6 SOLDAGEM A LASER	67
2.6.1 FUNDAMENTOS DO LASER	67
2.6.2 FUNDAMENTOS DA SOLDAGEM A LASER	69
2.7 SOLDAGEM EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	74
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b>	80
3.1 MATERIAL NO ESTADO COMO RECEBIDO	80
3.2 MATERIAIS COM PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO	81
3.3 MÉTODOS EXPERIMENTAIS	83
3.3.1 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO	85
3.3.1.1 LAMINAÇÃO DO ESTUDO PRELIMINAR <i>VERSUS</i> DEFINITIVO	87
3.3.1.2 RECOZIMENTO PARA REVERSÃO	87
3.3.2 SOLDAGEM A LASER	88
3.3.3 CARACTERIZAÇÕES	91
3.3.3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	91
3.3.3.1.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DOS TESTES PRELIMINARES DE SOLDAGEM	91
3.3.3.1.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS	94
3.3.3.2 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) E ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)	97
3.3.3.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)	98
3.3.3.4 MICRODUREZA VICKERS (HV)	99
3.3.3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL	101
3.3.3.6 FERRITOSCOPIA	102
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	105
4.1 RESULTADOS DOS TESTES PRELIMINARES	105
4.1.1 ASPECTOS MACROSCÓPICOS DAS JUNTAS SOLDADAS	105
4.1.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL (VIA MO) DOS TESTES PRELIMINARES DE SOLDAGEM	111
4.1.2.1 AMOSTRA PRELIMINAR P-CR	111
4.1.2.2 AMOSTRA PRELIMINAR P-1LF	114

4.1.2.3 AMOSTRA PRELIMINAR P-1RR .....	118
4.1.2.4 AMOSTRA PRELIMINAR P-2LF .....	122
4.1.2.5 AMOSTRA PRELIMINAR P-2RR .....	123
4.1.2.6 CONSIDERAÇÕES FINAIS – TESTES PRELIMINARES .....	125
4.2 RESULTADOS DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS .....	126
4.2.1 METAL BASE (MB) – COMPARATIVO DO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO PRELIMINAR E DEFINITIVO .....	126
4.2.1.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MEV .....	126
4.2.1.2 QUANTIFICAÇÃO DE FASES POR DRX .....	143
4.2.2 ASPECTOS MACROSCÓPICOS DAS JUNTAS SOLDADAS DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS .....	149
4.2.3 ANÁLISES MICROESTRUTURAIS DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS .....	151
4.2.3.1 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) .....	151
4.2.3.1.1 AMOSTRA D-CR SOLDADA .....	151
4.2.3.1.2 AMOSTRA D-1LF SOLDADA .....	152
4.2.3.1.3 AMOSTRA D-1RR SOLDADA .....	156
4.2.3.1.4 AMOSTRA D-2LF SOLDADA .....	158
4.2.3.1.5 AMOSTRA D-2RR SOLDADA .....	161
4.2.3.1.6 CONSIDERAÇÕES FINAIS – TESTES DEFINITIVOS .....	163
4.2.3.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) .....	164
4.2.3.2.1 ZONA DE FUSÃO (ZF) .....	164
4.2.3.2.2 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA) .....	182
4.2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	200
4.2.4.1 MICRODUREZA VICKERS (HV) .....	200
4.2.4.2 TRAÇÃO UNIAXIAL E FERRITOSCOPIA .....	202
<b>5 CONCLUSÕES</b> .....	210
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	212
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	213
APÊNDICE A - NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS SOLDADAS .....	222
APÊNDICE B - MAPAS DE FASE VIA EBSD DA ZF .....	224
APÊNDICE C - IMAGENS MACROSCÓPICOS DOS CPs DE TRAÇÃO APÓS A RUPTURA .....	231

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 POSICIONAMENTO DA PROPOSTA

Os aços inoxidáveis (SS – *Stainless Steel*) são aços que foram desenvolvidos com o objetivo de resistir à oxidação e corrosão em diferentes meios e temperaturas de trabalho, propriedades essas carentes em aços comuns. O surgimento dos SSs é datado por volta do ano 1900 e desde então um grande esforço de pesquisa vem sendo realizado para entender e aprimorar suas propriedades para acompanhar a demanda de aplicações, tais como em utensílios de cozinha e móveis, em setores automobilístico e aeroespacial, em indústria de óleo e gás, farmacêutica, de produtos químicos e de alimentos e bebidas (OUTOKUMPU, 2013; LO, SHEK e LAI, 2009).

Existem diferentes composições químicas para os SSs, podendo ser classificados, conforme a microestrutura, como: ferrítico, austenítico e martensítico. Dentre esses, destaca-se o aço inoxidável austenítico (ASS – *Austenitic Stainless Steel*) por sua grande resistência à corrosão, alto desempenho, quando submetido a altas ou baixas temperaturas, excelente ductilidade e soldabilidade. Essas propriedades são atribuídas à estrutura austenítica que é estabilizada pela introdução de níquel inicialmente. O ASS mais popular é o aço denominado 304, utilizado em válvulas e em outras peças de tubulações, trocadores de calor, equipamentos para indústria química e vasos de pressão em refinarias de petróleo. Esse aço só não é mais amplamente aplicável devido ao alto custo do níquel (CHARLES, *et al.*, 2009; OUTOKUMPU, 2013; MCGUIRE, 2008).

Visando ampliar a gama de aplicação dos ASSs, materiais com composição química com baixo teor de níquel, que possibilitem a estabilização da austenita em temperatura ambiente, vêm sendo estudados há algumas décadas. Dentre as alternativas encontradas, existem os ASS da série 200 que substituí todo ou parte do Ni por outros elementos estabilizantes da austenita, em especial o Mn, que possuem menor valor de mercado.

A resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dessa classe, inicialmente, se apresentavam inferiores às da série 300. Porém, vários estudos vêm sendo realizados com o intuito de entender e melhorar tais propriedades, através de modificações das composições químicas e/ou de procedimentos termomecânicos (CHARLES *et al.*, 2009). Alguns trabalhos

tiveram como objetivo avaliar a melhoria das propriedades mecânicas dos aços da série 200, em especial o 201, 201L e 201LN, através do refinamento de grãos por meio da transformação da fase austenita para fase martensita, induzida por tensão mecânica, e posterior recozimento para a reversão da martensita em austenita, obtendo estruturas refinadas com ganho na resistência mecânica e sem perdas na ductilidade/tenacidade. BEHJATI *et al.* (2016) e HAMADA *et al.* (2015) alcançaram valores de resistência à tração para o aço 201 iguais a 1340 MPa e 1100 MPa respectivamente, o que configura mais que o dobro do especificado para o aço 304 que, segundo APERAM (2011), é igual a 515 MPa.

A transformação martensítica pode ser induzida espontaneamente, ou seja, em função de tratamento térmico de têmpera e, em algumas ligas, por tensões através de solicitações mecânicas aplicadas externamente ao material (fenômeno denominado efeito TRIP – Plasticidade Induzida pela Transformação Martensítica ou do Inglês, *Transformation Induced Plasticity*) (OLSON e COHEN, 1975; ZHENG, 2017; KRUPP, WEST e CHRIST, 2008). A reversão da martensita em austenita é alcançada mediante recozimento, pois a martensita perde sua estabilidade em altas temperaturas, que depende da composição química do aço, através de mecanismo difusional ou por cisalhamento. O primeiro é caracterizado pela nucleação de grãos de austenita equiaxiais dentro da matriz martensítica, onde a austenita cresce gradualmente durante o recozimento, e o segundo ocorre através dos fenômenos de recuperação e recristalização (BAGHBADORANI *et al.*, 2015; TOMIMURA, TAKAKI e TOKUNAGA, 1991). A temperatura e o tempo de enxarque de recozimento devem ser otimizados, os aumentos desses parâmetros favorecem o crescimento de grãos da austenita, seja daquela revertida ou da parcela de austenita que somente encruou na etapa de solicitação mecânica e irá recuperar e/ou recristalizar na etapa de recozimento (SADEGHPOUR, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2013; HAMADA *et al.*, 2013; MOALLEMI *et al.*, 2011; BAGHBADORANI *et al.*; 2015; MISRA *et al.*;2010). Sem esquecer das taxas impostas ao longo do aquecimento e resfriamento no recozimento para reversão, pois em função dos valores adotados nestas as modificações estruturais podem ou não se iniciar ou prosseguir ao longo das mesmas (HAMADA *et al.*, 2015).

Uma segunda etapa de laminação e de recozimento pode ser utilizada para obter grãos ainda mais finos, uma vez que a segunda etapa é iniciada com tamanhos de grão menores, já refinados, restringindo o crescimento dos grãos de martensita e, conseqüentemente, originando grãos de austenita ainda menores na segunda etapa de recozimento em comparação com a primeira (MOALLEMI *et al.*, 2012).

Apesar de apresentar boa soldabilidade, os aços inoxidáveis austeníticos em comparação com os ferríticos podem apresentar maiores distorções térmicas e tensões internas das peças utilizando processos de soldagens comuns, aumentando a susceptibilidade da solda a trincas a quente, devido a sua maior condutividade e coeficiente de expansão térmica, além de possível precipitação de carbonetos de cromo durante o resfriamento após a soldagem, em aços com mais de 0,05% de C, causando o esgotamento de cromo nos grãos austeníticos, diminuindo o filme passivo de proteção contra corrosão (EL-BATAHGY, 2012).

Uma forma de impedir esses efeitos indesejáveis é a utilização de um processo de soldagem de alta intensidade que possibilite reduzida área de ação para entrada de calor, resultando em diminutas zonas fundidas (ZF) e termicamente afetada (ZTA), provocando resfriamento rápido e, conseqüentemente, pouca distorção. No caso de ASSs, a presença de uma pequena fração de ferrita  $\delta$  no metal de solda pode evitar o problema de trincas a quente, onde a quantidade desta fase a ser formada durante a solidificação é influenciada pela composição química do material e pela taxa de resfriamento. Uma fração alta de ferrita  $\delta$  não é desejada, pois pode provocar uma redução na ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão do aço (KOU, 2003).

As soldagens a laser (LBW) e por feixe de elétrons (EBW) são os processos que possuem maiores densidades de potência, entre  $10^5$  a  $10^7$  W/cm<sup>2</sup>. Contudo, a soldagem por feixe de elétrons possui algumas limitações como, por exemplo, necessita de vácuo sobre a peça, tornando o processo economicamente mais caro (ASM INTERNATIONAL, 1998).

Apesar de já haver trabalhos sobre processamento termomecânico de reversão para os ASSs da série 200, ainda há muito a ser estudado como, por exemplo, a resposta desses materiais aos processos de soldagem. Até agora, poucas pesquisas foram elaboradas para estudar soldagem em aços inoxidáveis austeníticos da série 200, sobretudo soldagem a laser no grupo do 201 (201, 201L, 201LN), incluindo aqueles com tamanho de grão reduzido por processamento termomecânico para reversão, o que traz motivação e ineditismo para este trabalho.

## 1.2 OBJETIVOS

### 1.2.1. OBJETIVO GERAL

Otimizar os parâmetros de soldagem a laser Yb:fibra de chapas de um aço inoxidável austenítico ASTM 201LN com efeito TRIP, na condição de partida, laminada a quente e recozida a 1050 °C, e extraídas ao longo das etapas do processamento termomecânico para reversão da martensita em austenita e caracterizar estruturalmente as juntas soldadas.

### 1.2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

De modo a atender o objetivo geral, os seguintes processos foram realizados:

- Laminação a frio em escala laboratorial das chapas do aço ASTM 201LN para indução de martensita por deformação;

- Recozimento para reversão em austenita em temperatura abaixo da temperatura de completa recristalização da austenita e tempos previamente definidos;

- Realização de uma segunda etapa de laminação e recozimento para obtenção de uma microestrutura mais refinada;

- Análises das evoluções microestruturais e da influência do refinamento dos grãos nas propriedades mecânicas e na susceptibilidade ao efeito TRIP;

- Realização de testes preliminares de soldagem nas amostras retiradas em cada etapa do processamento termomecânico e no estado como recebido, variando os parâmetros de velocidade e potência do laser;

- Seleção da melhor condição de soldagem, por meio da observação dos menores efeitos térmicos gerados nas peças de trabalho, menores larguras de cordão de solda, menores dimensões de zonas de fusão (ZFs), ausência de defeitos de solda e penetração total das chapas, através de análises macroestruturais das superfícies e microestruturais transversais das linhas de solda;

- Análise das mudanças ocasionadas pela soldagem a laser Yb:fibra nas propriedades mecânicas, via ensaios de tração e microdureza, e microestruturais, via microscopia óptica

(MO) e eletrônica de varredura (MEV), com avaliação via detector de elétrons retroespalhados e difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

## 2 REVISÃO DE LITERATURA

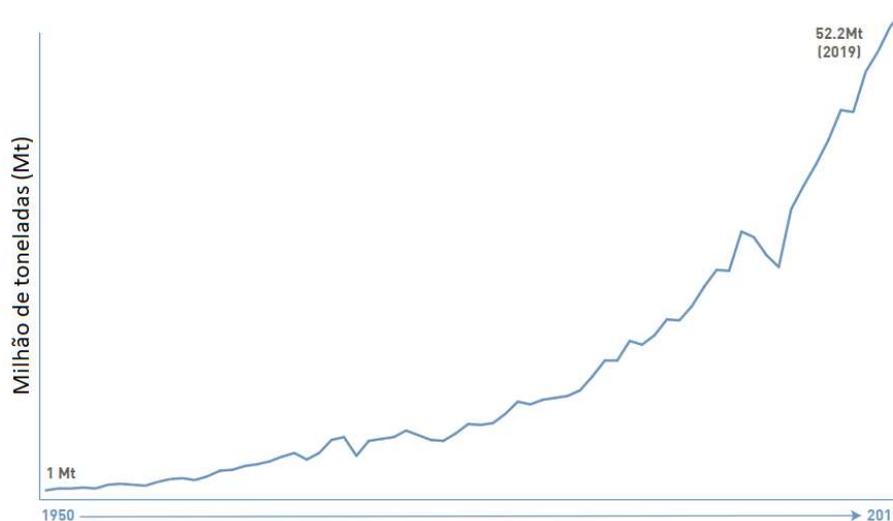
### 2.1 AÇO INOXIDÁVEL

Um dos maiores problemas relacionados aos aços é a corrosão quando expostos a ambientes impróprios, prejudicando suas propriedades mecânicas. Diante dessa problemática, os aços inoxidáveis (SSs) foram desenvolvidos com o objetivo de resistir à oxidação e corrosão em diferentes meios e temperaturas de trabalho. Os SSs são ligas a base de ferro-cromo (Fe-Cr) que em contato com oxigênio forma um filme auto-passivante de óxido e hidróxido de cromo na superfície do aço, em uma concentração mínima de 11% em peso de Cr, garantindo resistência à corrosão (LO, SHEK e LAI, 2009).

Uma série de outros elementos de liga podem ser usados para conferir diferentes microestruturas e certas propriedades aos aços inoxidáveis. Como por exemplo, níquel (Ni) para estabilização da fase austenita e aumento da ductilidade e tenacidade; manganês (Mn) também para a estabilização da microestrutura austenítica (exceto a altas temperaturas, no qual estabilizará a fase ferrita) e favorecer a solubilidade de nitrogênio (N) no aço, que contribui com a estabilização da austenita, aumenta a resistência mecânica em função do maior coeficiente de encruamento, e melhora a resistência à corrosão localizada, principalmente combinado com molibdênio (Mo); cobre (Cu), que colabora para uma maior resistência à corrosão a certos ácidos; silício (Si) para aumentar a resistência à oxidação em altas e baixas temperaturas e por certos tipos de ácidos, também favorece a fase ferrítica; titânio (Ti) e nióbio (Nb) para aumentar a resistência à corrosão intergranular nos aços austeníticos, e aumentar a tenacidade e a resistência à sensitização nos aços ferríticos (OUTOKUMPU, 2013; FRITZLEN e ELBAUM, 1961).

Os aços inoxidáveis austeníticos (ASSs – *Austenitic Stainless Steel*) surgiram por volta do ano 1900 e desde então um grande esforço de pesquisas vem sendo realizado para entender e aperfeiçoar suas propriedades, não só propriedades de anticorrosão, mas também propriedades mecânicas, com o objetivo de aumentar a aplicação desses aços, principalmente na área industrial, onde o mínimo exigido de limite ao escoamento (LE) está na faixa de 600-700 MPa, valores esses superiores aos alcançados pelos ASSs (OUTOKUMPU, 2013; LO, SHEK e LAI, 2009; HAMADA *et al.*, 2015).

Em quase 40 anos (1980 – 2017) a taxa de crescimento anual da produção dos aços inoxidáveis (5,33%/ano) foi maior que as taxas dos outros principais metais do mercado como, por exemplo, cobre (2,58%/ano), zinco (2,05%/ano), alumínio (3,71%/ano) e aço carbono comum (2,49%/ano). Na Figura 2.1 é ilustrado o crescimento da produção mundial dos SSs de 1950 a 2019 (ISSFc, 2020).



**Figura 2.1** Crescimento da produção dos SSs de 1950 a 2019 (adaptado de ISSFc, 2020).

Os aços inoxidáveis podem ser classificados, conforme a microestrutura, como: ferrítico, austenítico e martensítico. Dentre essas três estruturas, os SSs podem ser categorizados em cinco classes (OUTOKUMPU, 2013; LO, SHEK e LAI, 2009; SILVA & MEI, 2006; CHARLES *et al.*, 2009):

- Aços inoxidáveis ferríticos: pertencente à série 400, são aços magnéticos com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), constituídos essencialmente de Fe-Cr (10 a 30% de Cr).
- Aços inoxidáveis austeníticos: são aços não magnéticos com estrutura cúbica de face centrada (CFC). Neste grupo existem subcategorias, como a série 300 constituída basicamente de Fe-Cr(16 a 30%)-Ni(8 a 36%); a série 200 que substitui parte do Ni por Mn, Cu ou N, com a finalidade de baixar o custo da liga; os ASSs à prova de ácidos, que possuem maior resistência à corrosão, é devido à adição de Mo (2 a 3%) e possuem cerca de 17% de Cr e 10 a 13% de Ni; os superausteníticos que contêm quantidades generosas de elementos de liga para aumentar propriedades específicas e serem usados em ambientes mais exigentes.

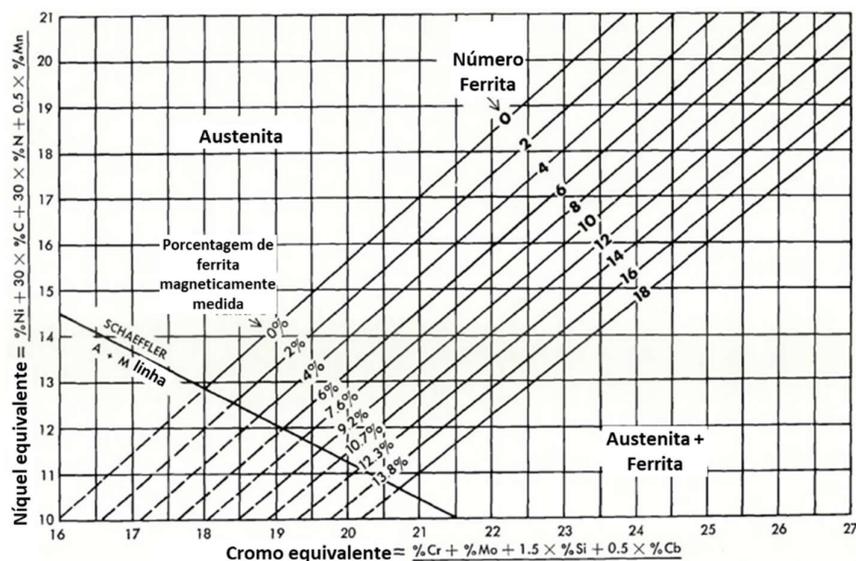
- Aços inoxidáveis martensíticos: são aços magnéticos com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), também fazem parte da série 400, constituídos com menor teor de Cr e maior teor de C que os ferríticos. Para garantir uma microestrutura martensítica, ou seja, a temperabilidade, o teor de C deve estar acima 0,1%.
- Aços inoxidáveis duplex: são aços que possuem aproximadamente 50% de fase ferrita e 50% de fase austenita, combinando propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. São ligas que contém principalmente Fe-Cr-Ni-Mo, com alto teor de cromo (20,1 a 25,4%) e baixo teor de Ni (1,4 a 7%). O molibidênio (0,3 a 4%) é adicionado para melhorar a resistência à corrosão e equilibrar a microestrutura.
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação: são aços a base de Fe-Cr(12 a 17%)-Ni(4 a 8%)-Mo(0 a 2%) onde a adição de elementos, que formam precipitados de compostos intermetálicos (à base de alumínio, cobre, nióbio ou titânio), acarreta no endurecimento da martensita.

Sendo objeto de estudo desta tese de doutorado um aço inoxidável austenítico, envolvendo a soldagem deste com laser, a revisão da literatura deste ponto em diante concentra-se neste enfoque.

### 2.1.1 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS (ASS - *AUTENITIC STAINLESS STEELS*)

Os ASSs são a classe mais comum dentre os aços inoxidáveis, podendo ser usados tanto em ambientes a temperaturas criogênicas quanto a altas temperaturas, sem haver perda significativa da resistência mecânica. São extremamente conformáveis, possuem boa soldabilidade e excelente resistência à corrosão (MCGUIRE, 2008).

Previsões das microestruturas na soldagem de aços inoxidáveis foram temas de muitos estudos. SCHAEFFLER (1949) desenvolveu um diagrama bastante utilizado, envolvendo um cálculo de Cr equivalente (eixo y) e Ni equivalente (eixo x). O diagrama é baseado no fato de que os elementos de liga podem ser divididos em estabilizadores da ferrita e estabilizadores da austenita. O diagrama pseudo-binário é usado apenas para ter uma previsão das fases que podem estar presentes em ligas de ASS que foram fundidas ou recozidas e resfriadas rapidamente. Posteriormente, esse diagrama foi aprimorado por DELONG (1974), incluindo o N no cálculo de  $Ni_{eq}$ , conforme Figura 2.2.



**Figura 2.2** Diagrama de constituição dos aços inoxidáveis Schaeffler-Delong (adaptado de SCHAEFFLER, 1949 e DELONG, 1974).

Vale ressaltar que o diagrama de Schaeffler-Delong não pode ser usado para calcular a quantidade de fases presentes, pois além de não levar em conta outros fatores, como taxa de resfriamento, as equações de Cr e Ni equivalentes não levam em consideração a presença de outros elementos que podem contribuir para a estabilização das fases como V, W, Ti, Ta e Al (estabilizantes da ferrita) e Co e Cu (estabilizantes da austenita). Esse diagrama é muito utilizado em soldagem e importante para prever a estrutura final do aço, a fim de evitar defeitos de solda. Contudo, a previsão de ferrita formada na solidificação, com taxas de resfriamento altas, pode ser imprecisa, especialmente na soldagem a laser e por feixe de elétrons (SCHAEFFLER, 1949 e DELONG, 1974; BHADSHIA e HONEYCOMBE, 2017, KOU, 2003).

As ligas austeníticas mais utilizadas são as que possuem menor porcentagem de Cr e Ni equivalente (menos de 20% e 14%, respectivamente) tendo resistência à corrosão suficiente e adição de elementos de liga conforme a aplicação. Como exemplos, pode-se citar o 201, 301 e 304 (MCGUIRE, 2008). Esses aços podem ter junto a nomenclatura “L”, indicando que a liga possui menor teor de carbono, ou “LN”, indicando menor teor de carbono e maior teor de nitrogênio.

Dentre essas ligas, o 304 é o mais popular. Contudo, a série 200 foi projetada como uma alternativa mais econômica através da substituição de parte do teor de Ni por outros elementos estabilizantes da austenita, em especial o Mn, que possuem menor valor de mercado.

A resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dos ASSs da série 200, inicialmente, se apresentavam inferiores às da série 300. Porém, vários estudos vêm sendo realizados com o

intuito de entender e melhorar tais propriedades, através de modificações das composições químicas e/ou de procedimentos termomecânicos (CHARLES *et al.*, 2009; HAMADA *et al.*, 2015; MOALLEMI *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2019; FORTUNA *et al.*, 2018; GAUSS *et al.*, 2016). Grande parte desses trabalhos teve como objetivo avaliar a melhoria das propriedades mecânicas dos aços da série 200, em especial o 201 e 201LN, através do refinamento de grãos por meio da transformação da fase austenita para fase martensita, induzida por deformação mecânica, e posterior recozimento para a reversão da martensita em austenita (FORTUNA *et al.*, 2018; SOUZA FILHO *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2018; REZAEI *et al.*, 2011; MOALLEMI *et al.*, 2012; HAMADA *et al.*, 2015), características estas que retratam os materiais objetos de estudo desta tese tanto em tipo de aço como em condições estruturais de processamento submetidas a soldagem com laser. BEHJATI *et al.* (2016) e HAMADA *et al.* (2015) alcançaram valores de resistência à tração para o aço 201 iguais a 1340 MPa e 1100 MPa respectivamente, o que configura mais que o dobro do especificado para o aço 304 que, segundo APERAM (2011), é igual a 515 MPa.

Para garantir a estabilidade da austenita nos aços da série 200, teores maiores de C e N geralmente são empregados, uma vez que Mn e Cu possuem um poder austenitizante inferior ao do Ni. Na Tabela 2.1 é apresentada a composição química típica de alguns desses aços da série 200 em comparação com outros da série 300 (CHARLES *et al.*, 2009; TAVARES *et al.*, 2009; APERAM, 2011; AK STEEL, 2016).

**Tabela 2.1** Composição química de diferentes aços da série 200 e 300.

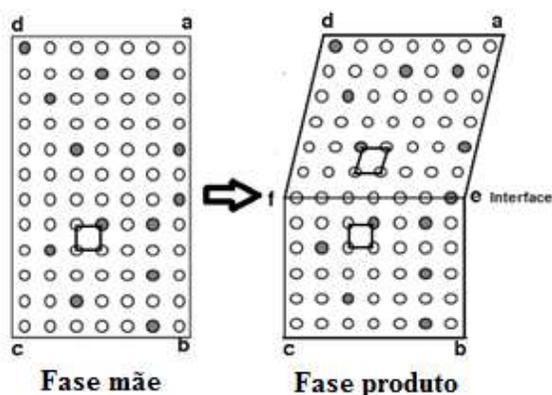
Tipo	Cr	Ni	Mn	N	C	S	Outros
201	16,0-18,0	3,5-5,5	5,5-7,5	0,25max	0,15max	0,030max	-
201LN	16,0-17,5	4,0-5,0	6,4-7,5	0,1-0,25	0,03max	0,015max	Cu 1,0max
202	17,0-19,0	4,0-6,0	7,5-10	0,25max	0,15max	0,03max	-
205	15,5-17,5	1,5-3,5	14-15,5	0,32-4,0	0,12-0,25	0,03max	-
214	17,0-18,5	1,0	14-16,0	0,35min	0,12max	0,03max	Mo 2,0-3,0
301	16,0-18,0	6,0-8,0	2,0max	0,1max	0,15max	0,03max	-
304	18,0-20,0	8,0-10,0	2,0max	-	0,08max	0,03max	-
304L	18,0-20,0	8,0-13,0	2max	-	0,03	0,03	-

Fonte: CHARLES *et al.*, 2009; TAVARES *et al.*, 2009; APERAM, 2011; AK STEEL, 2016.

## 2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

A transformação martensítica é recurso bastante eficaz para aumentar a resistência mecânica e dureza dos aços. Ela ocorre através de uma distorção do reticulado cristalino, que preserva a correspondência da posição atômica da composição química da fase produto em relação à fase mãe. É uma transformação adifusional, a temperatura em que a martensita se forma é suficientemente baixa, para que a agitação térmica presente seja ineficiente para promover mecanismos difusionais de transformação da matriz metálica. Mas para que essa transformação ocorra é preciso que a fase mãe esteja sujeita a níveis de tensões cisalhantes em sua microestrutura para deformar a mesma, de modo que resulte em uma nova estrutura (CHAWLA e MEYERS, 2008).

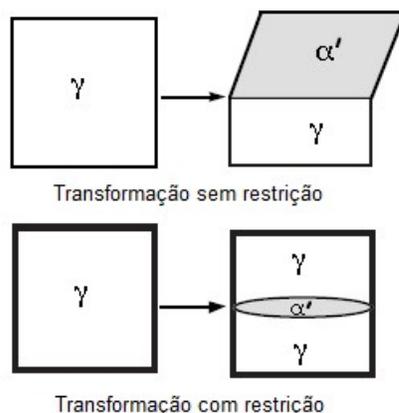
Como dito acima, as transformações martensíticas causam uma mudança na estrutura cristalina da fase mãe, que resulta em uma fase produto, através de uma energia de deformação, mantendo uma correspondência atômica entre as duas fases. Com isso, os átomos na fase produto permanecem na mesma disposição de vizinhos relativos da fase mãe apesar do novo rearranjo da estrutura cristalina devido à transformação, como ilustrado na Figura 2.3.



**Figura 2.3** Ilustração esquemática do mecanismo de transformação martensítica por cisalhamento (adaptado de BADESHIA, 2001).

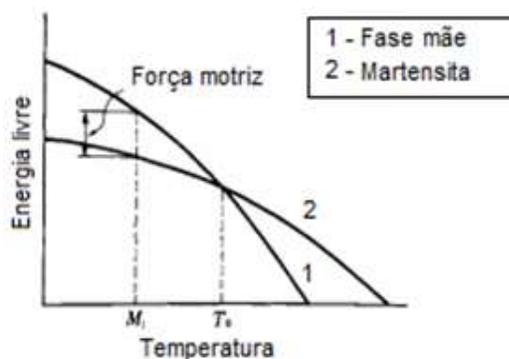
A interface entre a fase-produto e a fase mãe é chamada de “plano de hábito” e ela deve ser coerente ou semi-coerente, como também capaz de se movimentar facilmente em baixas temperaturas e em altas velocidades. Para que a movimentação seja possível e as interfaces sejam coerentes, a linha de interface deve permanecer constante, ou seja, não pode sofrer rotação ou translação (BHADESHIA, 2001).

Quando a transformação martensítica ocorre sem qualquer restrição, o “plano de hábito” pode se mostrar macroscopicamente de forma plana. Mas quando a transformação da martensita se dá em um espaço que contenha alguma restrição ela cresce na forma de uma lente fina ou ripa, como exemplificado na Figura 2.4.



**Figura 2.4** “Plano de hábito” da martensita ( $\alpha'$ ) em relação fase mãe ( $\gamma$ ) sob condições de transformações com e sem restrições (adaptado de BHADESHIA, 2001).

Para que a transformação ocorra é necessário que a energia livre ( $\Delta G$ ) da martensita seja menor que a da fase mãe, também denominada de austenita em alguns sistemas de ligas – como por exemplo nos aços e ligas ferrosas. Na Figura 2.5 está representado um gráfico da energia livre química das fases em função da temperatura, onde a fase mãe é estável em temperaturas maiores que  $T_0$  (temperatura na qual as fases estão em equilíbrio termodinâmico). Conforme a temperatura diminui a energia livre da fase mãe incrementa de forma mais significativa e a da fase produto de forma mais suave, fazendo com que estas se igualem na temperatura  $T_0$ . Porém, mesmo com a diminuição da temperatura logo abaixo de  $T_0$  a transformação martensítica não se dá instantaneamente. Ou seja, as energias das fases devem exceder uma energia adicional requerida, ou seja, uma força motriz ou um excesso de energia livre é necessária para que a transformação ocorra. Logo, para que tensões cisalhantes acompanhadas de maclagem resultem em uma nova estrutura no material é preciso chegar a uma temperatura específica ( $M_i$  - temperatura de início de transformação martensítica) (NISHIYAMA, 1978).



**Figura 2.5** Energia livre em função da temperatura para as fases mãe e martensita (adaptado de NISHIYAMA, 1978).

Existem algumas equações empíricas para cálculo de força motriz, uma delas é a equação de Kaufman (Eq. 2.1) (MOALLEMI *et al.*, 2016).

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}(T)(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}) = (1 - X_{\text{Cr}} - X_{\text{Ni}})(5048,4 - 1,01 \times 10^{-2} T^2 + 6,46 \times 10^{-6} T^3) + X_{\text{Ni}}(-15540 + 2,97 \times 10^{-3} T^2 + 1,64 \times 10^{-7} T^3) + X_{\text{Cr}}(1932 + 4,2T) + X_{\text{Ni}}(1 - X_{\text{Cr}} - X_{\text{Ni}})(15120 + 2,43T(1 - \ln T)) - 26040 X_{\text{Ni}} X_{\text{Cr}} + X_{\text{Cr}}(1 - X_{\text{Cr}} - X_{\text{Ni}})(-11760 + 3,157) \quad (2.1)$$

Na Eq. 2.1,  $X_{\text{Cr}}$  e  $X_{\text{Ni}}$  são frações molares de Cr e Ni. Contudo, a Eq. 2.1 não inclui os efeitos de outros elementos de liga com forte influência sobre a força motriz. O ideal seria utilizar as equações de níquel e cromo equivalentes no lugar dos valores de Ni e Cr, respectivamente. Existem várias equações para calcular  $\text{Cr}_{\text{eq}}$  e  $\text{Ni}_{\text{eq}}$ , como as dos eixos x e y do diagrama de DELONG, 1974 (Figura 2.2), e as Equações 2.2 e 2.3, utilizadas por BHADSHIA e HONEYCOMBE (2017), onde são incluídas as influências de outros elementos na estabilização das fases austenita e ferrita.

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \text{Ni} + \text{Co} + 0,5(\% \text{Mn}) + 0,3(\% \text{Cu}) + 30(\% \text{C}) + 25(\% \text{N}) \quad (2.2)$$

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \text{Cr} + 2(\% \text{Si}) + 1,5(\% \text{Mo}) + 5(\% \text{V}) + 5,5(\% \text{Al}) + 1,75(\% \text{Nb}) + 1,5(\% \text{Ti}) + 0,75(\% \text{W}) \quad (2.3)$$

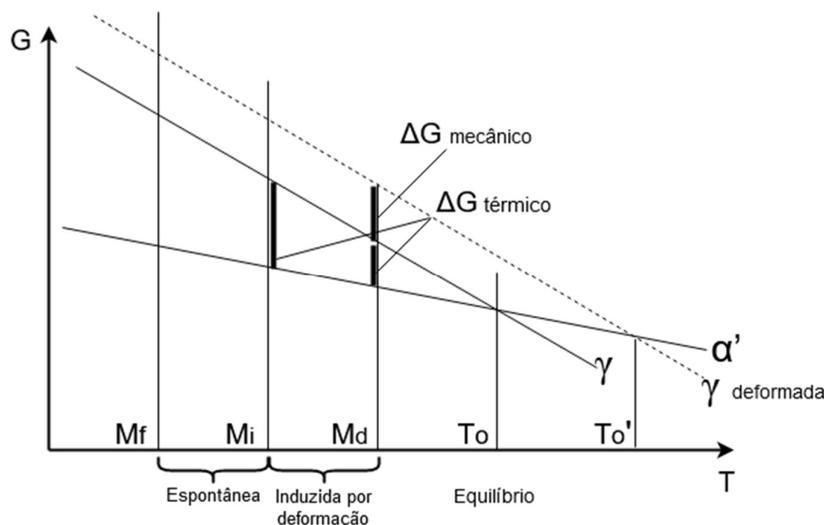
As transformações martensíticas podem se classificar de duas formas: termoelástica e não-termoelástica. Na transformação martensítica termoelástica as tensões cisalhantes não ultrapassam o limite de escoamento do material, pouco dano é feito na rede cristalina da fase mãe durante a transformação. Por consequência, nesta a reversão da martensita não necessita de mecanismos difusionais, trata-se de um processo reversível do ponto de vista cristalográfico,

característica de ligas que possuem o chamado “efeito memória de forma” e “superelasticidade”. Já na transformação martensítica não-termoelástica as tensões cisalhantes vão muito além do limite de escoamento das fases envolvidas e deformação plástica é introduzida na estrutura do material, junto à interface de transformação, durante o progresso desta. Neste caso, para a reversão da martensita acontecer, mecanismos de difusão se fazem necessários, ou seja, trata-se de um processo irreversível do ponto de vista cristalográfico, característica de muitas das ligas ferrosas (WAYMAN e BADESHIA, 1996; CHAWLA e MEYERS, 2008).

### 2.2.1 EFEITO TRIP

A transformação martensítica pode se dar de forma não-termoelástica ou termoelástica. Em ambos os casos, a transformação pode ser induzida espontaneamente através de tratamento térmico de têmpera - a temperatura no resfriamento é reduzida até atingir a força motriz exigida para que ocorra a transformação, ou seja, temperatura abaixo de  $M_i$ . Em algumas ligas a transformação também pode ser induzida por tensões, acima da temperatura  $M_i$ , através de solicitações mecânicas aplicadas externamente ao material (fenômeno denominado efeito TRIP – Plasticidade Induzida pela Transformação Martensítica ou do Inglês, *Transformation Induced Plasticity*) (OLSON e COHEN, 1975; ZHENG, 2017; KRUPP, WEST e CHRIST, 2008).

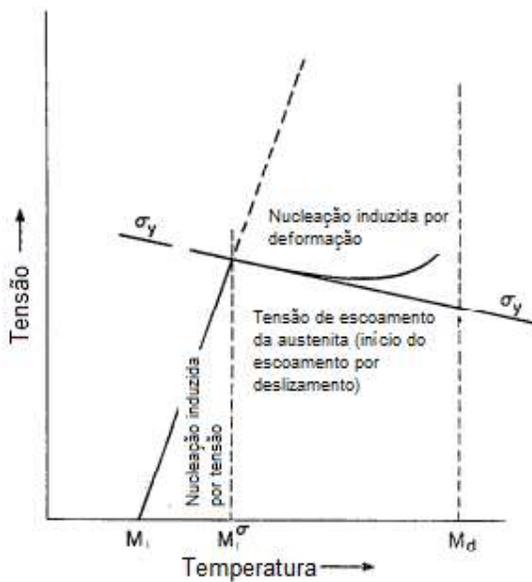
Como citado acima, o efeito TRIP possibilita que a transformação martensítica ocorra em temperaturas acima da temperatura  $M_i$ . Como por exemplo, os ASSs possuem austenita estável a temperatura ambiente devido à sua composição química, mas um campo de tensão aplicado pode gerar tensões cisalhantes na estrutura a nível de alterar a energia livre da austenita (o  $\Delta G$  aumenta). Uma vez que a energia livre da martensita se mantém a mesma, a temperatura de equilíbrio entre as duas fases ( $T_0$ ) se desloca para uma temperatura  $T_0'$  (maior que  $T_0$ ), desestabilizando o sistema que, além do componente térmico já existente ( $\Delta G$  térmico), um componente mecânico é inserido ( $\Delta G$  mecânico), que contribui para o  $\Delta G$  total, gerando uma força motriz que é suficiente para dar início à transformação martensítica a uma temperatura acima de  $M_i$  e inferior a  $M_d$  (KRUPP, WEST e CHRIST, 2008), conforme gráfico da Figura 2.6.



**Figura 2.6** Contribuição da energia de deformação mecânica ( $\Delta G$  mecânico) no gráfico da energia livre *versus* temperatura para elucidar o efeito TRIP (adaptado de KRUPP, WEST e CHRIST, 2008).

As transformações martensíticas não-termoelásticas associadas ao efeito TRIP podem ser classificadas em dois grupos: induzidas por tensão de natureza elástica e induzidas por deformação de natureza plástica, como mostrado na Figura 2.7.

Na nucleação induzida por tensão a transformação martensítica se dá próxima a temperatura  $M_i$  e a tensão necessária aplicada não ultrapassa o limite de escoamento (LE) da austenita, gerando deformações de caráter elástico. Como o limite de escoamento dos materiais, neste caso específico da fase mãe, varia com a temperatura (LE diminui com o aumento da temperatura), a tensão requerida para induzir a nucleação da martensita aumenta até uma temperatura limite  $M_i^\sigma$ . Acima dessa temperatura tensões maiores são necessárias para nuclear martensita, ultrapassando o LE da fase mãe, ou denominada também de austenita em alguns sistemas de ligas, e, assim, gerando deformações de caráter plástico, o que configura a nucleação induzida por deformação. Quanto maior a temperatura maiores são as deformações necessárias de serem acolhidas na fase mãe para nuclear a martensita na interface da região deformada e não deformada no interior do grão, até atingir uma temperatura denominada de  $M_d$ , na qual não é mais possível a nucleação da fase martensita. Portanto, a nucleação induzida por tensão se dá entre as temperaturas  $M_i$  e  $M_i^\sigma$  e a nucleação induzida por deformação se dá entre  $M_i^\sigma$  e  $M_d$  (OLSO e COHEN, 1972).



**Figura 2.7** Gráfico de tensão *versus* temperatura relacionado ao efeito TRIP (adaptado de OLSON e COHEN, 1972).

Como a nucleação da martensita é fortemente afetada pela composição química do material, ou melhor dizendo da fase mãe, a temperatura  $M_i$  pode ser estimada através de equações empíricas, como Eq. 2.4 (KRUPP, WEST e CHRIST, 2008 *apud* CINA, 1954).

$$M_i(^{\circ}\text{C}) = 1305 - 1667(\%C + \%N) - 27,8(\%Si) - 33,3(\%Mn) - 41,7(\%Cr) - 61,1(\%Ni) \quad (2.4)$$

A temperatura  $M_d$  é muito difícil de determinar. Contudo, estima-se a temperatura  $M_{d30}$ , que é a temperatura na qual 50% de martensita se formará em função da imposição de 30% de deformação verdadeira, sendo esta inferior à temperatura  $M_d$ . Uma de suas representações mais comuns foi estabelecida por Angel (Eq. 2.5) e posteriormente modificada por Nohara (Eq. 2.6), que também considerou o tamanho de grão ASTM (TG) da fase mãe (HEDAYATI *et al.*, 2010, NOHARA, ONO e OHASHI, 1977).

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 29(\%Ni + \%Cu) - 18,5(\%Mo) - 68(\%Nb) \quad (2.5)$$

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 29(\%Ni + \%Cu) - 18,5(\%Mo) - 68(\%Nb) - 1,42(TG - 8) \quad (2.6)$$

### 2.2.1.1 INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE DEFEITO DE EMPILHAMENTO

Os ASSs possuem uma estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) em que os átomos estão dispostos nos planos compactos {111} empilhados numa sequência ABCABC e os deslizamentos dos planos ocorrem na direção <110>. Porém, pode ocorrer dissociações parciais das discordâncias, chamada de parciais de Schockley, onde a direção de escorregamento é a <112>, gerando um Defeito de Empilhamento (DE) com estrutura Hexagonal Compacta (HC), AB-AB. Essa DE possui uma energia associada chamada de Energia de Defeito de Empilhamento (EDE), medida através da distância entre as discordâncias parciais de Schockley (HULL e BACON, 2001; UNFRIED-SILGADO *et al.*, 2012; LU *et al.*, 2016).

A EDE é uma propriedade física fortemente relacionada com o tipo de deformação que o material poderá sofrer, influenciando nas propriedades mecânicas. Quanto maior for a EDE menor será a distância entre as discordâncias parciais, assim, menor será a densidade de discordância e estas terão maior mobilidade, tendendo aniquilar-se com discordâncias de sinais opostos. Já fases que possuem menores EDEs tendem a formar mais falhas de empilhamento com distribuição homogênea de discordâncias, com menor mobilidade, dificultando processos de escalagem e deslizamento cruzado, e possibilitando maior taxa de encruamento e maior resistência à fluência sob tensão (HULL e BACON, 2001; UNFRIED-SILGADO *et al.*, 2012; SHEN *et al.*, 2012).

Os ASSs são conhecidos por terem baixa EDE em função da sua composição química, uma vez que a EDE é fortemente afetada pela composição dos aços, ou melhor dizendo, da fase de interesse, e aumenta com a temperatura. Com isso, equações empíricas foram propostas para calcular a EDE em função dos elementos de liga presentes na fase de interesse. Uma das equações foi a proposta por Pickering em 1984 (Eq. 2.7) e uma outra foi proposta por Schramm and Reed em 1975 (Eq. 2.8) (HAMADA *et al.*, 2013; HEDAYATI *et al.*, 2010; SCHRAMM e REED, 1975).

$$\text{EDE (mJ/m}^2\text{)} = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2 (\%Mn) \quad (2.7)$$

$$\text{EDE (mJ/m}^2\text{)} = -53 + 6,2(\%Ni) + 0,7(\%Cr) + 3,2(\%Mn) + 9,3 (\%Mo) \quad (2.8)$$

SHEN *et al.* (2012) calcularam, a partir de um modelo proposto por ALLAIN, CHATEAU e BOUAZIZ (2004), as faixas de EDE e seus respectivos mecanismos de deformação dominantes da seguinte forma:

- EDE < 18 mJ/m<sup>2</sup>: Transformação martensítica;
- EDE entre 12 - 35 mJ/m<sup>2</sup>: Maclagem;
- EDE > 35 mJ/m<sup>2</sup>: Deslizamento de discordâncias.

Muitos estudos foram realizados com o intuito de avaliar o mecanismo de deformação nos ASSs, onde foi possível verificar a coexistência da martensita  $\epsilon$  de estrutura HC e martensita  $\alpha'$  de estrutura CCC, em que a fase  $\epsilon$  é apenas uma precursora da fase  $\alpha'$ , pois a fase  $\epsilon$  foi observada apenas em baixas porcentagens de deformação, que pode estar associada à sobreposição regular de falhas de empilhamento que alargam a estrutura CFC e evoluem para estrutura HC. A martensita  $\alpha'$  nucleia-se principalmente em interseções de bandas de cisalhamento ou interseções entre martensita  $\epsilon$  e um plano de deslizamento, contorno de grão ou macla (SHEN *et al.*, 2012; TIAN, BORGSTAM e HEDSTRÖM, 2015; GALINDO-NAVA e RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, 2017; TAVARES *et al.*, 2009).

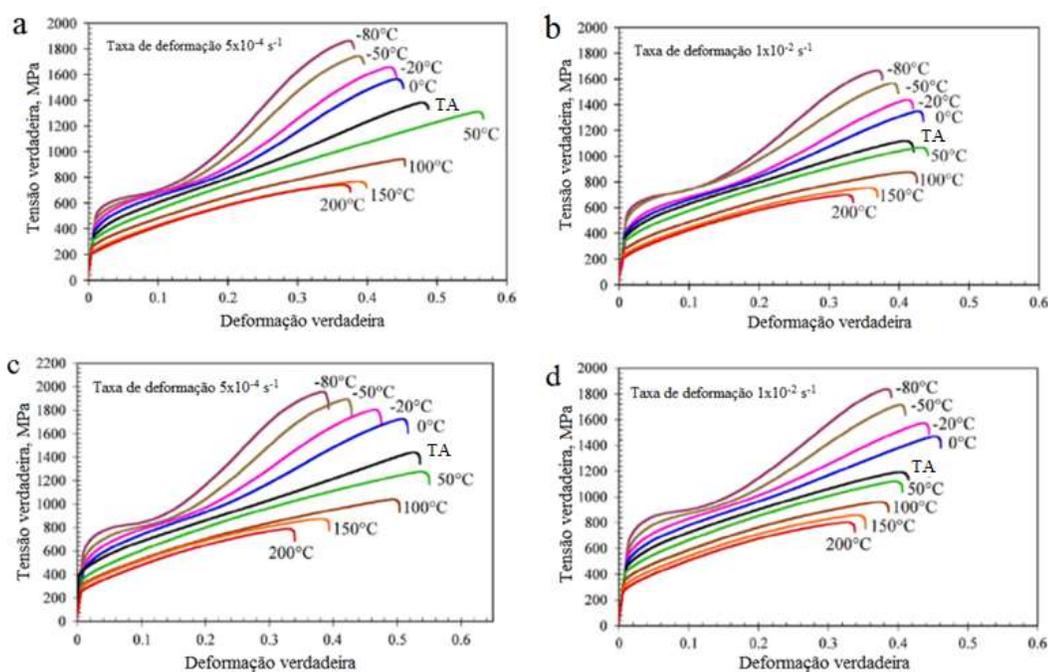
Alguns autores investigaram a formação de martensita por efeito TRIP no aço inoxidável austenítico 201, onde foi encontrado em um primeiro estágio a formação de martensita  $\epsilon$  e com o incremento da deformação a formação e crescimento do percentual volumétrico da fase martensita  $\alpha'$ , até a tensão de saturação ( $\epsilon_s$ ), pois nem todos os grãos de austenita se transformam em martensita com a deformação. Foi encontrado na literatura um valor de  $\epsilon_s$  em torno de 0,3 a 0,4 para o ASS 201 (GAUSS *et al.*, 2016; TAVARES *et al.*, 2009; MOALLEMI *et al.*, 2016). GAUSS e colaboradores (2016) estudaram a formação de martensita induzida por deformação do aço inoxidável AISI 201 (com composição apresentada na Tabela 2.2) por difração de Raios X utilizando Luz Síncrotron *in situ* durante teste de tração e através da análise de EBSD. Neste estudo, identificaram três estágios diferentes na curva tensão-deformação: (I) na primeira região da curva há a formação de martensita  $\epsilon$  e de microdeformações na fase  $\gamma$ ; (II) na segunda região há o surgimento e crescimento da fase martensita  $\alpha'$  e, subsequente, a diminuição da martensita  $\epsilon$  e contínuo aumento de microdeformações na fase austenita; (III) na terceira região a taxa de transformação martensítica diminui até atingir a tensão de saturação (0,39), onde ambas as fases possuem microdeformações com valores equivalentes. Além disso, a inserção contínua de tensão após a saturação aumenta os defeitos na austenita e martensita levando à fragmentação das fases (GAUSS *et al.*, 2016; MOALLEMI *et al.*, 2012).

**Tabela 2.2** Composição química (% em massa) do ASS AISI 201 estudado por GAUSS *et al.* (2016).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
0,0237	7,018	0,382	0,037	0,0014	17,06	4,07	0,0429	0,0047
Cu	Co	V	Nb	Ti	Sn	W	N	O
0,0717	0,0616	0,0408	0,0038	0,0041	0,0064	0,0147	0,1640	0,0029

### 2.2.1.2 INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA

HAMADA e colaboradores (2013) estudaram a atuação da temperatura nos mecanismos de deformação dos ASSs 201 e 201L, que foram submetidos à tração uniaxial em um intervalo de temperatura de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  em duas taxas de deformação ( $5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  e  $1 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ). Foi visto que a tensão de escoamento e a resistência à tração aumentaram com a diminuição da temperatura, especialmente abaixo de  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , conforme gráficos de tensão x deformação ilustrado na Figura 2.8.

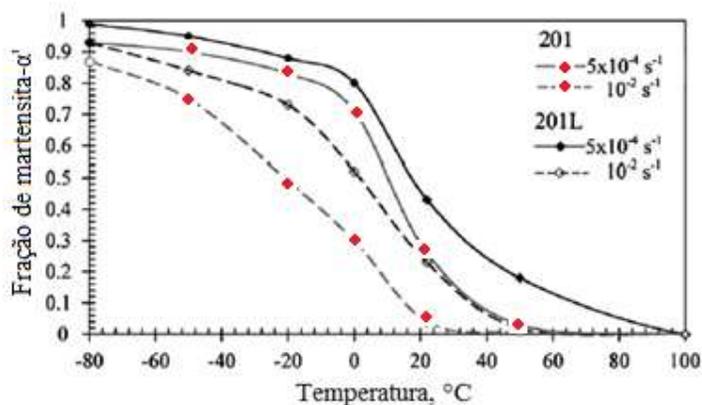


**Figura 2.8** Gráficos Tensão *versus* Deformação em várias temperaturas e taxas de deformação dos ASSs 201: (a)  $5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  e (b)  $1 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$  e 201L: (c)  $5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$  e (d)  $1 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$  (adaptado de HAMADA *et al.*, 2013).

Em temperatura ambiente e em temperatura acima desta as curvas são quase paralelas, em baixas temperaturas há uma inflexão depois de determinada deformação que, segundo os

autores, pode ser dividido em duas regiões: baixo encruamento e avançado estágio de encruamento. Os autores concluíram também que o mecanismo de deslizamento de discordâncias controla a deformação inicial em todas as temperaturas.

Através da técnica de ferritoscopia e medidas feitas por Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD), HAMADA *et al.* (2013) mediram as frações de martensita- $\alpha'$  para os dois aços estudados nas diferentes temperaturas e taxas de deformação (Figura 2.9).



**Figura 2.9** Fração de martensita- $\alpha'$  em função da temperatura e taxa de deformação dos aços 201 e 201L (adaptado de HAMADA *et al.*, 2013).

Como visto na Figura 2.9, as maiores frações de martensita foram alcançadas nas menores temperaturas. Os autores afirmam que a temperatura e o teor de carbono influenciam na EDE do material / fase austenítica, onde o incremento da temperatura aumenta a EDE e maiores teores de carbono resultam em baixa EDE, o que explica o aço 201L, com ultra-baixo teor de carbono, ter atingido uma formação de martensita maior do que o aço 201.

A influência da temperatura na evolução da martensita induzida por deformação também foi analisada nos ASSs da série 300. Do mesmo modo, foi constatado que as menores temperaturas foram as que alcançaram as maiores frações de martensita- $\alpha'$ , influenciando no endurecimento, no limite de escoamento, limite de resistência à tração, dureza e alongamento desses aços (TOURKI, BARGOI e SIDHOM, 2005; BYUN, HASHIMOTO e FARRELL, 2004).

### 2.2.1.3 INFLUÊNCIA DA TAXA E MODO DE DEFORMAÇÃO

SHEN *et al.* (2012) avaliaram a evolução da transformação martensítica e formação de maclas em um ASS 304 utilizando duas taxas de deformação, onde a fração volumétrica de martensita aumentou monotonicamente com o aumento da deformação para ambas as taxas. Contudo obtiveram cinética de transformação diferente, a maior taxa de deformação obteve uma inclinação de transformação mais lenta, que pode estar relacionada com um acúmulo de discordâncias que dificulta o deslocamento destas, ocasionando um superaquecimento local que suprime a transformação martensítica.

A mesma tendência foi encontrada por HAMADA *et al.* (2013), para os aços 201 e 201L, onde tensões com maiores taxas de deformação provocaram diminuição no alongamento, atribuída ao aquecimento adiabático da amostra durante o ensaio de tração, e menor porcentagem de martensita formada. Assim como a temperatura, a taxa de deformação influencia significativamente nas propriedades de fluência e ductilidade do material.

IWAMOTO, TSUTA e TOMITA (1998) realizaram ensaios de tração e compressão uniaxiais em um ASS 304 em situações isotérmicas com o intuito de avaliar a influência do modo de deformação na transformação martensítica. Apesar de apresentarem comportamento semelhante as frações de martensita formadas e o endurecimento obtido foram maiores na deformação por tração do que por compressão. A fração volumétrica média de martensita foi maior em compressão nos estágios iniciais de deformação, mas essa relação é invertida na região de alta tensão em função do incremento da deformação.

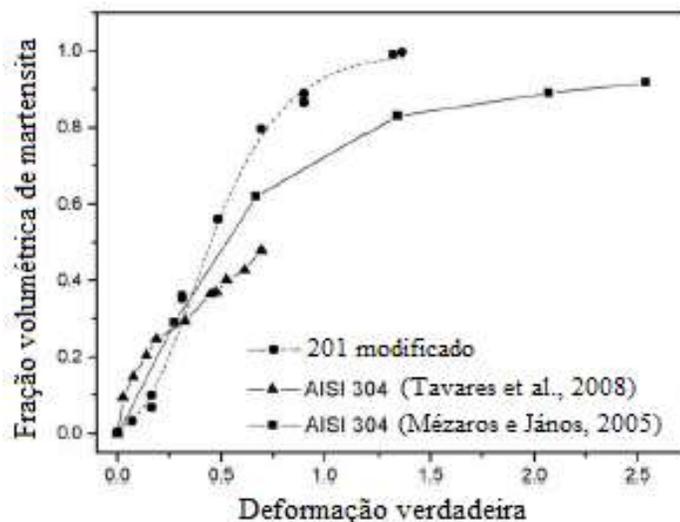
### 2.2.1.4 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO

O tamanho de grão da austenita também interfere na transformação martensítica. Nos primeiros estágios de deformação grãos mais finos possuem uma taxa de transformação mais rápida, mas essa tendência se inverte conforme a deformação aumenta, porque a martensita  $\epsilon$ , precursora da martensita  $\alpha'$ , é favorecida em estruturas com grãos menores, pois nucleia-se, preferencialmente, nos contornos de grão e materiais com grãos menores possuem, conseqüentemente, mais áreas de contornos. Nos grãos mais finos a nucleação de martensita é restrita aos contornos de grãos e maclas, já nos grãos maiores também se dá por cisalhamento

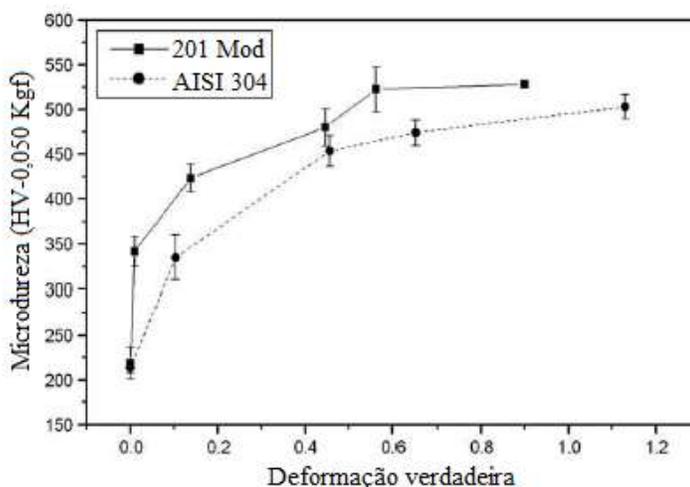
dentro dos grãos e com o aumento da deformação defeitos são gerados dentro dos grãos promovendo maior número de possíveis locais de nucleação. Além disso, a resistência da estrutura de grãos grosseiros é menor que a resistência da estrutura de grãos refinados, e como a formação de martensita provoca expansão de volume, a formação é mais fácil no interior de grãos grosseiros (KISKO *et al.*, 2013; CHALLA *et al.*, 2016). O tamanho do grão também pode influenciar na EDE do aço / da fase austenita em questão, sendo que, a EDE diminui à medida que o tamanho do grão aumenta (SAEED- AKBARI *et al.*, 2009).

### 2.2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS NOS AÇOS 201

TAVARES *et al.* (2009) estudaram a susceptibilidade à transformação martensítica induzida por deformação, por meio de laminação a temperatura ambiente, de um aço inoxidável 201 modificado (parte do Ni foi substituído por 1,57% de Cu). Através de uma comparação com resultados obtidos por outros autores para o aço AISI 304 observaram que no início da deformação a taxa de transformação martensítica é maior para o aço AISI 304, mas com o progresso da deformação a taxa de transformação martensítica do aço 201 modificado se torna maior (Figura 2.10), alcançando maior transformação martensítica para um mesmo valor de deformação verdadeira quando comparado com o aço AISI 304. Outra diferença entre os dois tipos de aço é o comportamento do coeficiente de encruamento, como pode ser observado na curva de microdureza *versus* deformação verdadeira (Figura 2.11). O ASS 201 Mod tem um endurecimento maior do que o aço AISI 304, devido à adição de manganês e também à sua maior susceptibilidade à transformação martensítica. Os autores atestam ser consequência da menor EDE do aço 201 em relação a do AISI 304. Para efeito de comparação, a composição química dos aços 201Mod, AISI 201 e AISI 304 está discriminada na Tabela 2.3.



**Figura 2.10** Fração de volume de martensita *versus* deformação verdadeira para os aços inoxidáveis austeníticos 201Mod e AISI 304 laminados a temperatura ambiente (adaptado de TAVARES *et al.*, 2009).



**Figura 2.11** Curva de microdureza *versus* deformação verdadeira para os aços AISI 304 e 201Mod (adaptado de TAVARES *et al.*, 2009).

**Tabela 2.3** Composição química (% em massa) dos aços 201Mod e AISI 201 e 304 (adaptado de TAVARES *et al.*, 2009).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	N
201Mod	0,06	7,07	0,45	0,03	0,01	15,0	3,99	1,57	0,05
AISI 201	0,15	5,5-7,5	1,0	0,06	0,03	16,0-18,0	3,5-5,5	-	0,025
AISI 304	0,08	2,0	1,0	0,03	0,03	18,0-20,0	8,0-10,0	-	-

MOALLEMI *et al.* (2016) constataram que a tendência do ASS 201 formar mais martensita que os aços da série 300 não está relacionada apenas com a menor EDE, e sim a uma sinergia entre a EDE e força motriz necessária para a transformação, ou seja, a tendência da austenita

sofrer transformação martensítica induzida por deformação aumenta com a relação da força motriz/EDE. Os autores calcularam a força motriz para o ASS 201 e compararam com os valores encontrados na literatura para alguns aços da série 300 (Tabela 2.4), onde o valor para o ASS 201 foi superior aos demais.

**Tabela 2.4** Composição química (% em massa) e força motriz de alguns ASSs (adaptado de MOALLEMI *et al.*, 2016).

ASS	Composição química							$-\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$
	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	
304	0,06	0,024	0,02	0,33	18,4	8,6	0,11	974,7 <sup>a</sup>
304L	0,03	0	0,54	0,82	18,31	8,3	0	1144,9 <sup>b</sup>
301	0,11	0,005	0,67	0,66	16,2	6,91	0,27	1227,7 <sup>c</sup>
201	0,08	0,04	0,54	5,90	16,6	3,7	0,11	1328,6

a *apud* SCHINO e KENNY (2002)

b *apud* KUMAR *et al.* (2009)

c *apud* JOHANNSEN *et al.* (2006)

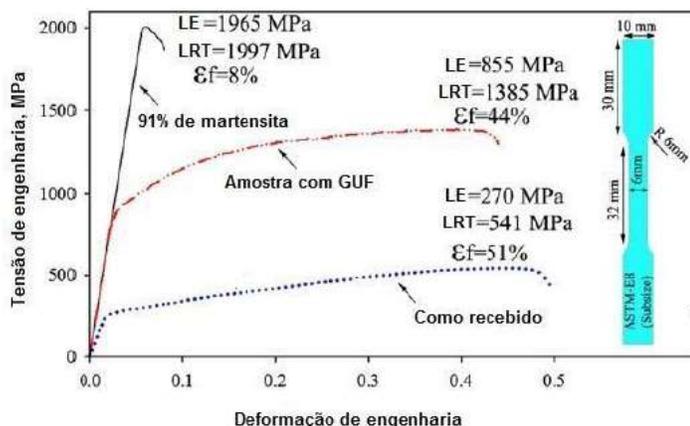
### 2.3 REVERSÃO DA MARTENSITA EM AUSTENITA

Para os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis o refinamento de grãos pode ser alcançado através da indução de martensita por deformação plástica da austenita e posterior reversão de fase mediante recozimento, pois a martensita perde sua estabilidade em altas temperaturas, que depende da composição química do aço (HE *et al.*, 2017; SABOONI *et al.*, 2015; SHIRDEL, MIRZADEH e PARSÁ, 2015). Através desse processo termomecânico (Figura 2.12) é possível obter estruturas de grão nanométricos ou ultrafinos nos ASSs (MOALLEMI *et al.*, 2011).



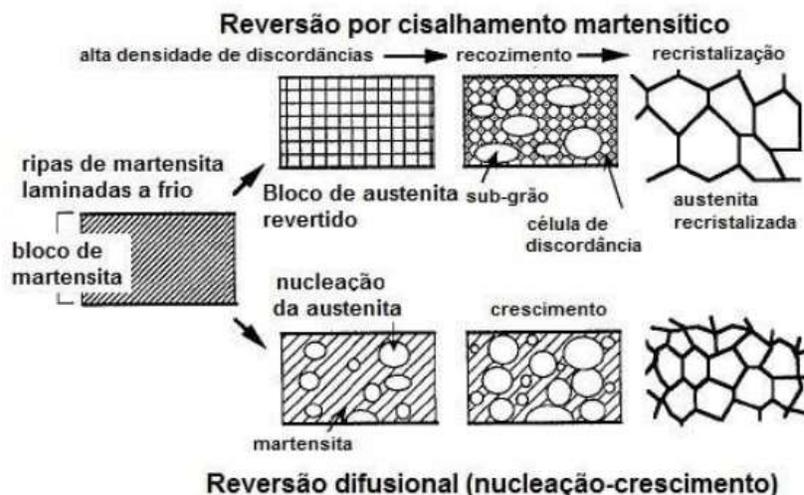
**Figura 2.12** Ilustração esquemática do processo termomecânico para se obter uma estrutura de grãos nanométricos ou ultrafinos para o ASSs (adaptado de MOALLEMI *et al.*, 2011).

A obtenção de uma estrutura austenítica com grãos ultrafinos (GUF) proporciona uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade, como representado na Figura 2.13.



**Figura 2.13** Curva tensão x deformação do aço 304L nas condições como recebido, laminado a frio e após tratamento termomecânico de reversão com grãos ultrafinos (GUF) (adaptado de SHIRDEL, MIRZADEH e PARSÁ, 2015).

Em função da temperatura de recozimento e da composição química do ASS a reversão da martensita em austenita pode ocorrer através de dois mecanismos: difusional e de cisalhamento. No mecanismo de cisalhamento há uma alta densidade de discordâncias após a reversão e os grãos de austenita refinados tem sua estrutura de defeitos restaurada através dos fenômenos de recuperação e recristalização. Já a reversão difusional é caracterizada pela nucleação de grãos de austenita equiaxiais dentro da matriz martensítica e os grãos de austenita crescem gradualmente durante o recozimento. Na Figura 2.14 é ilustrada as características desses mecanismos (BAGHBADORANI *et al.*, 2015; TOMIMURA, TAKAKI e TOKUNAGA, 1991).



**Figura 2.14** Ilustração dos mecanismos de difusão e por cisalhamento da reversão de martensita para austenita (adaptado de TOMIMURA, TAKAKI e TOKUNAGA, 1991).

SUN *et al.*, (2018) constataram, através de processo de aquecimento contínuo de um ASS 304, que em taxas abaixo de 10 °C/s, a transformação reversa de martensita para austenita foi dominada pelo tipo difusional, enquanto que na faixa de 40 – 100 °C/s ocorreu através do tipo de cisalhamento martensítico. Em uma faixa de taxa de aquecimento média (10 - 40 °C/s), a transformação foi controlada pelos dois mecanismos simultaneamente, e com o aumento da taxa de aquecimento o mecanismo por cisalhamento dominou a transformação. A temperatura mais baixa onde a martensita foi completamente transformada em austenita, via mecanismo de cisalhamento martensítico, foi estimada em 727 °C. No entanto, quanto a transformação reversa de martensita em austenita é controlada por difusão durante o recozimento isotérmico, em temperatura abaixo desta temperatura, é exigido um tempo de encharque mais longo, o que proporciona propriedades mecânicas inferiores quando esta ocorre em temperaturas mais alta e tempos de encharque mais curtos, em função de taxas mais altas.

SOUZA FILHO *et al.* (2016) estudaram os efeitos da indução de martensita por efeito TRIP e subsequente reversão para austenita de um aço AISI 201 (composição química do material está descrito na Tabela 2.5), onde o material foi laminado a frio até 60% de redução da espessura e recozido isotermicamente, em distintas temperaturas, até 1000 °C. Através de medidas magnéticas observou-se que a magnetização diminuiu progressivamente com a temperatura até uma queda acentuada para zero, na faixa de 550-600 °C, indicando que a reversão da martensita induzida por plasticidade ocorreu entre essa faixa de temperatura. Ensaios de dureza indicaram uma maior redução na dureza entre 600 – 700 °C.

**Tabela 2.5** Composição química (% em massa) do aço AISI 201 estudado por SOUZA FILHO *et al* (2016).

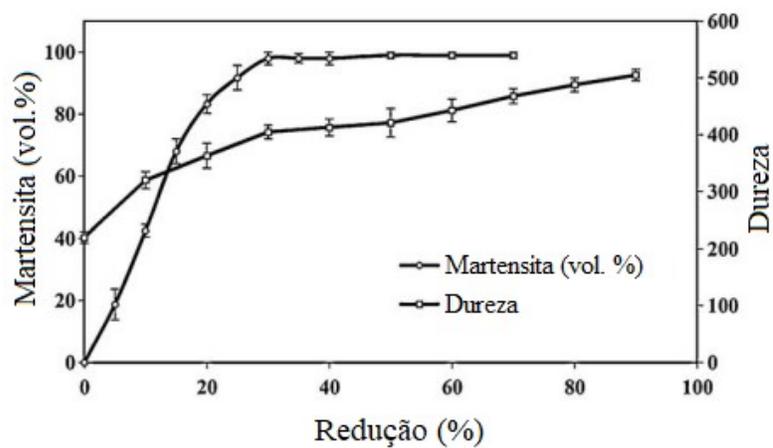
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Al
0,0237	7,018	0,382	17,06	4,07	0,0429	0,0717	0,1640	0,0047

Quanto maior a temperatura de encharque mais rápida será a taxa de reversão. MOALLEMI *et al.* (2011) e BAGHBADORANI *et al.* (2015) também investigaram o refinamento de grãos de um ASS 201 (a composição dos respectivos aços estão dispostos na Tabela 2.6) por meio de tratamento termomecânico, em que as amostras foram laminadas a frio até 90% de redução da espessura, com saturação de percentual de martensita em 40% de redução (Figura 2.15), e recozidas em uma faixa de temperatura de 700 – 900 °C variando o período de tempo entre 5 – 1800 s.

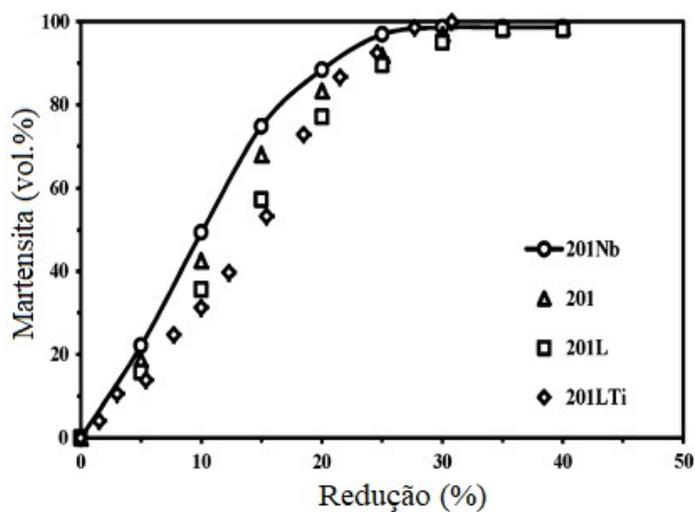
MOALLEMI *et al.*, (2011) observaram que em temperaturas acima de 850 e 900 °C alcançou-se reversão completa em um tempo mínimo de 60 segundos. Abaixo de 850 °C a reversão não foi completa em nenhum dos tempos estudados. BAGHBADORANI *et al.* (2015) alcançaram reversão completa em todas as temperaturas e, fazendo uma comparação com outros tipos de aço 201 usados em outros trabalhos (Figura 2.16), concluíram que a presença de Nb contribui para uma maior formação de martensita induzida por deformação, uma vez que este elemento diminui a EDE dos ASSs, e também retarda a taxa de crescimento dos grãos durante o recozimento. Em ambos os trabalhos, quanto maior a temperatura de recozimento maior foi a taxa de reversão da martensita em austenita (Figura 2.16). Um percentual secundário de martensita foi observado com a continuidade do recozimento após completa reversão, em que os autores atribuíram ser consequência da precipitação de carbonetos, causando um esgotamento de elementos como C, N, Ni e Cr na matriz e, conseqüentemente, aumento na temperatura  $M_i$ , estimada pela Eq. 2.4, resultando em um aumento na força motriz para a formação de martensita durante a têmpera.

**Tabela 2.6** Composição química (% em massa) do aço 201 usado por MOALLEMI *et al.* (2011) e 201Nb usado por BAGHBADORANI *et al.* (2015).

Aços	C	Mn	P	Si	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	N	S
201	0,08	5,9	0,04	0,54	16,6	0,11	3,7	0,05	0,002	0,04	-
201Nb	0,08	6,1	0,03	0,48	16,2	-	4,1	-	0,3	0,038	0,01

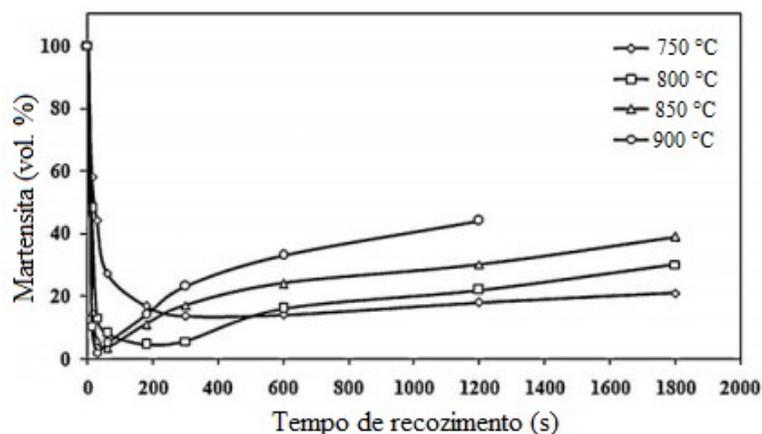


(a)

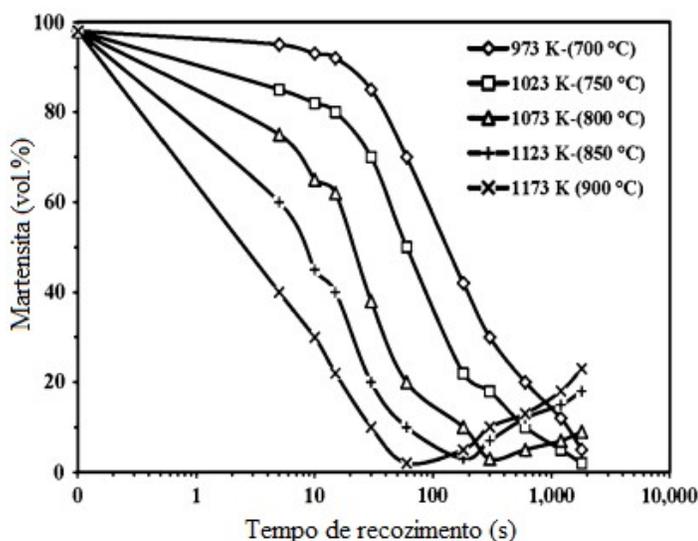


(b)

**Figura 2.15** Variação na fração de volume de a martensita  $\alpha'$  versus redução de espessura durante a laminação a frio no ASS do tipo: (a) 201 (adaptado de MOALLEMI *et al.* (2011)) e (b) 201Nb (adaptado de BAGHBADORANI *et al.* (2015)).



(a)

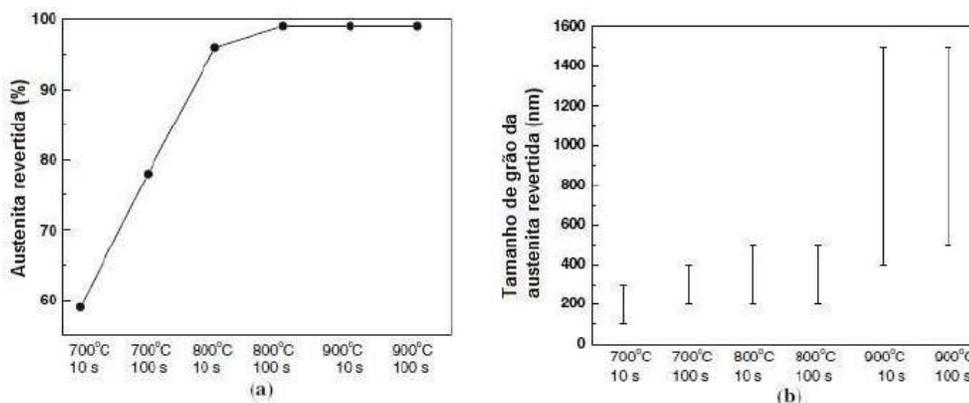


(b)

**Figura 2.16** Influência do tempo de recozimento e da temperatura no teor de martensita no ASS do tipo: (a) 201 (adaptado de MOALLEMI *et al.* (2011)) e (b) 201Nb (adaptado de BAGHBADORANI *et al.* (2015)).

MISRA *et al.* (2010) investigaram a atuação da temperatura e do tempo no tamanho de grão da austenita revertida e as condições ótimas para a obtenção de uma estrutura ultrafina para um ASS 301LN com composição de C (0,1%), Si (1,06%), Mn (1,18%), Cr (16,7%), Ni (6,3%), Mo (0,65%) e N (0,074%). Neste estudo, foi realizada uma laminação a frio com 52% de redução da espessura da chapa, com posterior recozimento em uma faixa de temperatura de 700 °C a 900 °C por 10 a 100 s, com uma taxa de aquecimento de 200 K/s em um simulador termomecânico Gleeble 1500 (Dynamic Systems Inc., Poestenkill, NY). Para uma reversão completa com menor tamanho de grão (entre 200 a 500 nm) a melhor condição foi na temperatura de 800 °C e tempo de 100 s, uma vez que em temperaturas e tempos mais baixos a

reversão não foi completa e em temperaturas mais altas houve um acréscimo no tamanho de grão, como pode ser visto na Figura 2.17.



**Figura 2.17** Influência da temperatura e tempo de recozimento no tamanho de grão da austenita revertida para o ASS 301LN: (a) fração de austenita revertida e (b) tamanho de grão da austenita revertida (adaptado de MISRA *et al.*, 2010).

A magnitude da temperatura de recozimento também pode influenciar na formação ou não de precipitados, como por exemplo carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , que podem interferir na estabilização da austenita, uma vez que a precipitação de carbonetos diminuirá significativamente os teores dos elementos estabilizadores, como C, N, Ni e Cr, aumentando a temperatura  $M_i$  e podendo favorecer a formação de martensita durante a têmpera (MOALLEMI *et al.*, 2011). No trabalho de SOUZA FILHO *et al.* (2016), o recozimento a 800 °C durante 30 min, de um aço AISI 201 (com composição química de acordo com a Tabela 2.5) laminado a frio até 60% de redução da espessura, levou à precipitação de uma grande quantidade de partículas de carbonetos. Ao passo que no recozimento a 1000 °C os carbonetos foram dissolvidos novamente na matriz da austenita, reestabilizando-a. Essa dissolução de carbonetos também provocou o crescimento de grão.

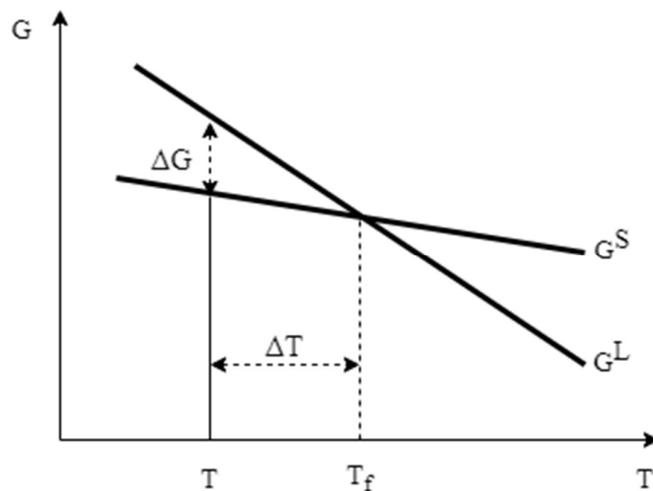
A adição de determinados elementos de liga pode ser utilizada como forma de retardar o crescimento de grãos em maiores tempos de recozimento. BAGHBADORANI *et al.* (2015) e SADEGHPOUR, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, (2013) analisaram a influência de precipitados de carbonetos e nitretos de Nb e carbonetos de Ti, respectivamente, na supressão do crescimento de grãos, onde a taxa de crescimento de grão se mostrou mais lenta do que no aço livre de tais elementos. Esta evolução microestrutural permitiu que se desse melhorias nas propriedades mecânicas do material, em termos de alta resistência combinada com uma boa ductilidade, onde BAGHBADORANI *et al.* (2015) alcançaram valores de limite de resistência

ao escoamento (LE) de 1000 MPa e limite de resistência à tração de 1500 MPa, com alongamento de 35%. Enquanto SADEGHPOUR, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, (2013) obtiveram valores de LE e LRT de 1000 e 1330 MPa, respectivamente, com alongamento de 42%.

A repetição do processo de laminação seguida do recozimento repetitivo, ou seja, com duas etapas de laminação e recozimento, foi estudada por MOALLEMI *et al.* (2013) para a obtenção de grãos nano/ultrafinos (220 – 300 nm), que alcançou uma combinação de resistência mecânica e alongamento maior do que a atingida em etapa única. A segunda etapa é iniciada com tamanho de grãos menores, que restringem o tamanho dos grãos de martensita e, conseqüentemente, originam grãos de austenita ainda menores na segunda etapa de recozimento em comparação com a primeira (ESKANDARI, NAJAFIZADEH e KERMANPUR., 2009).

## 2.4 SOLIDIFICAÇÃO

Fatores cinéticos e termodinâmicos ditam o processo de solidificação do metal líquido da poça de fusão para o estado sólido. Em temperaturas acima da temperatura de fusão do material a energia de Gibbs do estado líquido ( $G^L$ ) é menor que a do estado sólido ( $G^S$ ), portanto, é mais estável. Na temperatura de fusão há uma interceptação das energias de Gibbs dos dois estados, chamada de temperatura de equilíbrio. Mas para o metal solidificar é necessária uma diminuição da energia do estado sólido para gerar uma força motriz ( $\Delta G$ ) para a solidificação, como pode ser visto na Figura 2.18. Essa condição é alcançada através de um superesfriamento térmico, onde a energia de Gibbs do estado sólido se torna menor, atuando como a fase mais estável (PORTER e EASTERLING, 1992).



**Figura 2.18** Diagrama de energia livre *versus* temperatura na mudança de estado líquido-sólido (adaptado de PORTER e EASTERLING, 1992).

As energias livres do líquido e do sólido a uma temperatura  $T$  podem ser calculadas, respectivamente, pelas Equações 2.8 e 2.9 (PORTER e EASTERLING, 1992):

$$G^L = H^L - TS^L \quad (2.9)$$

$$G^S = H^S - TS^S \quad (2.10)$$

Onde  $H$  é a entalpia e  $S$  é a entropia dos estados sólido (S) e líquido (L). Portanto, a uma dada temperatura:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (2.11)$$

Onde,

$$\Delta H = H^L - H^S \quad (2.12)$$

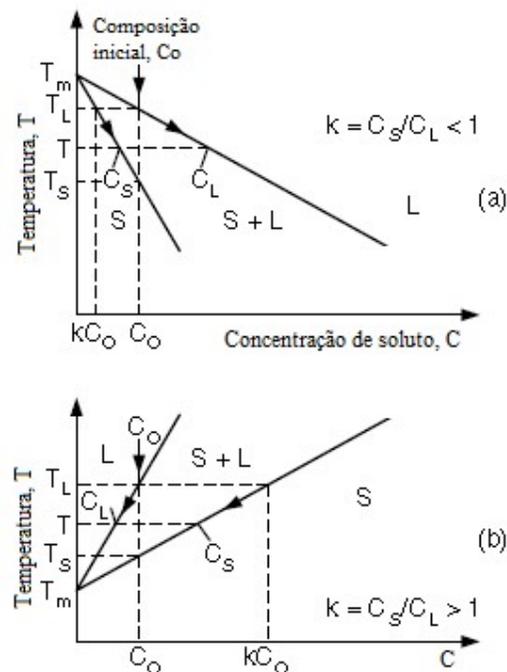
$$\Delta S = S^L - S^S \quad (2.13)$$

Em um metal puro a composição do líquido e do sólido é a mesma e a solidificação ocorre de forma planar. Para que ocorra uma solidificação com interface S/L planar em ligas o coeficiente de difusão dos elementos constituintes no líquido tem que ser muito alto, o

comprimento inicial do líquido tem que ser pequeno e o tempo de solidificação lento o suficiente para que o soluto possa se difundir através do líquido. Na prática, o mais comum em ligas é que os solutos tendem a se difundir mais no sólido ou no líquido, onde em uma dada temperatura o coeficiente de segregação no equilíbrio  $K$  é definido como (KOU, 2003; MESSLER, 2008):

$$K = \frac{C_S}{C_L} \quad (2.14)$$

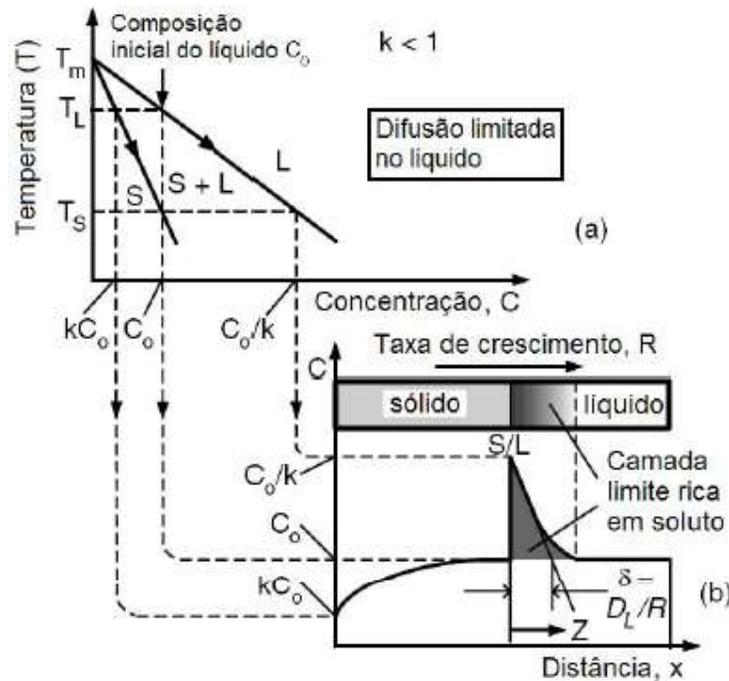
Onde  $C_S$  e  $C_L$  são a composição do sólido e do líquido na interface S/L, respectivamente. O valor de  $K$  é dependente da temperatura, em que os valores de  $C_S$  e  $C_L$  aumentam com a diminuição da temperatura na interface S/L quando  $K < 1$  (Figura 2.19 (a)) e o sólido tende a rejeitar o soluto para o líquido. Quando  $K > 1$ , os valores de  $C_S$  e  $C_L$  diminuem com a diminuição da temperatura na interface S/L (Figura 2.19 (b)) e o soluto é absorvido pelo sólido (KOU, 2003; MESSLER, 2008):



**Figura 2.19** Diagrama de fases binárias com relação à razão do coeficiente de segregação no equilíbrio  $K$  (adaptado de KOU, 2003).

Contudo, o soluto rejeitado pelo sólido não se difunde por completo no líquido, a não ser que haja um forte movimento de convecção do líquido na poça de fusão capaz de homogeneizar

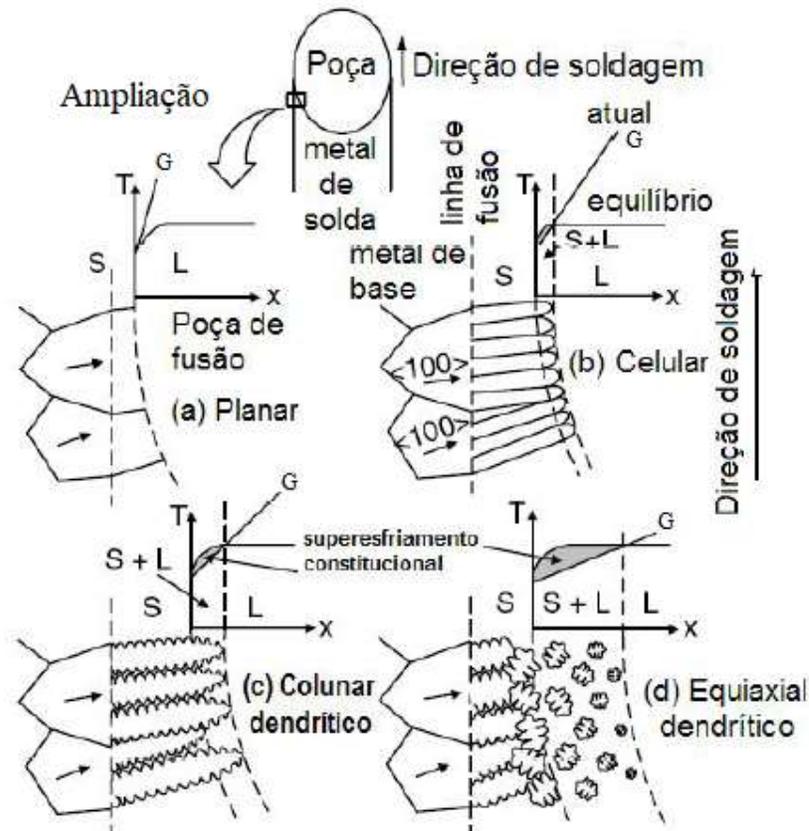
todo o soluto, o que geralmente não é observado. E o soluto rejeitado pelo líquido dificilmente se difunde para o sólido, pois o coeficiente de difusão no sólido geralmente não é alto o suficiente. Assim, o soluto se acumula na frente da interface S/L, formando uma camada rica em soluto, com espessura igual a  $D_L/R$ , onde  $D_L$  é o coeficiente de difusão do soluto no líquido e  $R$  a taxa de crescimento do sólido (Figura 2.20) (KOU, 2003; MESSLER, 2008).



**Figura 2.20** Solidificação com difusão limitada no líquido e sem difusão no sólido: (a) Diagrama de fase; (b) Camada limite rica em soluto (adaptado de KOU, 2003).

À medida que o metal vai solidificando o comprimento do líquido remanescente vai se aproximando do valor da largura da camada limite e se tornando rapidamente concentrado em soluto. E assim, no final da solidificação acontece o fenômeno de segregação do soluto no sólido (KOU, 2003).

Quando há uma queda de temperatura na camada limite, ou seja, um superesfriamento constitucional o líquido se torna instável coexistindo, então, sólido e líquido na camada limite, resultando na quebra da interface S/L planar e no surgimento de uma nova morfologia de interface, como celular, colunar dendrítica e dendrítica equiaxial (Figura 2.21) (KOU, 2003).

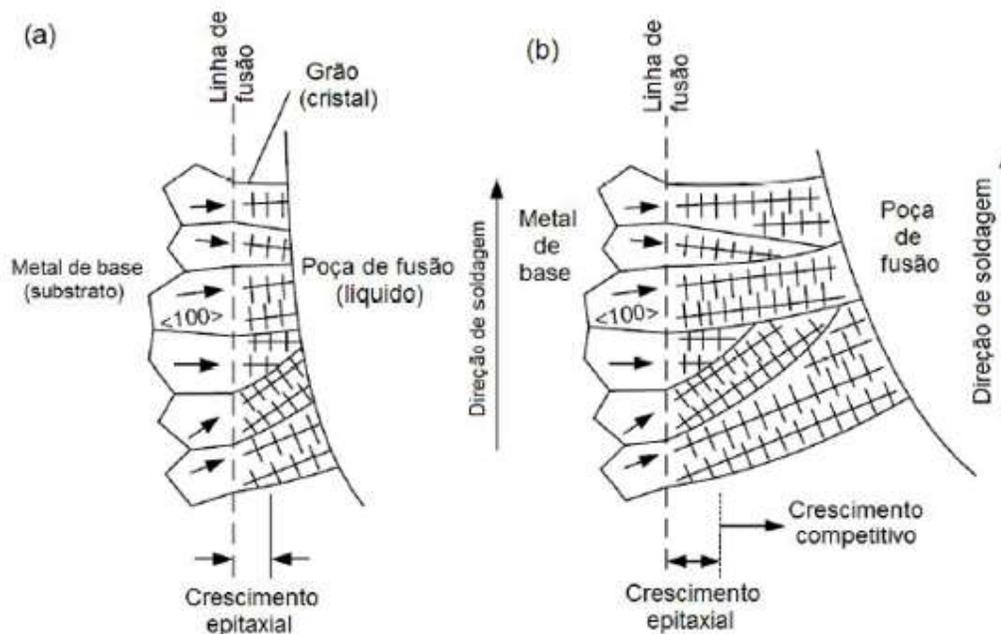


**Figura 2.21** Efeito do superesfriamento constitucional no modo de solidificação durante a soldagem: (a) Planar; (b) Celular; (c) Colunar dendrítico (d) Equiaxial dendrítico. O superesfriamento constitucional aumenta de (a) a (d) (adaptado de KOU, 2003).

O  $\Delta T$  da camada limite varia de  $T_L$  a  $T_S$  ( $\Delta T = T_L - T_S$ ) e a sua espessura no regime permanente é igual a  $D_L/R$ . Logo, para que não ocorra o superesfriamento constitucional o gradiente térmico deve ser maior ou igual a  $\Delta T/(D_L/R)$ . Ou seja, quanto maior o gradiente térmico e menor a espessura da camada limite mais favorável será o modo de solidificação planar na interface S/L. Quando  $G < \Delta T/(D_L/R)$  têm-se o superesfriamento constitucional (KOU, 2003).

Quando a soldagem acontece entre materiais com composição química similar e com mesma estrutura cristalina, as células ou dendritas crescem para o interior da poça de fusão com mesma orientação cristalográfica dos grãos do metal base (agora da interface da ZTA com a ZF), os quais estas nuclearam. Este é chamado de crescimento epitaxial (Figura 2.22 (a)), onde para estruturas CCC e CFC a orientação preferencial de crescimento do sólido é na direção  $\langle 100 \rangle$ . Quando a soldagem acontece entre ligas com estruturas cristalinas dissimilares pode ocorrer misorientações aleatórias em relação às orientações dos grãos da interface ZTA-ZF, onde os grãos que estão se solidificando tendem a crescer na direção de fácil crescimento em

que está o maior gradiente de temperatura máxima, denominado crescimento competitivo (Figura 2.22 (b)) (FLEMINGS, 1974; KOU, 2003).



**Figura 2.22** Crescimento dos grãos na zona de fusão: (a) Crescimento epitaxial; (b) Crescimento competitivo (adaptado de KOU, 2003).

#### 2.4.1. SOLIDIFICAÇÃO EM ASS

As microestruturas que se desenvolvem nos aços ASS durante a solidificação são fortemente influenciadas pela taxa de resfriamento e composição química das ligas. Esses fatores podem modificar o modo de solidificação primário (PSM – *Primary Solidification Mode*), interferir na redistribuição de solutos, possibilitar a formação de segunda fase e interferir na nucleação e crescimento de grãos durante a transformação de fase no estado sólido  $\delta \rightarrow \gamma$  (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989; TAKALO, SUUTALA e MOISIO, 1979).

Ligas de aços inoxidáveis solidificam em um dos cinco diferentes modos: austenita monofásica (A), austenita primária com ferrita de segunda fase (AF), ferrita eutética e austenita eutética (E), ferrita primária com austenita de segunda fase (FA) e ferrita monofásica (F). O PSM e a transformação de ferrita em austenita em estado sólido podem levar a diferentes microestruturas, indicadas na Tabela 2.7 (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989; KUMAR, MUKHERJEE e BANDYOPADHYAY, 2017).

**Tabela 2.7** O modo de solidificação, a sequência de solidificação e a transformação em estado sólido responsáveis pelas diferentes microestruturas em um ASS (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989).

Modo de solidificação	Sequência de solidificação	Transformação em estado sólido	Morfologia final
A	$L \rightarrow (L + A_P^{(*)}) \rightarrow A$	Nenhuma	A
AF	$L \rightarrow (L + A_P) \rightarrow (L + A_P + F_E^{(**)}) \rightarrow (A_P + F_E)$	$F_E \rightarrow A$	Matriz de A F interdendrítica F intracelular
E	$L \rightarrow (L + F_E + A_E^{(***)}) \rightarrow (F_E + A_E)$	$F_E \rightarrow A$	Eutética
FA	$L \rightarrow (L + F_P^{(****)}) \rightarrow (L + F_P + A_E) \rightarrow (F_P + A_E)$	$F_P \rightarrow A$	A intercelular F vermicular F em ripas F em blocos
F	$L \rightarrow (L + F_P) \rightarrow F_P$	$F_E \rightarrow A_W$ $F_E \rightarrow A_M$ Nenhuma	A Widmanstätten A maciça F celular

(\*) Austenita primária

(\*\*) Ferrita eutética

(\*\*\*) Austenita eutética

(\*\*\*\*) Ferrita primária

Os ASS com baixa relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  tendem a solidificar com a austenita como fase primária e o teor de ferrita  $\delta$  diminui com o aumento da taxa de resfriamento, porque em altas taxas de resfriamento não há tempo para a redistribuição do Cr, que favoreceria a fase ferrítica, e apenas uma pequena quantidade de Cr pode ser segregada para os contornos dos grãos formando ferrita  $\delta$  de segunda fase. Quando a taxa de resfriamento é extremamente alta, a microestrutura da austenita pode passar de dendrítica para celular e ferrita  $\delta$  de segunda fase pode se formar dentro dos grãos, e não somente nos contornos. Já ligas com alta relação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  tem como fase primária a ferrita  $\delta$ , onde o teor de ferrita aumenta com o aumento da taxa de resfriamento. Isso porque não há tempo o suficiente para a completa transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  em estado sólido, reação que acontece abaixo da linha *liquidus* da curva de temperatura *versus* composição e que acontece por nucleação e mecanismos de crescimento, envolvendo difusão de longo e baixo alcance, esta é possível geralmente em condições de resfriamento muito rápidos. Em altas taxas de resfriamento não há muito tempo para que a difusão ocorra, porém, a ferrita  $\delta$  pode sofrer uma transformação massiva em  $\gamma$  (sem difusão) (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989; KUMAR, MUKHERJEE e BANDYOPADHYAY, 2017; LIENERT e LIPPOLD, 2013; KOU, 2003).

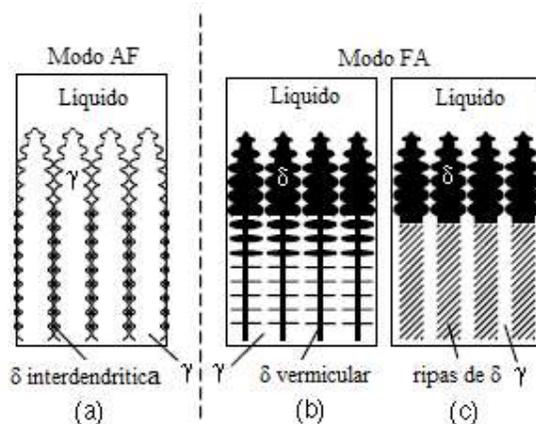
Segundo CHUAIPHAN e SRIJAROENPRAMONG (2020), o modo de solidificação e a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  estão relacionados de acordo com o descrito na Tabela 2.8.

**Tabela 2.8** Relação entre o modo de solidificação dos ASSs e a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (CHUAIPHAN e SRIJAROENPRAMONG, 2020).

Modo de solidificação	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$
A	< 1,25
AF	1,25 – 1,48
FA	1,48 – 1,95
F	> 1,95

Contudo, vale lembrar que existem equações diferentes para se calcular a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , que não levam em conta certos elementos que podem contribuir para as estabilizações de fases, assim como outros fatores importantes como taxa de resfriamento. Portanto, a relação acima entre o PSM e a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  não pode ser levado como regra para todos os ASSs, pois vai depender da composição química do aço e, também, do tipo e dos parâmetros de soldagem.

A presença de ferrita  $\delta$  (até cerca de 5% em volume) pode ser benéfica em soldas por prevenir trincas a quente. Já volumes maiores tendem a reduzir a ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão. Quando o metal de solda se solidifica com PSM AF ou FA a ferrita pode se solidificar em três morfologias diferentes: interdendrítica, vermicular e em ripas (Figura 2.23) (KOU, 2003).



**Figura 2.23** Morfologias da ferrita  $\delta$  nos modos de solidificação AF e FA dos ASSs: (a) interdendrítica, (b) vermicular e (c) em ripas (adaptado de KOU, 2003).

No modo AF a austenita se solidifica, geralmente, na forma de dendritas e na região interdendrítica o líquido remanescente rico em Cr se solidifica como ferrita  $\delta$ . No modo FA a ferrita  $\delta$  pode se solidificar na forma de dendritas (rica em Cr), à medida que a temperatura decai as porções externas das dendritas (com menor teor de Cr) se transformam em austenita,

deixando para trás “esqueletos” de ferrita  $\delta$  ricos em Cr, dando origem à ferrita vermicular. Além da ferrita vermicular, as dendritas de ferrita  $\delta$  também podem adquirir formas de ripas após a completa solidificação (KOU, 2003; MESSLER, 2008).

Ligas com quantidade superior a 0,05% de carbono é passível de formação de carbonetos durante a solidificação após a soldagem (EL-BATAHGY, 2012). Como o material objeto de estudo do presente trabalho possui um percentual abaixo desse valor (com 0,03% de C), não foi dado enfoque sobre a precipitação de carbonetos na revisão bibliográfica.

## 2.5 SOLDAGEM

### 2.5.1. APECTOS GERAIS

A soldagem é considerada como um método de união de materiais, por meio de fusão ou não, e também para deposição de material sobre uma superfície, com o intuito de recuperar peças desgastadas ou formar um revestimento com características especiais. É um processo amplamente utilizado na fabricação de componentes em diversas áreas industriais (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2011).

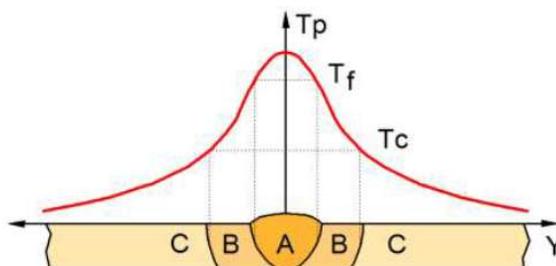
Salvo algumas exceções especiais, duas peças metálicas não podem ser unidas colocando as superfícies em contato, devido à rugosidade e/ou camadas de óxidos presentes na superfície. Duas técnicas principais são empregadas para vencer essas barreiras: soldagem por pressão (se baseia na aplicação de pressões elevadas de forma a deformar plasticamente as superfícies metálicas permitindo a aproximação atômica), ou soldagem por fusão (consiste na aplicação localizada de calor na região de união produzindo a ligação pela posterior solidificação do metal fundido) (MODENESI, MARQUES e SANTOS, 2012; MESSLER, 2008; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2011).

Em uma solda por fusão a peça metálica é sujeitada a ciclos térmicos cujas temperaturas de pico decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda, alterando a microestrutura do metal ao longo de sua seção transversal. Com isso, três regiões básicas podem ser consideradas (MODENESI, MARQUES e SANTOS, 2012):

- **Zona Fundida (ZF):** região onde o material foi fundido e caracterizado por temperaturas de pico superiores à sua temperatura de fusão ( $T_f$ ).

- **Zona Termicamente Afetada (ZTA):** região não fundida do metal base, mas cuja microestrutura e/ou propriedades foram alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As temperaturas de pico são superiores a uma temperatura crítica ( $T_c$ ) característica do metal base, ou seja, temperaturas suficientemente alta para alterar a microestrutura do metal base mesmo em função dos curtos tempos de residência.
- **Metal Base (MB):** Regiões mais afastadas da solda que não foram alteradas pelo ciclo térmico. Suas temperaturas de pico são inferiores a  $T_c$ .

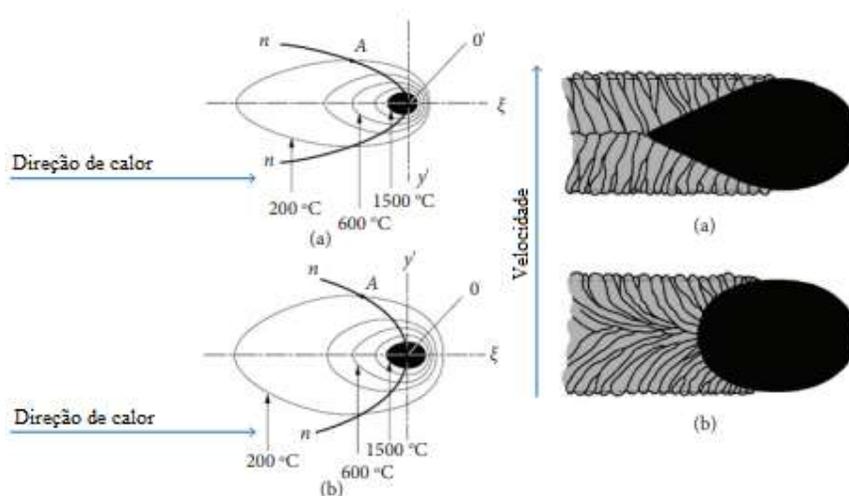
Essas regiões estão exemplificadas na Figura 2.24.



**Figura 2.24** Esquema macroestrutural da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico ( $T_p$ ), fusão ( $T_f$ ) e crítica ( $T_c$ ). A - ZF, B - ZTA e C - MB (fonte: MODENESI, MARQUES e SANTOS, 2012).

A microestrutura da ZF e ZTA e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material nestas regiões podem ser fortemente afetadas em função dos parâmetros de soldagem. A microestrutura a ser formada após a soldagem depende das condições de resfriamento a partir do líquido, como por exemplo a taxa de resfriamento e o gradiente de temperatura em toda a zona de fusão. Essas condições são influenciadas, principalmente, pela velocidade da soldagem e potência do feixe de laser que influenciam no aporte térmico ( $Q$ ), conforme EQ. 2.15, além da condutividade térmica, densidade e calor específico do material. Uma vez que o gradiente térmico aumenta proporcionalmente com a velocidade de soldagem, o controle da velocidade é de essencial importância para se obter determinadas microestruturas e controlar as propriedades mecânicas (SIQUEIRA, 2016; COELHO *et al.*, 2018; KANNATEY-ASIBU JR. 2009). Na Figura 2.25 é ilustrado a influência da velocidade de soldagem no gradiente de temperatura e na microestrutura da poça fundida.

$$Q = \frac{\text{Potência}}{\text{Velocidade}} \quad (2.15)$$



**Figura 2.25** Gradiente térmico e forma da poça fundida em (a) velocidade mais alta e (b) velocidade mais baixa de soldagem (adaptado de KANNATEY-ASIBU JR. 2009).

Em velocidades de soldagem mais altas as isotermas tendem a ser mais achatadas e a microestrutura possui grãos colunares com um longo contorno de grão na linha central da solda, após a solidificação essa linha central pode apresentar trincas, o que causa uma certa fragilidade. Em velocidades de soldagem mais baixas as isotermas tendem a apresentar-se com uma forma elíptica e com menor formação de grãos colunares. Na região central os grãos se orientam em direção à poça de fusão sem formar uma linha central (SIQUEIRA, 2016; KANNATEY-ASIBU JR. 2009, LIPPOLD, 2015).

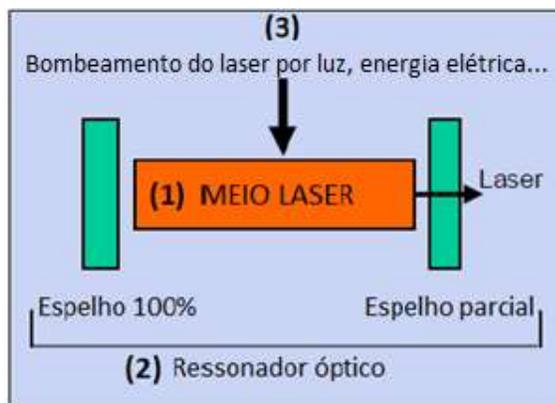
Existe uma variedade de processos de soldagem: soldagem a arco elétrico, a gás, a plasma, a laser, a feixe de elétrons, entre outros. A escolha do melhor processo de soldagem a ser usado envolve questões de custos e qualidade da solda. A soldagem a laser despense um valor alto com relação a aquisição do equipamento e mão de obra especializada para operação e manutenção, contudo é um processo de alta eficiência de fusão e alta produtividade, possibilitando soldas com notável confiabilidade, gerando produtos com excelentes propriedades (KOU, 2003; ASM INTERNATIONAL, 1998).

## 2.6 SOLDAGEM A LASER

### 2.6.1. FUNDAMENTOS DO LASER

A palavra LASER é uma sigla formada pelas iniciais em inglês de “*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*”, que em português entende-se por “Ampliação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação”. Se trata de um feixe luminoso, onde as ondas que o compõem são coerentes, permitindo que o feixe de laser seja focado em uma pequena área com altas densidades de energia (podendo ultrapassar  $10^7$  W/mm<sup>2</sup>) (MACHADO, 2007; ASM INTERNATIONAL, 1998).

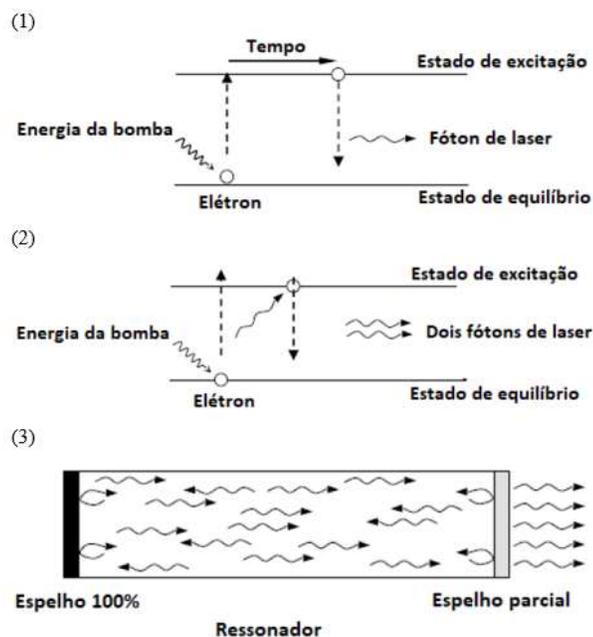
Para a geração de um feixe de laser é necessário um equipamento que contenha os seguintes componentes (Figura 2.26): (1) um material ativo que permita converter energia externa em ondas coerentes, (2) um meio para fornecer energia ao material ativo, (3) ressonador óptico, composto basicamente por dois espelhos, um semi-reflexivo e outro totalmente reflexivo, que obriga os raios a passarem diversas vezes pelo material ativo possibilitando a amplificação dos mesmos (MACHADO, 2007; AMADA, 2016).



**Figura 2.26** Ilustração dos componentes necessários para a geração de laser (adaptado de AMADA, 2016).

A geração do laser acontece através de três estágios simultâneos (Figura 2.27): (1) Uma fonte de energia é usada para excitar os átomos do material emissor de laser fazendo com que os elétrons desses átomos sejam elevados para níveis de maiores energias, os quais são instáveis e, assim, os elétrons decaem para os níveis de menor energia liberando o excesso de energia obtido da fonte externa na forma de fótons. Esse processo é chamado de emissão espontânea;

(2) esses fótons emitos por emissão espontânea atingem outros elétrons nos níveis de energia mais elevados e produzem outros dois fótons que possuem o mesmo comprimento de onda e fase. Esse fenômeno é conhecido como emissão estimulada; (3) e os espelhos definem a direção de amplificação preferencial para emissão estimulada (AMADA, 2016; KOU, 2003).

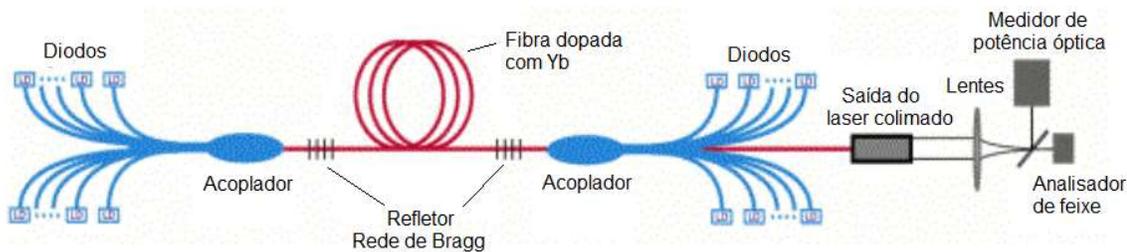


**Figura 2.27** Representação esquemática dos três estágios da geração de laser (adaptado de AMADA, 2016).

Os raios laser podem ser produzidos por duas fontes: laser no estado sólido ou laser a gás. O principal exemplo de laser a gás é o  $\text{CO}_2$  e no estado sólido é o Nd:YAG. Os raios laser de  $\text{CO}_2$  tem como meio ativo uma mistura de gases ( $\text{CO}_2$ ,  $\text{N}_2$  e He), mais comumente utilizados em trabalhos que exigem grandes profundidades (por exemplo, em aços com mais de 50 mm de espessura), pois alcançam potências mais elevadas (aproximadamente 15 kW). Contudo, o custo é maior e o percentual de onda absorvido por metais é menor quando comparado com os lasers no estado sólido. O laser de Nd:YAG (acrônimo do inglês *neodymium-doped yttrium aluminium garnet*) é um cristal que possui óxido de ítrio e alumínio dopado com neodímio, onde os elétrons do elemento dopante podem ser seletivamente excitados para níveis mais altos de energia por uma lâmpada de alta intensidade ou por diodos emissores de laser, podem alcançar até 5 kW de potência (ASM INTERNATIONAL, 1998; KOU, 2003; MESSLER, 2008).

Outro exemplo de fonte de laser no estado sólido é o de Yb:fibra, adotado neste trabalho, que é constituído de uma fibra óptica flexível dopada com itérbio (meio ativo), que emite um

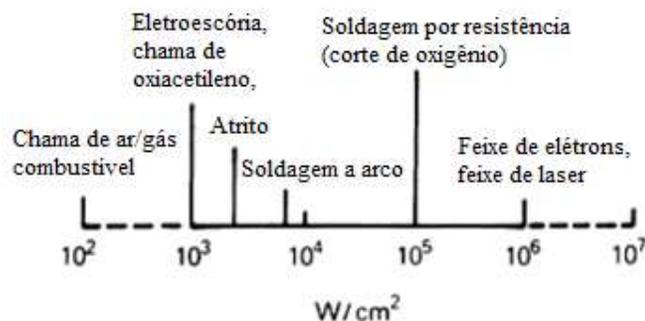
feixe de radiação de baixa divergência e com comprimento de onda próximo do emitido pelo laser Nd:YAG (1060-1085 nm), podendo operar em onda contínua ou pulsada. O núcleo da fibra é bombeado por diodos que produzem um comprimento de onda específico que é absorvido pelo elemento de dopagem, convertendo até 50% da eletricidade em luz. Além disso, um refletor é gravado na fibra, formado entre redes de Bragg, atuando como refletor total e parcial (AMADA, 2016), como mostrado na Figura 2.28.



**Figura 2.28** Esquema de funcionamento de um laser de Yb:Fibra (GOIA, 2010).

## 2.6.2. FUNDAMENTOS DA SOLDAGEM A LASER

Uma das características que diferem os processos de soldagem é a intensidade da fonte de calor. Na Figura 2.29 é mostrado o espectro de intensidade de calor dos processos de soldagem por fusão mais comuns. A soldagem a laser e por feixe de elétrons são processos que possuem maiores densidades de potência, entre  $10^5$  a  $10^7$  W/cm<sup>2</sup>. Acima desse valor todo sólido que interage com a fonte de calor será vaporizado e nenhuma soldagem por fusão pode ocorrer (ASM INTERNATIONAL, 1998).



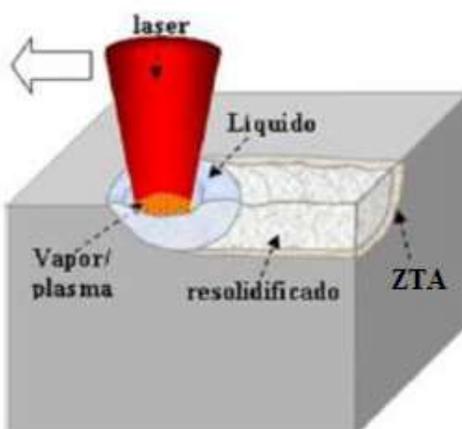
**Figura 2.29** Espectro de intensidade de calor para soldagem por fusão (adaptado de ASM INTERNATIONAL, 1998).

O tempo de interação da fonte de calor no material é inversamente proporcional à densidade de potência da fonte de soldagem e é dependente da difusividade do material. Em materiais com maiores difusividades térmicas o tempo necessário para produzir fusão aumentará. A espessura da peça também interfere no tempo de interação, peças mais finas aquecem mais rápido (ASM INTERNATIONAL, 1998).

A alta intensidade de calor produzida pela soldagem a laser não permite que o processo possa ser controlado manualmente, devendo ser automatizado. Portanto, a soldagem a laser é um processo que fornece soldagem em tempos reduzidos através de pequena área, gerando uma pequena largura da zona termicamente afetada (ZTA). Isso porque em soldas com densidades de potência abaixo de  $10^4$  W/cm<sup>2</sup> a largura da ZTA cresce durante o estágio de aquecimento da peça, enquanto acima desse valor a largura da ZTA é controlada pelo ciclo de resfriamento. Outra vantagem dos processos de alta intensidade é a eficiência da soldagem, quase todo calor é usado para fundir o material e pouco é desperdiçado (MODENESI, MARQUES e SANTOS, 2012; ASM INTERNATIONAL, 1998).

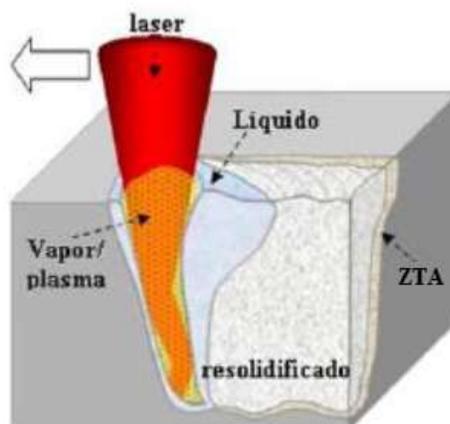
Além de estreita largura da ZTA e ZF, a soldagem a laser pode atingir uma efetiva profundidade, alcançando uma excelente relação penetração/largura (P:L), dependendo do modo de soldagem, que pode ser por condução ou penetração:

- Modo por condução: ocorre quando é utilizadas potências do feixe laser mais baixas (menor que  $10^6$  W/cm<sup>2</sup>) ou velocidades de soldagem mais altas, com a vaporização da peça sendo mínima. Uma pequena área da superfície da peça é aquecida em uma temperatura acima da temperatura de fusão do material e a penetração é controlada por condução. É menos eficiente que a soldagem em modo de penetração, parte do feixe de laser é refletido e a eficiência de transferência de energia é em torno de 20%, possuindo uma relação P:L = 2, formando uma solda mais rasa e larga (Figura 2.30), normalmente usado para chapas e folhas finas (ASM INTERNATIONAL, 1998; TZENG, 2000; KANNATEY-ASIBU, 2009).



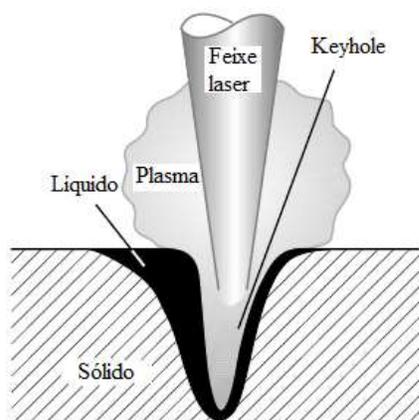
**Figura 2.30** Representação esquemática da soldagem a laser por modo de condução (adaptado de ATHANAZIO, 2016).

- Modo por penetração: com densidade de potência acima de  $10^6$  W/cm<sup>2</sup> o material é vaporizado e é formada uma estreita e profunda capilaridade de vapor, chamado de “*Keyhole*” (Figura 2.31), a absorção de energia é acima de 90% uma vez que a cavidade é formada, alcançando uma relação P:L 10:1. A estabilidade do *keyhole* depende do equilíbrio entre a pressão de vapor, que mantém a cavidade aberta, e a tensão superficial, que tenta fechar a cavidade. Essas duas grandezas são funções da temperatura, para muitos materiais a pressão de vapor aumenta exponencialmente com a temperatura, enquanto que a tensão superficial geralmente diminui. Como há um gradiente de temperatura entre a face e a parte inferior da poça de fusão, onde a temperatura deste é maior que a temperatura de fusão do material e a temperatura daquele é aproximadamente igual à temperatura de fusão, a pressão de vapor no interior da poça é suficientemente grande e a tensão superficial pequena, permitindo a manutenção da vaporização do material e o alcance de grandes profundidades. Conforme o feixe de laser se desloca e ocorre o decréscimo da temperatura localizada a pressão de vapor diminui e a tensão superficial aumenta causando o fechamento da cavidade e posteriormente o material fundido se solidifica (ASM INTERNATIONAL, 1998; AMADA, 2016; KANNATEY-ASIBU, 2009).



**Figura 2.31** Representação esquemática da soldagem a laser via “keyhole” (adaptado de ATHANAZIO, 2016).

A formação do *keyhole* é responsável por possibilitar a alta absorção dos feixes de laser, pois esses ficam aprisionados dentro do buraco por reflexão interna. Contudo, nesse processo um plasma (gás iônico) é produzido dentro da cavidade e na superfície da peça de trabalho (Figura 2.32). O plasma formado na superfície do material pode absorver e dispersar o feixe de laser, reduzindo significativamente a profundidade de penetração. Para isso, é necessário a utilização de um gás de proteção para remover ou suprimir o plasma, sendo mais utilizado gás hélio (He) ou argônio (Ar). O Ar é mais comumente usado para soldagem a laser de baixa a média potência, já que é mais barato do que o hélio, e sua maior densidade resulta em melhor proteção. Contudo, em soldas com densidades mais altas ou em baixas velocidades, o hélio é preferível por ter um potencial de ionização maior, ou seja, é menos provável de ser ionizado e tornar-se parte do plasma, assim, os feixes laser serão menos absorvidos permitindo maior penetração da solda (KOU, 2003; KANNATEY-ASIBU, 2009).



**Figura 2.32** Desenho esquemático da formação de plasma no modo *Keyhole* (adaptado de KANNATEY-ASIBU, 2009).

A alta densidade de potência vaporiza e promove a fusão do material quase que instantaneamente, e a soldagem é concluída em milésimos de segundos. Isso impossibilita que o calor seja conduzido para o interior da peça, evitando o aquecimento excessivo e danos ao material, como por exemplo redução da resistência e distorção. Portanto, a soldagem a laser possibilita soldas mais profundas, estreitas, de maior qualidade e em altas velocidades (KOU, 2003).

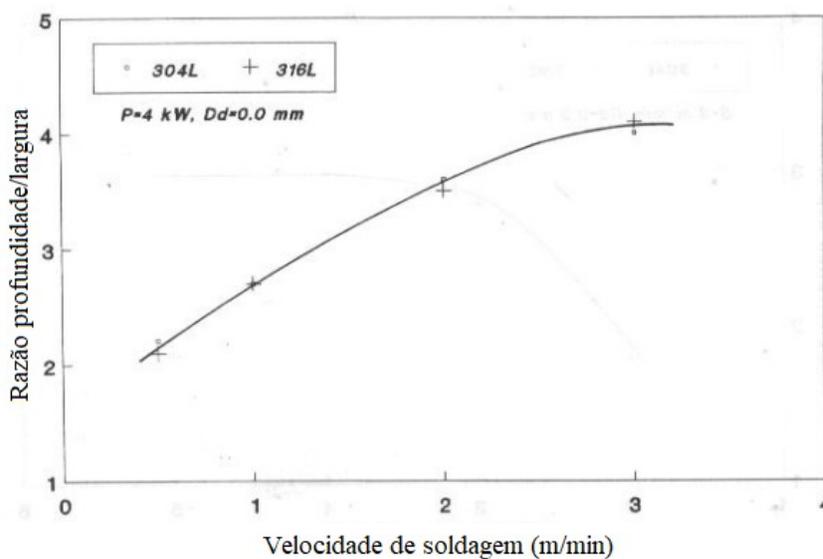
A soldagem a laser pode operar através de emissões pulsadas ou contínuas (CW – *continuous wave*), ou seja, as soldas podem ser obtidas através de uma série de pulsos (com certa largura e frequência) ou através de uma saída contínua (onde o laser permanece ligado ininterruptamente até ser cessado). A seleção do tipo de operação do laser é feita com base na entrada de calor e no tempo de ciclo, as ondas pulsadas minimizam a entrada de calor, contudo as ondas contínuas possibilitam maiores velocidades de soldagem (AMADA, 2016). O tempo de interação para os lasers pulsados é o tempo de pulso e para os CWs o tempo de interação ( $t$ ) depende da velocidade ( $v$ ) da solda e do diâmetro ( $D$ ) do feixe do laser na superfície da peça (Eq. 2.16) (SIQUEIRA, 2016).

$$t = \frac{D}{v} \quad (2.16)$$

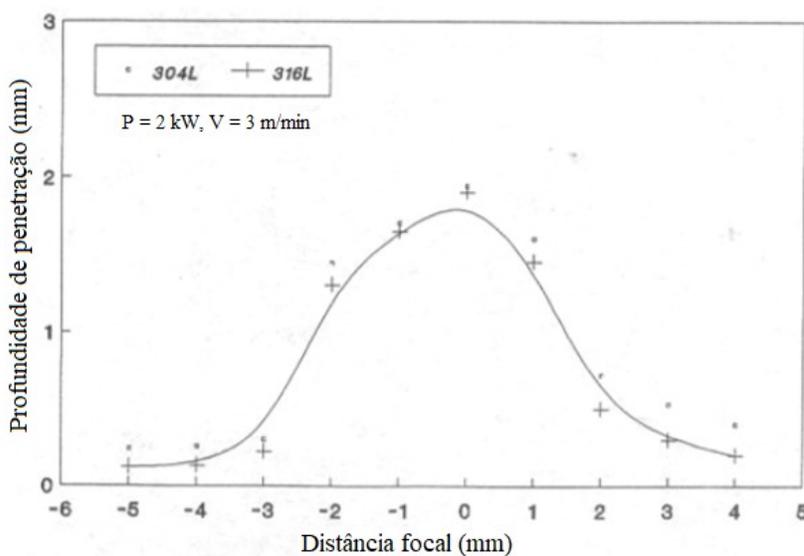
## 2.7 SOLDAGEM EM AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis austeníticos em comparação com os ferríticos podem apresentar maiores distorções térmicas e tensões internas das peças utilizando processos de soldagens comuns, aumentando a susceptibilidade da solda a trincas quentes, devido à sua menor condutividade e maior coeficiente de expansão térmica. Outro possível problema da soldagem nos ASS, com mais de 0,05% de carbono, é a precipitação de carbonetos de cromo durante o resfriamento após a soldagem, causando o esgotamento de cromo nos grãos austeníticos, diminuindo o filme passivo de proteção contra corrosão. Mas esses efeitos indesejáveis podem ser evitados utilizando condições ótimas de soldagens a laser, que possibilitam reduzida entrada de calor, provocando resfriamento rápido com pouca distorção e alta relação profundidade-largura (P/L) para a zona de fusão (VASHISHTHA *et al.*, 2017; EL-BATAHGY, 2012).

EL-BATAHGY (2012) estudou a influência da potência do laser, velocidade de soldagem e distância focal sobre a forma da zona de fusão e estrutura de solidificação de dois aços inoxidáveis austeníticos da série 300 (304L e 316L) usando um laser de CO<sub>2</sub>. O autor pôde concluir que a potência do laser tem grande ação na profundidade de penetração da solda, mas tem efeito menor no perfil da solda, este é mais fortemente influenciado pela velocidade da solda. Como é destacado na Figura 2.33 (a) o aumento na velocidade de soldagem resultou em um aumento na razão profundidade/largura da solda. A distância focal também pode interferir na profundidade da solda. Os resultados obtidos pelo autor indicaram que o alcance mais eficaz da distância focal para obter o máximo penetração com perfil de solda aceitável está entre 0 e -1 mm, conforme é mostrado na Figura 2.33 (b).



(a)



(b)

**Figura 2.33** Resultados obtidos para os aços 304L e 316L: (a) relação entre velocidade de soldagem e razão profundidade/largura e (b) relação entre distância focal e profundidade de penetração (adaptado de EL-BATAHGY, 2012).

YAN, GAO e ZENG (2010) compararam as propriedades mecânicas e microestruturais do ASS 304 utilizando dois processos de soldagem: a laser e por TIG (*Tungsten Inert Gas*). Ambas as soldagens alcançaram completa penetração sem defeitos e com zona de fusão composta pela fase austenita e ferrita  $\delta$ , mas a TIG com tamanho de dendritas menores que na soldagem a laser. O resultado do teste de resistência à tração da soldagem TIG se mostrou inferior ao da

soldagem a laser, 560 e 733 MPa respectivamente, onde este apresentou ruptura por cisalhamento e o da soldagem TIG na forma de taça-cone.

LIU *et al.* (2018) analisaram a influência da largura da solda no desempenho das juntas de uma soldagem a laser de alta potência em um ASS 201 (0,08% C, 0,53% Si, 9,06% Mn, 14,57% Cr, 1,02% Ni). Para tal, os autores utilizaram diferentes configurações de soldagem (denominadas de N, W e P), com valores distintos de potência, velocidade e distância de desfocagem (Tabela 2.9), obtendo três tipos de aparência de solda (Figura 2.34). As três juntas apresentaram microestruturas de matriz austenítica e presença de ferrita  $\delta$  na forma de dendritas que crescem ao longo do sentido do gradiente de temperatura máxima de forma perpendicular à linha central da zona de fusão. Contudo, devido à geometria elíptica e larga da poça de fusão (a qual permite um maior limite da linha de fusão com a cauda da solda), a solda W apresentou uma zona de grão axial central muito mais espessa quando comparado com a solda P e N. A solda N exibiu uma estreita região de grãos axiais no centro, pois o limite da calda é quase paralelo ao limite de fusão. Essa morfologia de fusão e estrutura do grão da solda está esquematizado na Figura 2.35.

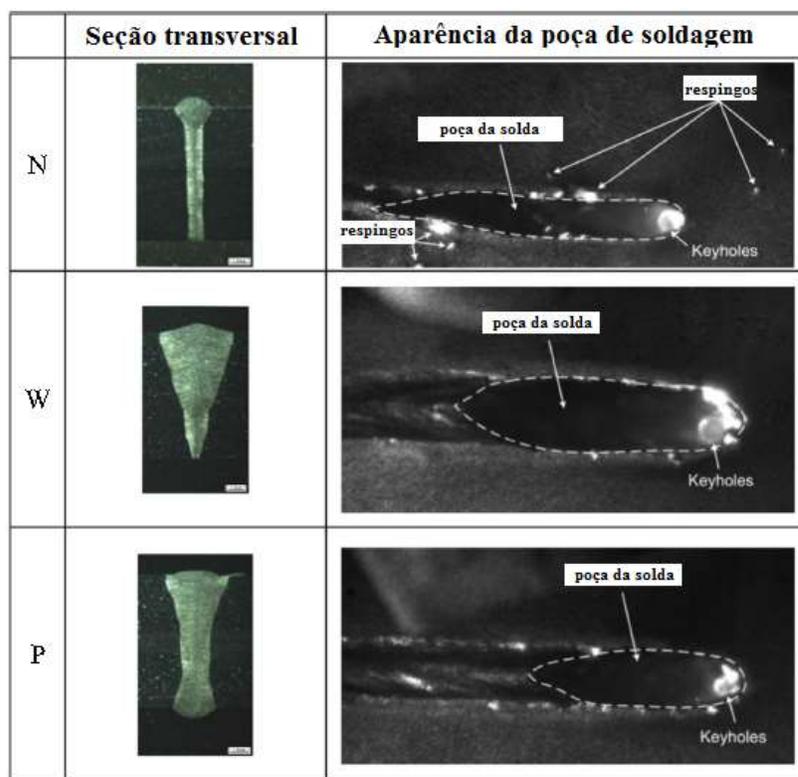


Figura 2.34 Formas transversais e aparências da poça de soldagem de três condições distintas de solda a laser em um ASS 201 registradas por uma câmera de alta velocidade (adaptado de LIU *et al.*, 2018).

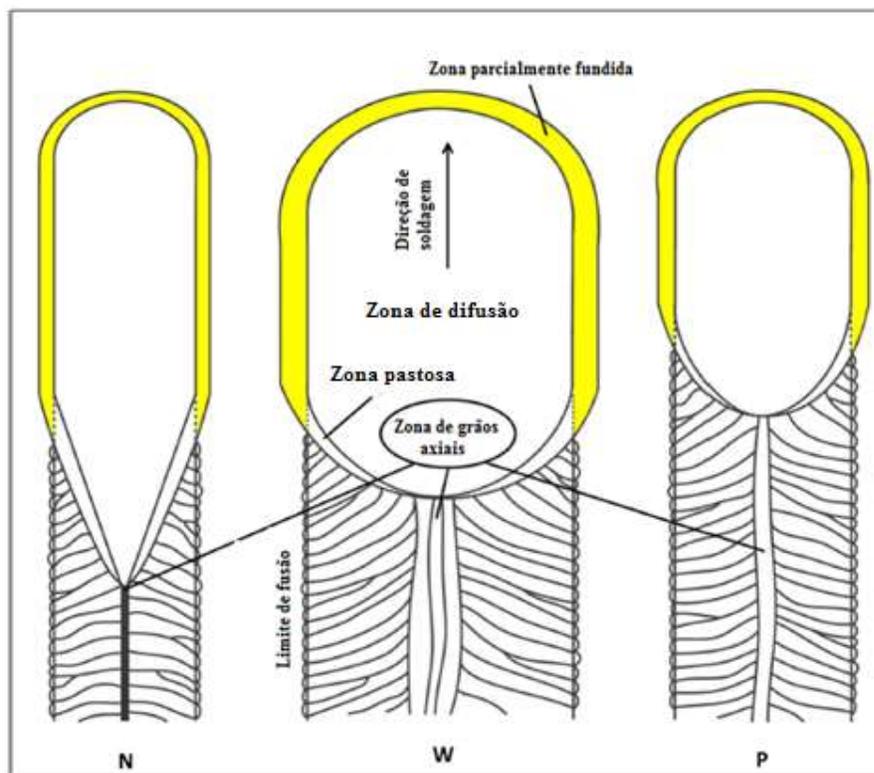


Figura 2.35 Morfologia de fusão e estrutura dos grãos da solda para três condições de soldagem a laser diferentes (adaptado de LIU *et al.*, 2018).

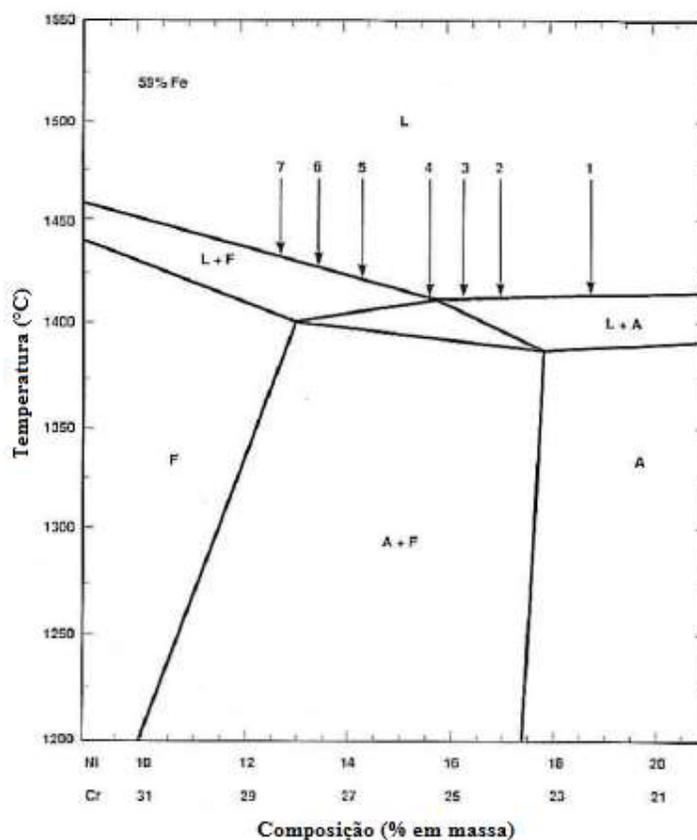
**Tabela 2.9** Parâmetros de soldagem a laser usados para obter três tipos de aparência de solda (adaptado de LIU *et al.*, 2018).

Solda	Potência do laser (kW)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Desfocalização (mm)
N	6	40	0
W	6	15	+4
P	8	15	-6

As durezas das soldas foram superiores à do metal base, mas não significativamente. Nos ensaios de tração todas as três amostras falharam na zona de solda. Contudo, para as soldas N e P os valores de resistência à tração foram próximos ao do metal base, 95% e 94,1% do valor deste, respectivamente, enquanto a solda W alcançou apenas 77,3% do valor de resistência à tração do MB. Os autores acreditam ser consequência da zona de grão axial no centro de solda. Os melhores parâmetros de soldagem a laser foi o da solda P, pois alcançaram resultados satisfatórios com relação a LRT, fadiga e dureza, quando comparado com o MB e as outras soldas (N e W), sem aparentes defeitos, como os respingos de solda apresentados na N.

ELMER, ALLEN e EAGAR (1989) analisaram a influência da composição química e da taxa de resfriamento na microestrutura dos ASSs, para isso utilizaram sete ligas de aço inoxidável austenítico, com composições diferentes, e seis velocidades de soldagem, através de

soldagem por feixe de elétrons, com variações nas taxas de resfriamento. As ligas com as menores relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (1,15 – 1,39) solidificaram em austenita como fase primária em todas as taxas de resfriamento. As ligas com alta relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (1,84 – 2,18) solidificaram em ferrita  $\delta$  como fase primária, também em todas as taxas de resfriamento. Já na liga com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  igual a 1,6, que se encontra próxima à linha de dupla saturação do sistema de liga ternária Fe-Cr-Ni (amostra 3 e 4 da Figura 2.36) a fase primária foi dependente da taxa, solidificando em ferrita  $\delta$  em baixas taxas de resfriamento e em austenita em altas taxas de resfriamento.



**Figura 2.36** Composição das sete ligas indicadas por setas no diagrama do sistema de liga ternária Fe-Cr-Ni com 59% em massa de Fe (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989).

LIENERT e LIPPOLD (2013) estudaram o PSM e a susceptibilidade a trincas quentes dos aços inoxidáveis austeníticos da série 300 (304, 304L, 316, 316L), com 13 composições diferentes, que foram soldadas por laser pulsado Nd:YAG. As ligas com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  abaixo de 1,59 tiveram o PSM como austenita monofásica, as ligas com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  acima de 1,69 solidificaram com PSM de ferrita  $\delta$  monofásica, enquanto as ligas para o qual  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  estava entre 1,59 e 1,69 exibiram PSM de ferrita  $\delta$  monofásica ou PSM dupla, com grãos de

austenita adjacentes aos grãos de ferrita. As ligas que solidificaram como austenita primária foram mais propensas à trinca, exceto as que continham menos de 0,02% de impurezas (P e S). As que solidificaram como ferrita  $\delta$  primária não apresentaram nenhuma evidência de fissuras ou trincas. As ligas que exibiram PSM duplo sofreram comportamento variável dependente do teor de impurezas no material.

Com isso, pôde-se constatar que mudanças nos parâmetros de soldagem a laser podem gerar formas diferentes de soldas que, juntamente com a composição química da liga, irão interferir nas características microestruturais e propriedades mecânicas do material. Até agora poucos projetos de pesquisa foram elaborados para estudar os parâmetros de soldagem a laser nos ASS 201, sobretudo no 201LN.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho visou otimizar os parâmetros de soldagem a laser Yb:Fibra para o aço ASTM 201LN na condição como recebida e tratada termomecanicamente (por laminação a frio e recozimento para reversão), bem como realizar o estudo dos efeitos das soldas na microestrutura e propriedade mecânica dureza das juntas soldadas (regiões da ZTA e ZF em comparação ao MB) e correlacioná-los com os fenômenos associados a restauração, reversão, recristalização e/ou crescimento de grão em função da condição estrutural do MB. Por fim, avaliar o efeito da solda sob comportamento mecânico em tração uniaxial, inclusive o efeito TRIP, nas condições completamente austeníticas em estudo do ASTM 201LN sem solda e com solda após otimização. Para isto, foram utilizadas técnicas experimentais de caracterização macro e microestrutural (macrografias, Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) (detector de elétrons retroespalhados - BSE e de difração de elétrons retroespalhados - EBSD), ferritoscopia e ensaios mecânicos via microdureza Vickers (HV) e tração uniaxial.

#### 3.1 MATERIAL NO ESTADO COMO RECEBIDO

O material em estudo, no estado como recebido (CR), consiste em um aço inoxidável austenítico ASTM 201LN, na forma de chapa fornecida pela empresa APERAM South América, com aproximadamente 4,9 mm de espessura na condição laminada a quente e posteriormente submetida ao recozimento contínuo para completa recristalização, com temperatura de encharque de 1050 °C.

A composição química deste material está descrita na Tabela 3.1.

**Tabela 3.1** Composição química (% em massa) do ASS ASTM 201LN fornecido pela APERAM South America.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
0,03	6,9078	0,3088	0,0381	0,0009	17,0043	4,0093	0,0188	0,0034	0,0239
Co	V	Nb	Pb	B	Ti	Sn	W	N	
0,0463	0,0428	0,0224	0,0073	0,0006	0,0058	0,0029	0,0017	0,2000	

### 3.2 MATERIAIS COM PROCESSAMENTO TERMOMECAÂNICO

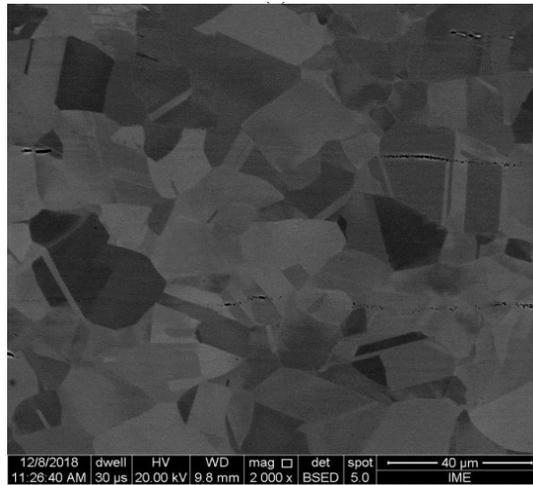
O processo termomecânico adotado neste trabalho seguiu os parâmetros de otimização estudados por SOUZA (2019), que são detalhados nos subitens a frente. A autora realizou a quantificação de fases das amostras através da técnica de DRX, utilizando o método de Rietveld, e por ferritoscopia, tendo como resultado 100% de fase austenita para as amostras CR e recozidas para reversão (1RR e 2RR), e para as amostras retiradas após as etapas de laminações (1LF e 2LF) a fase martensita  $\alpha'$  se fez presente, conforme Tabela 3.2.

**Tabela 3.2** Frações volumétricas das fases presentes nos materiais de partida, quantificado por SOUZA (2019) via DRX pelo método de Rietveld e via ferritoscopia.

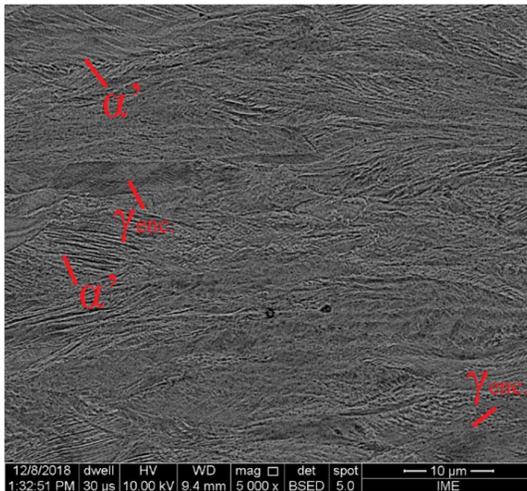
Amostras	Nomenclatura	Fração volumétrica de martensita (%)	
		via Rietveld	via Ferritoscopia
Como recebido	CR	-	-
1ª etapa de laminação a frio	1LF	33,91	27,61
1º Recozimento para reversão	1RR	-	-
2ª etapa de laminação a frio	2LF	43,51	25,17
2º Recozimento para reversão	2RR	-	-

A diferença de porcentagem de martensita  $\alpha'$  identificada entre as técnicas pode estar relacionada ao volume de abrangência de cada uma. A técnica de DRX alcança uma fina camada sobre a superfície da amostra, em torno de 6,2  $\mu\text{m}$  para o pico  $\gamma(111)$  com o emprego da radiação  $K\alpha$  de Co, enquanto a Ferritoscopia analisa um volume maior (DA SILVA, 2017; SOUZA, 2009).

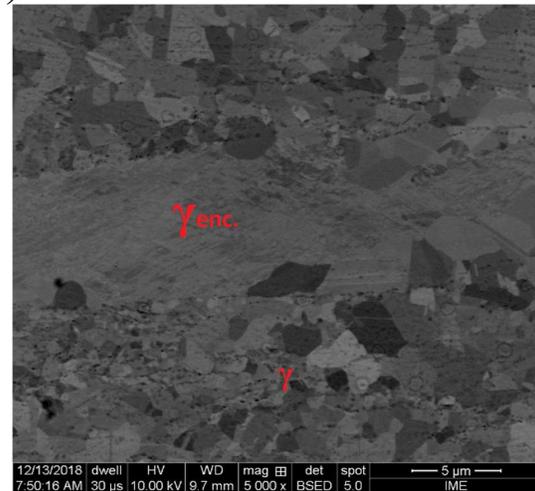
A autora também analisou a microestrutura das amostras, via MEV (Figura 3.1). A amostra CR apresentou microestrutura constituída apenas da fase austenita com grãos equiaxiais e a presença de maclas de recozimento. Nas micrografias das amostras laminadas (1LF e 2LF) é possível observar martensita induzida por deformação com coexistência de austenita encruada. Já para as amostras recozidas para reversão (1RR e 2RR) foi observada a ausência de martensita, ou seja, houve completa reversão da fase martensita em austenita, com microestrutura composta por grãos austeníticos com maclas de recozimento e grãos maiores de austenita encruada. Através das micrografias nota-se a diminuição dos grãos com o progresso do tratamento termomecânico.



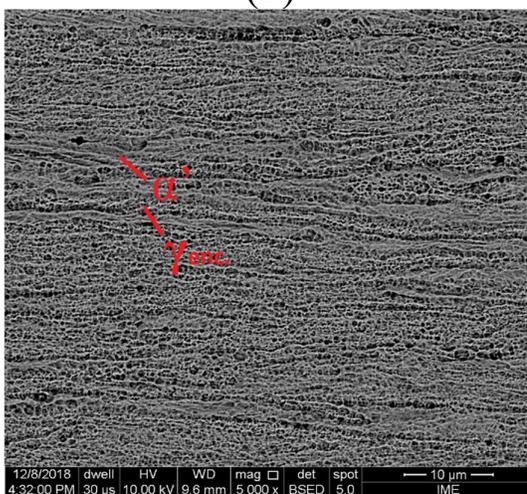
(a)



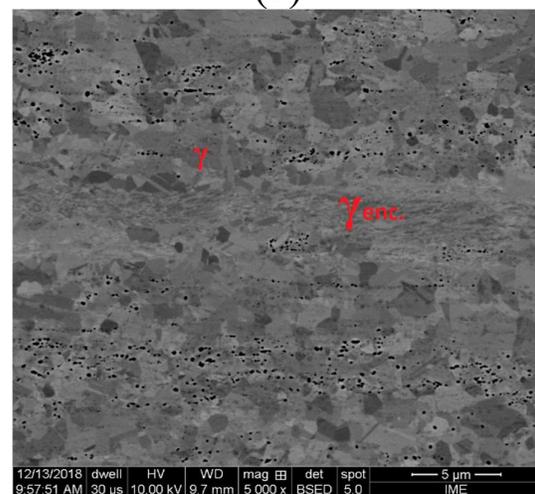
(b)



(c)



(d)



(e)

**Figura 3.1** Imagens via MEV dos materiais de partida: (a) CR, (b) 1LF, (c) 1RR, (d) 2LF e (e) 2RR (adaptado de SOUZA, 2019).

Através da análise de EBSD e tratamento de dados no *software* Esprit 1.9, a autora mediu os tamanhos dos grãos das amostras 100% austeníticas, constatando a eficiência do método para o refinamento de grão, encontrando valores médios iguais a 50,5  $\mu\text{m}$  para CR, 4,05  $\mu\text{m}$  para a 1RR e 3,4  $\mu\text{m}$  para a 2RR.

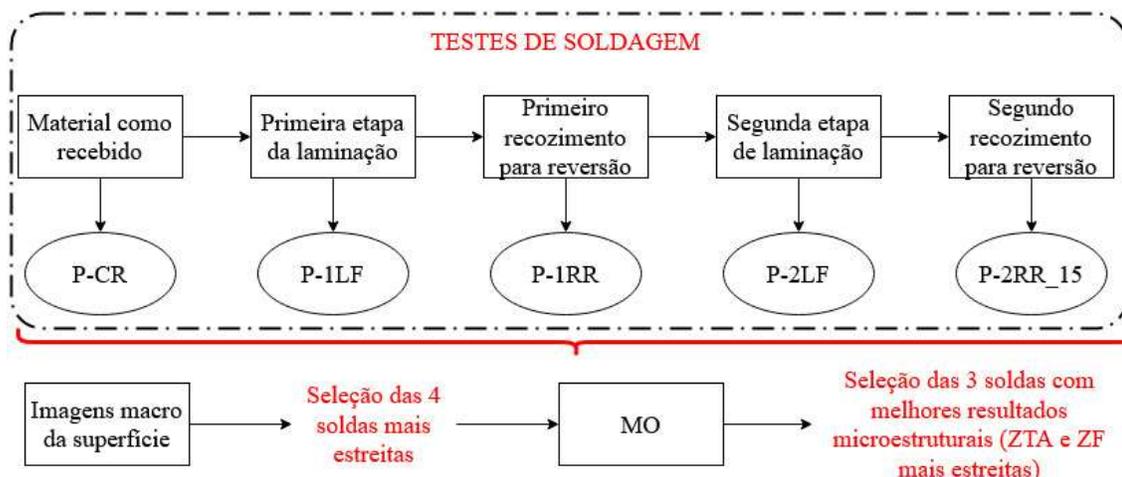
### 3.3 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Esta tese de doutorado consistiu em duas partes: uma preliminar, para testar os parâmetros de soldagem, e a parte definitiva do trabalho, com as melhores condições de soldagem estipuladas através dos testes preliminares.

As amostras preliminares e as definitivas foram caracterizadas baseadas na soldagem a laser Yb:fibra das amostras extraídas ao longo da reprodução das etapas do processamento termomecânico, ou seja, nas amostras extraídas em cada etapa de laminação e recozimento. Tais etapas de processamento foram fundamentadas a partir dos parâmetros estudados por SOUZA (2019).

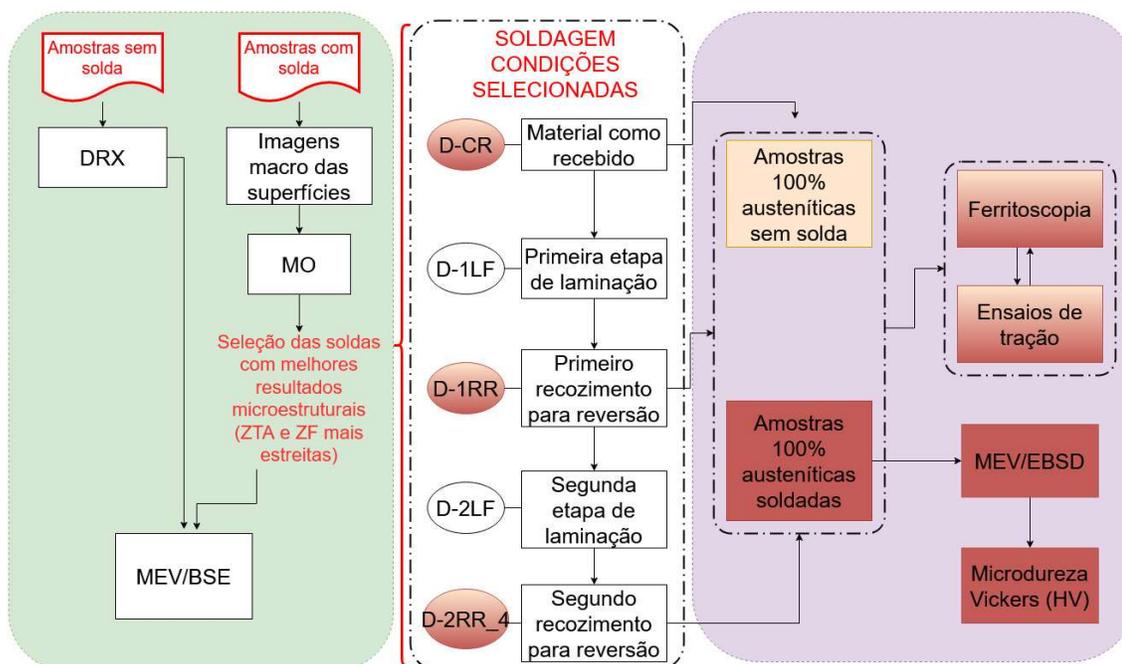
Com base nas análises macroscópicas e microscópicas (via MO) dos testes preliminares foram estabelecidas as três melhores condições de soldagem, ou seja, as soldas que alcançaram penetração total da chapa e promoveram as menores larguras de ZF e ZTA. Estas foram refeitas com espaçamento maior entre as soldas, numa mesma chapa virgem, e analisadas via MO com o intuito de avaliar a geometria e microestrutura das soldas para, então, selecionar a melhor condição de soldagem, tomando como parâmetro neste trabalho menores larguras de ZTA e ZF. Tal condição foi utilizada para a realização dos demais ensaios, para uma avaliação mais aprofundada, e soldagem de chapas individuais para a confecção dos corpos de prova para os ensaios de tração uniaxial.

Na Figura 3.2 é apresentado o esquema com o resumo dos procedimentos experimentais adotados para as amostras do estudo preliminar, dotado de sete testes de soldagem com parâmetros de potência e velocidades diferentes, que são detalhados nos subitens a frente, que serviram para definir os melhores parâmetro a serem adotados no trabalho.



**Figura 3.2** Esquema com o resumo dos procedimentos experimentais realizados no estudo preliminar.

Na Figura 3.3 é apresentada um esquema com o resumo dos procedimentos experimentais adotados para as amostras definitivas, soldadas nas melhores condições seleccionadas no estudo preliminar.



**Figura 3.3** Esquema com o resumo dos procedimentos experimentais realizados no estudo definitivo.

### 3.3.1 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

A etapa de processamento termomecânico tomou como base os parâmetros estudados por SOUZA (2019), que consistiu de duas etapas de laminação a frio (8 passes de laminação com ~10% de redução em cada passe para cada uma das etapas) intercaladas por duas etapas de recozimento para reversão (a 750 °C por 15 minutos na primeira etapa e 4 minutos na segunda). Contudo, quando os testes preliminares deste trabalho começaram, SOUZA (2019) ainda não havia concluído seu trabalho de doutorado, e os parâmetros adotadas por ela ainda não estavam otimizados, portanto a segunda etapa de recozimento se deu por 15 minutos. Ao final do seu trabalho, SOUZA (2019) concluiu que utilizando tempo de encharque de 4 minutos no segundo recozimento os grãos de austenita se apresentavam menores e com uma estrutura menos heterogênea. Devido ao desgaste dos cilindros do laminador piloto do IME, só foi possível chegar a 4 passes de redução na segunda etapa de laminação nas amostras definitivas.

Nas Tabela 3.3 e 3.4 estão descritos os parâmetros adotados no processamento das amostras preliminares e definitivas, respectivamente.

**Tabela 3.3** Processamento termomecânico realizados nas amostras preliminares deste estudo.

Etapas	Processamento	Amostras
Laminada a quente (como recebido)	-	P-CR
Primeira laminação	8 passes com redução de 10% cada	P-1LF
Primeiro recozimento para reversão	Temperatura de 750 °C por 15 minutos (*)	P-1RR
Segunda laminação	8 passes com redução de 10% cada	P-2LF
Segundo recozimento para reversão	Temperatura de 750 °C por 15 minutos (*)	P-2RR_15

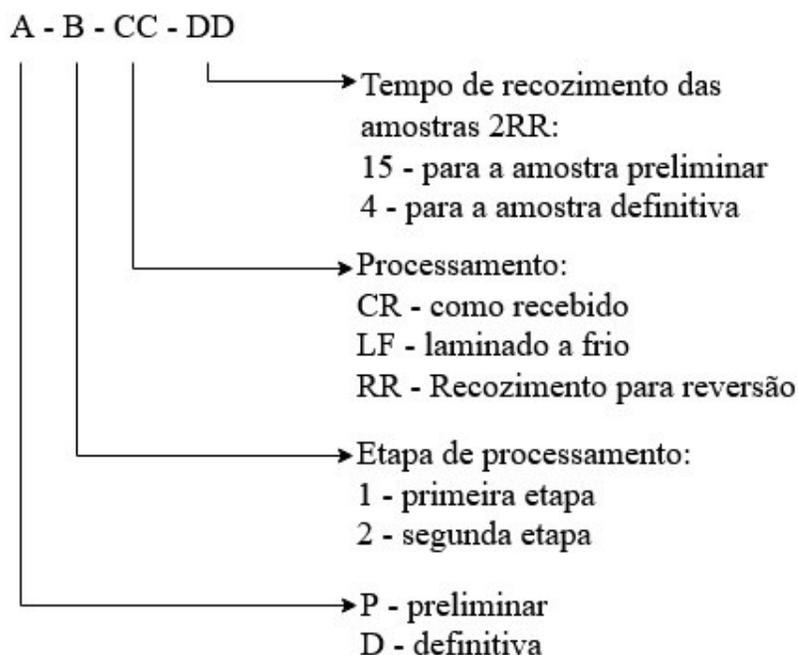
(\*) As amostras foram introduzidas no forno na temperatura de encharque, o tempo de encharque foi contabilizado após o reestabelecimento da temperatura objetivada e ao fim do tempo de encharque estas foram extraídas do forno para subsequente resfriamento ao ar.

**Tabela 3.4** Processamento termomecânico realizados nas amostras definitivas deste estudo.

Etapas	Processamento	Amostras
Laminada a quente (conforme fornecido)	-	D-CR
Primeira laminação	8 passes com redução de 10% cada	D-1LF
Primeiro recozimento para reversão	Temperatura de 750 °C por 15 minutos (*)	D-1RR
Segunda laminação	4 passes com redução de 10% cada	D-2LF
Segundo recozimento para reversão	Temperatura de 750 °C por 4 minutos (*)	D-2RR_4

(\*) As amostras foram introduzidas no forno na temperatura de encharque, o tempo de encharque foi contabilizado após o reestabelecimento da temperatura objetivada e ao fim do tempo de encharque estas foram extraídas do forno para subseqüente resfriamento ao ar.

A amostra como recebida foi nomeada como CR e as amostras que passaram por processamento termomecânico foram nomeadas conforme a etapa e o tipo de processamento que foram submetidas, sendo precedidos de um P ou D para diferenciar as amostras preliminares e definitivas, respectivamente, como exemplificado no esquema da Figura 3.4:

**Figura 3.4** Esquema de nomenclatura das amostras submetidas ao processamento termomecânico (preliminar *versus* definitivo deste trabalho).

### 3.3.1.1. LAMINAÇÃO ESTUDO PRELIMINAR *VERSUS* DEFINITIVO

Inicialmente, a chapa CR do aço inoxidável austenítico ASTM 201LN, com dimensão de 10 cm x 4 cm (Direção de laminação (DL) x Direção transversal a de laminação (DT)), foi laminada em temperatura ambiente, com oito passes na primeira etapa. Este foi o procedimento executado por SOUZA (2019), para as amostras utilizadas no estudo preliminar, como efetivamente no âmbito desta tese, para o estudo definitivo (Tabelas 3.3 e 3.4).

Para a segunda etapa de laminação, a diferença entre o procedimento de laminação que deu origem as amostras do procedimento preliminar para o definitivo, foi que no primeiro foram conduzidos oito passe e no segundo quatro passes (Tabelas 3.3 e 3.4).

Seja para os passes da primeira e da segunda etapa, todas as reduções a cada passe foram conduzidas com deformação de aproximadamente 10% de redução na espessura da chapa, com intuito de induzir a transformação martensítica por deformação.

O processo de laminação foi realizado nas dependências do Laboratório de Tratamento Termomecânico do Instituto Militar de Engenharia (IME) no laminador piloto FENN MFG, modelo D-51719:1973, o qual opera em configuração duo com cilindros de trabalho com diâmetro de 133,70 mm.

### 3.3.1.2. RECOZIMENTO PARA REVERSÃO

As amostras, oriundas da primeira etapa de laminação, foram conduzidas para a etapa de recozimento, para reversão da martensita em austenita, sob as condições de temperatura e tempo iguais a 750 °C e 15 minutos, na primeira etapa de recozimento – tanto por Souza (2019), para as amostras do estudo preliminar, como no presente estudo, para as amostras do estudo definitivo (Tabelas 3.3 e 3.4).

A diferença de procedimento deu-se no tempo de encharque adotado no recozimento a 750 °C para as amostras oriundas da segunda etapa de laminação. Ou seja, para as amostras provenientes do estudo de SOUZA (2019), para o estudo preliminar, fez uso de 15 minutos de encharque, enquanto para as amostras recozidas neste estudo, para o estudo definitivo, fez uso de 4 minutos de encharque a 750 °C na segunda etapa de recozimento.

O recozimento para reversão foi realizado em forno mufla Quimis Q-138-M-24, localizado nas dependências do Laboratório de Tratamento Termomecânico do Instituto Militar de Engenharia (IME). O forno vazio foi estabilizado na temperatura de encharque (750 °C) e então, com o auxílio de um termopar (modelo Fluke 51 K/J Thermometer), verificou-se o instante em que o forno atingiu essa temperatura para, então, colocação das amostras e fechamento imediato da porta do forno. O tempo de encharque só foi contabilizado após o tempo necessário para reestabelecimento (de 6 minutos) da temperatura objetivada para o tratamento (750 °C) na região de acomodação da amostra. Após decorrido o tempo de encharque as amostras foram extraídas do forno e resfriadas ao ar.

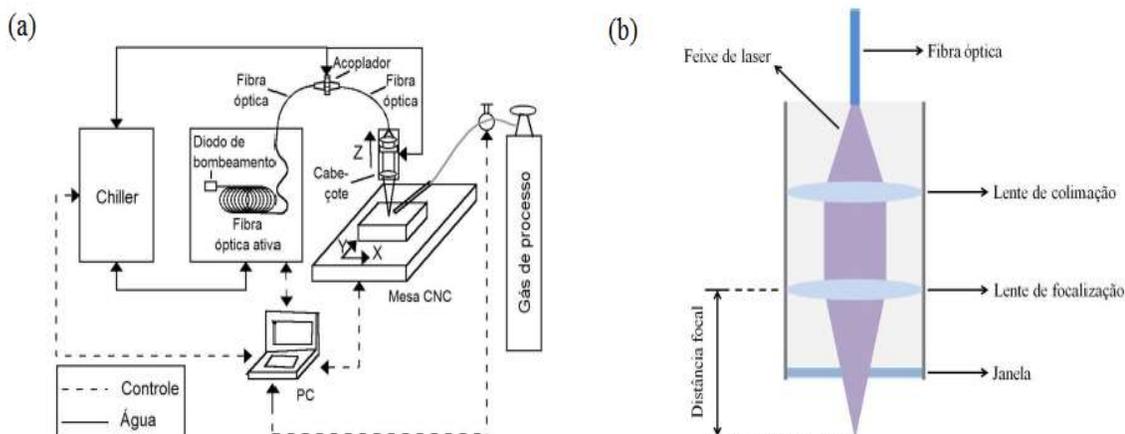
### 3.3.2 SOLDAGEM A LASER

O laser utilizado neste trabalho foi o laser de Yb:Fibra de 2 kW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) e comprimento de onda de 1,07  $\mu\text{m}$ , dotado de uma fibra de saída com 50  $\mu\text{m}$  de diâmetro e 5 m de extensão, instalado no Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento de Aplicações de Laser e Ótica (DEDALO) da Divisão de Fotônica (EFO) do Instituto de Estudos Avançados (IEAv), São José dos Campos / SP. Uma unidade de acoplamento de fibras faz a conexão de uma segunda fibra, com 100  $\mu\text{m}$  de diâmetro e 10 m de comprimento, que é utilizada nos processos de soldagem. A fibra secundária é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe.

O cabeçote de processo foi acoplado a uma mesa XYZ, com comando numérico computadorizada (CNC), por meio do software EMC2 e acionada por motores de passo, com velocidade máxima de 160 mm/s e cursos dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5  $\mu\text{m}$ . Um eixo Z com curso de 215 mm e resolução de 1  $\mu\text{m}$  foi incorporado à mesa, facilitando o posicionamento correto do foco do feixe de laser sobre a amostra.

Um conjunto óptico formado por duas lentes configura o cabeçote de processo do laser. Uma lente é responsável por colimar o feixe divergente que emerge da fibra óptica e a outra lente atua na focalização do feixe na peça. Após a lente de focalização tem uma janela de proteção da mesma. Essas lentes são passíveis de serem trocadas para se obter diferentes distâncias de focalização e diâmetros do feixe de laser.

Os elementos constituintes da bancada experimental e da cabeça de processo de laser estão representados na Figura 3.5 (a) e (b), respectivamente.



**Figura 3.5** Desenho esquemático da (a) estação de processamento de materiais com laser a fibra e (b) cabeça de processo do laser (adaptado de SIQUEIRA, 2016).

Antes da soldagem as amostras que passaram por recozimento para reversão foram submetidas a uma decapagem ácida (utilizando uma solução de ácido clorídrico, ácido nítrico 65% e água destilada, na proporção 1:1:1) para remover a camada de óxido formada na superfície das peças na etapa de recozimento para reversão, visto que esta camada de óxido possui propriedades distintas do aço em estudo, e com isto a interação do laser seria distinta no caso de não ser removida.

Utilizou-se como parâmetros fixos o diâmetro do feixe de laser de 0,1 mm (utilizando lentes de colimação e a focalização igual a 160 mm de distância focal) com foco em cima da amostra e argônio (Ar) como gás de proteção com vazão de 10 L/min.

Inicialmente, para fins de estudo preliminar, os parâmetros variados foram velocidade de soldagem e potência do laser, conforme Tabela 3.5. A potência inicial foi definida de acordo com as espessuras das amostras (também descritas na Tabela 3.5) utilizando três velocidades de soldagem diferentes. Em seguida, testou-se uma potência menor, diminuindo também a velocidade (em dois valores distintos) com o intuito de assegurar a penetração total. E por último, fez-se dois testes com uma velocidade de soldagem ainda menor, mudando a potência.

Há uma pequena diferença de espessura entre as amostras P-1LF e P-1RR\_15 (0,04 mm) devido à decapagem ácida, que remove a camada de óxido formada na superfície das chapas na etapa de recozimento para reversão. Como a P-1LF não foi submetida ao recozimento, não foi necessário a decapagem. Essa diferença de espessura não foi considerada significativa. Portanto, foram adotados os mesmos parâmetros de soldagem para as duas condições.

**Tabela 3.5** Parâmetros variáveis dos testes de soldagem a laser das amostras preliminares adotados no presente trabalho.

Soldas	Velocidades (mm/min)	P-CR (4,9	P-1LF (2,21	P-1RR (2,17	P-2LF (1	P-2RR_15
		mm de espessura)	mm de espessura)	mm de espessura)	mm de espessura)	(1 mm de espessura)
Potência (W)						
1	1000	2000	1000	1000	500	500
2	1500	2000	1000	1000	500	500
3	1250	2000	1000	1000	500	500
4	500	1500	750	750	375	375
5	750	1500	750	750	375	375
6	250	1000	500	500	250	250
7	250	1250	625	625	313	313

Definidos os parâmetros ótimos de soldagem, através dos testes preliminares, foram realizadas as soldagens nas amostras definitivas, conforme Tabela 3.6.

As amostras definitivas da primeira etapa do processamento termomecânico (D-1LF e D-1RR\_4) tiveram uma redução total um pouco maior que as amostras preliminares de mesma condição (P-1LF e P-1RR\_15), apresentando uma pequena diferença na espessura final, - 0,06 mm para a D-1LF e -0,09 mm para a D-1RR\_4. As amostras definitivas da segunda etapa de processamento termomecânico (D-2LF e D-2RR\_4) também apresentam uma diferença de espessura (+0,3 mm) quando comparadas com as amostras preliminares de mesma condição (P-1LF e P-1RR\_15), devido à menor quantidade de passes realizados (8 passes para as amostras preliminares contra 4 passes para as amostras definitivas).

Contudo, essas diferenças de espessuras entre as amostras definitivas e preliminares de mesma condição não foram consideradas tão significativas e, por isso, optou-se por manter as mesmas potências e velocidades adotadas nos testes preliminares. No caso da amostra CR, como só foi possível observar com os resultados preliminares a penetração completa nas condições de 1000 mm/min e 2000 W, somente o teste 1 foi adotado como condição de soldagem para o estudo definitivo.

**Tabela 3.6** Parâmetros variáveis das soldagens a laser das amostras definitivas adotados no presente trabalho.

Soldas	Velocidades (mm/min)	D-CR	D-1LF	D-1RR	D-2LF	D-2RR_4
		(4,9 mm de espessura)	(2,15 mm de espessura)	(2,06 mm de espessura)	(1,3 mm de espessura)	(1,3 mm de espessura)
Potência (W)						
1	1000	2000	1000	1000	500	500
2	1500	-	1000	1000	500	500
3	1250	-	1000	1000	500	500

### 3.3.3 CARACTERIZAÇÕES

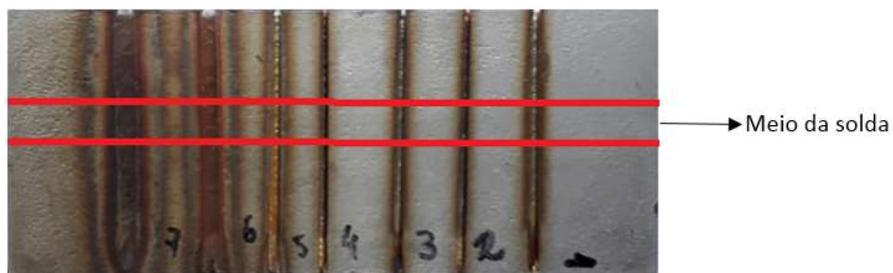
#### 3.3.3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

##### 3.3.3.1.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DOS TESTES PRELIMINARES DE SOLDAGEM

Para estipular as melhores condições de soldagem, dentre os setes testes feitos, foram analisados os aspectos macroscópicos das juntas soldadas, com uso de uma câmera digital, onde foram registradas imagens das superfícies superior e inferior (face e raiz da solda) das chapas soldadas, selecionando as quatro melhores condições (que resultaram nas menores larguras do cordão de solda). Depois foram feitas análises microestruturais via MO na espessura das chapas, após corte transversal cordão de solda, selecionando amostras do meio do comprimento da linha de solda, onde as medidas da face, meio e raiz dos cordões de solda foram realizadas pelo *software* LC Micro a partir das micrografias registradas com uma câmera digital acoplada no microscópio óptico. De posse dessas micrografias pôde-se fazer a seleção das três melhores condições dentre as quatro anteriormente selecionadas, em função de ter-se penetração total e menor dimensões de ZF e ZTA.

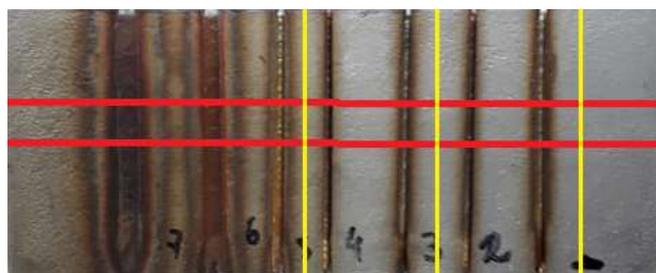
Para isso, foi necessário realizar corte a jato d'água, uma vez que as distâncias entre as linhas de soldas eram muito próximas para o corte com uma máquina de corte com disco abrasivo comum, e a dimensão total da chapa muito grande (10 cm x 4 cm – DL x DT ) para a fixação no porta-amostra da máquina de precisão com disco diamantado. O corte a jato d'água foi feito conforme linha vermelha destacada no esquema apresentado na Figura 3.6, através de uma máquina de corte modelo Mach 2, marca Flow, com grãos de areia com granulometria

igual a 80 micrometros, localizado na Fábrica de Material de Comunicações e Eletrônica (FMCE), situada na cidade do Rio de Janeiro / RJ.



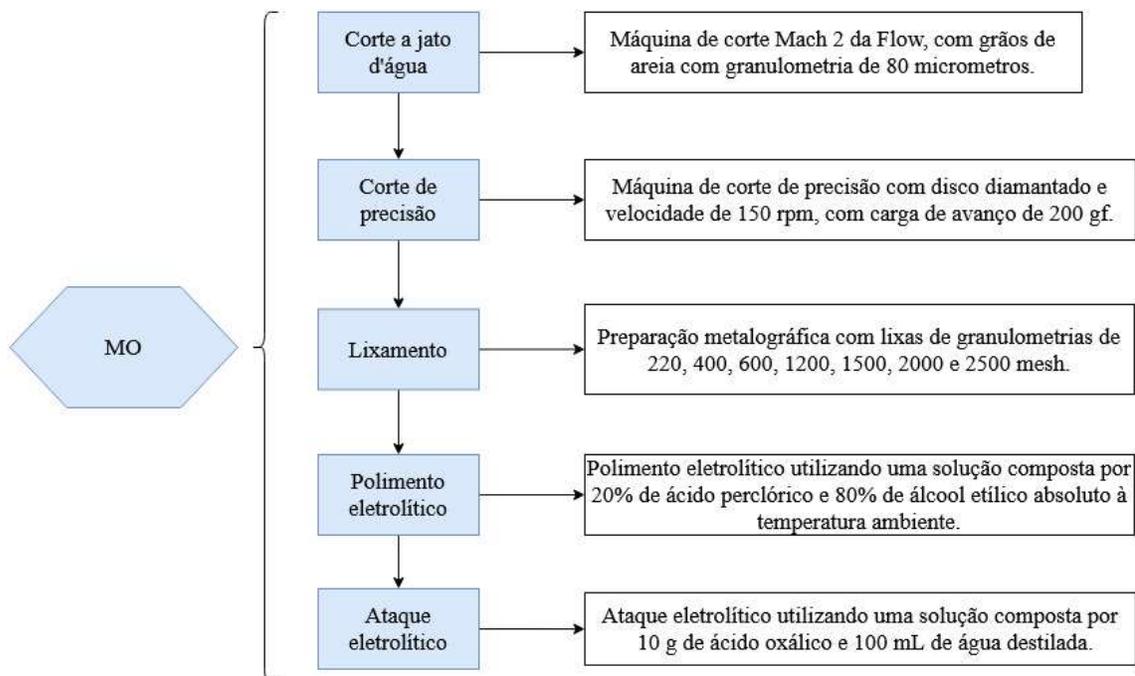
**Figura 3.6** Esquema do corte a jato d'água adotado neste trabalho.

Após o corte a jato d'água, e seleção dos quatro melhores testes de soldagem, o corte das amostras se deu conforme linhas em amarelo da Figura 3.7, utilizando uma máquina de corte de precisão com disco diamantado e velocidade de 150 rpm e carga de avanço de 200 gf. Depois as amostras foram embutidas em resina acrílica na posição transversal das linhas de solda.



**Figura 3.7** Esquema de corte dos melhores testes de soldagem adotado neste trabalho.

As amostras foram preparadas metalograficamente seguindo as etapas resumidas na Figura 3.8.



**Figura 3.8** Esquema da preparação metalográfica das amostras preliminares adotado neste trabalho.

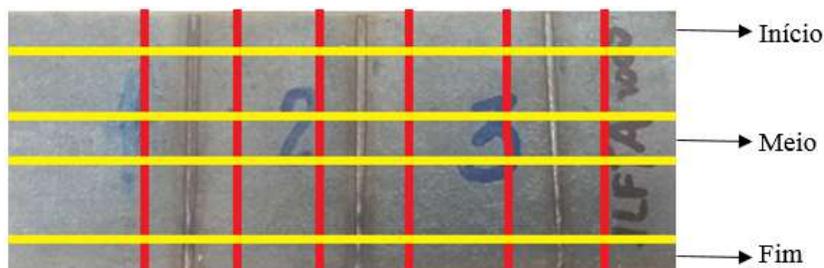
Os tempos e as tensões utilizados para a realização do polimento e ataque eletrolítico em cada amostra preliminar são apresentados na Tabela 3.7.

**Tabela 3.7** Tempos e tensões utilizados nas etapas de polimento e ataque eletrolítico para cada amostra preliminar adotados neste trabalho.

Amostras	Soldas	Polimento eletrolítico	Ataque eletrolítico com ácido oxálico (*)
P-CR	1 e 2	25 V por 11 s	12 V por 13 s
	3 e 4	25 V por 10 s	12 V por 15 s
P-1LF	1 e 2	20 V por 15 s	20 V por 5 s
	3 e 4	20 V por 10 s	20 V por 2 s
P-1RR	1 e 2	20 V por 11 s	20 V por 6 s
	3 e 4	20 V por 10 s	12 V por 6 s
P-2LF	1 e 2	20 V por 4 s	20 V por 2 s
	3 e 4	20 V por 5 s	12 V por 10 s
P-2RR_15	1 e 2	20 V por 5 s	20 V por 2 s
	3 e 4	20 V por 5 s	20 V por 2 s

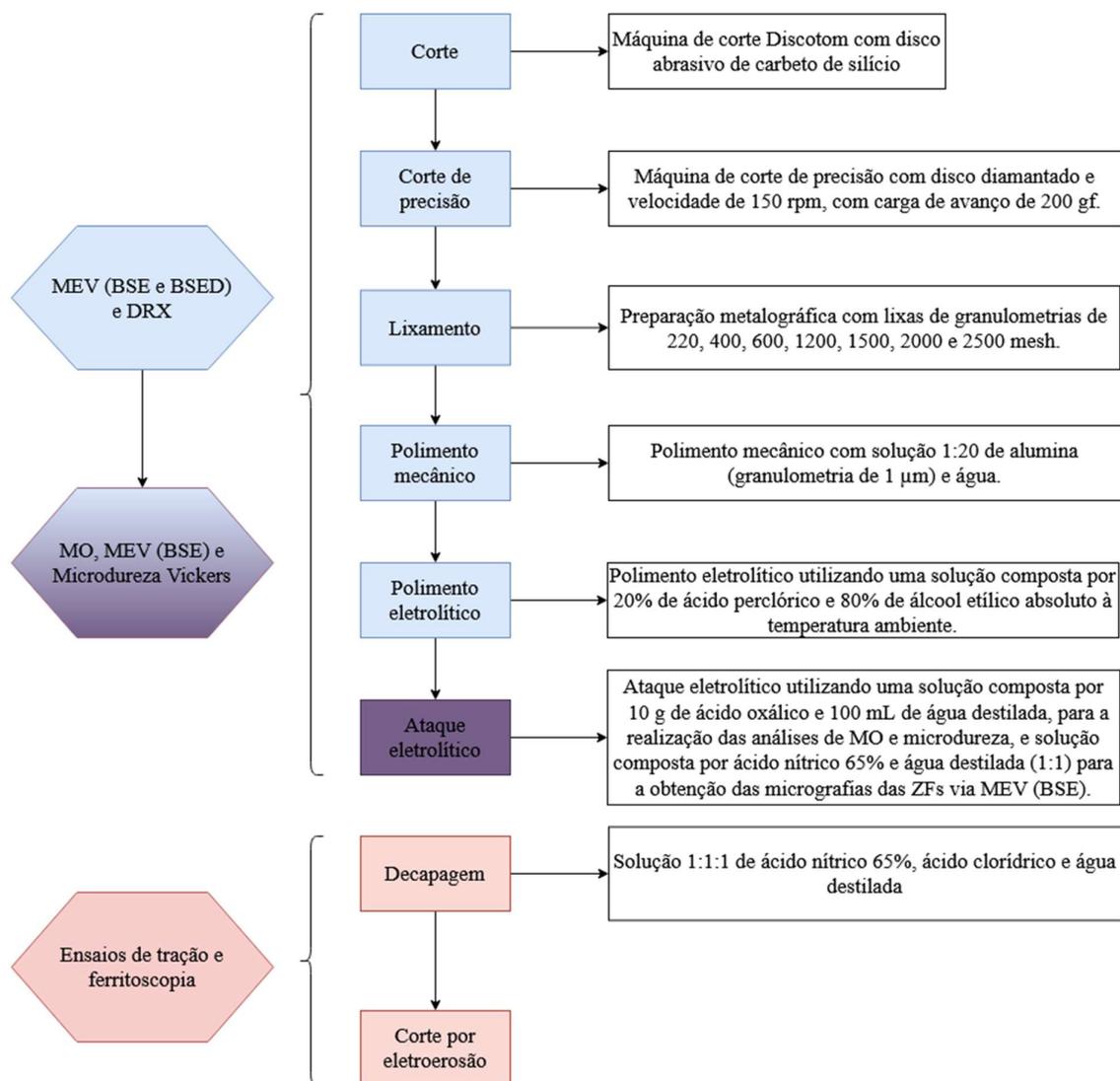
### 3.3.3.1.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS

Devido à maior distância entre as soldas das novas chapas, com as três melhores condições analisadas através dos testes preliminares, o corte pôde ser realizado de forma mais simplificada. Ou seja, para o corte fez-se uso inicialmente de uma máquina de corte Discotom com disco abrasivo de carbeto de silício (conforme linha em vermelho exemplificado na Figura 3.9) e posteriormente de uma máquina de corte de precisão com disco diamantado e velocidade de 150 rpm e carga de avanço de 200 gf (conforme linha em amarelo na Figura 3.9). Neste último seccionamento, retirando amostras do início, meio e fim do comprimento do cordão de solda na espessura das chapas, para investigar a qualidade da solda ao longo do comprimento. Ambas as máquinas estão localizadas no laboratório de metalografia do Instituto Militar de Engenharia. Em seguida, as partes extraídas das soldas de cada condição foram embutidas em resina condutora de carbono na posição transversal das linhas de solda.



**Figura 3.9** Esquema de corte das amostras soldadas do processamento definitivo deste estudo.

As amostras definitivas analisadas por cada técnica experimental foram preparadas metalograficamente seguindo as etapas resumidas na Figura 3.10.



**Figura 3.10** Esquema de preparação metalográfica das amostras sem e com solda do processamento definitivo deste estudo.

Os tempos e as tensões utilizados para a realização do polimento e ataque eletrolítico em cada amostra são apresentados na Tabela 3.8.

Após o embutimento em resina acrílica de cura a frio, todas as amostras foram lixadas, polidas mecânica e eletroliticamente segundo sequência descrita na Figura 3.10. Em função da caracterização a ser conduzida, estas foram analisadas na condição polida eletroliticamente ou submetidas a ataque eletrolítico posterior, conforme parâmetros (tensão e tempo por amostra) elucidados na Tabela 3.8 e descrição a seguir.

Para caracterização dimensional e geométrica das regiões da solda fez necessário o uso da MO, com todas as regiões das amostras soldadas submetidas ao polimento eletrolítico seguida do ataque eletrolítico com ácido oxálico, conforme parâmetros descritos na Tabela 3.8.

A análise e o registro do aspecto microestrutural via MEV das amostras deu-se nestas nas seguintes condições de preparo:

- somente polidas eletroliticamente (Tabela 3.8), para o MB e ZTA com uso do detector de BSE;

- também atacadas eletroliticamente com ácido nítrico (Tabela 3.8), para a morfologia dendrítica da ZF.

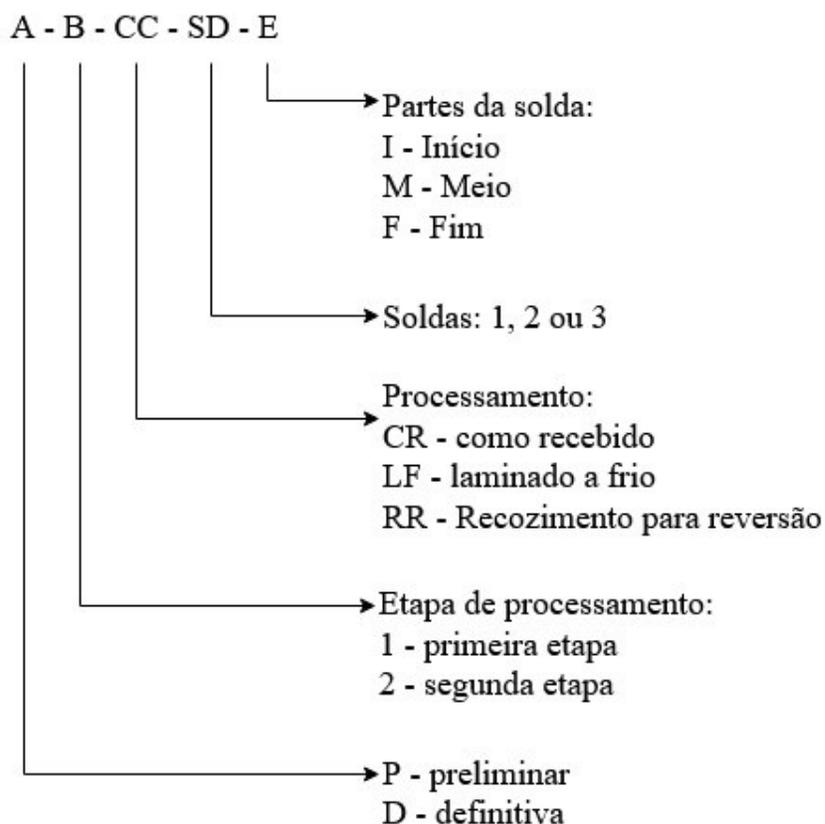
Por fim, para caracterização microtextural com uso do detector de EBSD no MEV, todas as amostras, nas distintas regiões da solda (MB, ZTA e ZF), foram analisadas na condição somente polida eletroliticamente (Tabela 3.8).

**Tabela 3.8** Tempos e tensões utilizados nas etapas de polimento e ataque eletrolítico para cada amostra definitiva, soldadas nas melhores condições definidas no presente trabalho.

Amostras	Polimento mecânico	Polimento eletrolítico	Ataque eletrolítico (ácido oxálico)	Ataque eletrolítico (ácido nítrico) <sup>(*)</sup>
D-CR	15 min	25 V – 12 s	12V – 6 s	2V – 30 s
D-1LF	10 min	20 V – 8 s	20 V – 2 s	2V – 9 s
D-1RR	10 min	20 V – 8 s	20 V – 2 s	2 V – 12 s
D-2LF	10 min	20 V – 6 s	20 V – 2 s	2 V- 6 s
D-2RR_4	10 min	20 V – 6 s	20 V – 2 s	2 V – 10 s

<sup>(\*)</sup> As amostras foram re-preparadas até o polimento eletrolítico e atacadas com ácido nítrico para revelar a microestrutura dendrítica na ZF nas imagens via MEV.

As amostras foram renomeadas incluindo o número da solda e a inicial das partes no final, a fim de diferenciar do processamento preliminar e definitivo, como exemplificado na Figura 3.11 e descritas no APÊNDICE A.



**Figura 3.11** Nomenclatura das amostras soldadas no presente trabalho para análise detalhada no MEV (BSE e EBSD).

### 3.3.3.2 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO) E ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A microscopia óptica foi utilizada inicialmente para obter os aspectos microestruturais da solda em baixo aumento (50x) auxiliando na coleta de dados a respeito da geometria da solda. O microscópio utilizado é da marca Olympus, modelo BX53M, localizado no laboratório de metalografia do Instituto Militar de Engenharia e o *software* para captura de imagem foi o LC Micro. Com este *software* também foi possível medir as dimensões da solda (ZTA e ZF).

O equipamento de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), para análise microestrutural e microtextural / identificação de fases / tensão residual, utilizado neste trabalho é o modelo QUANTA 250 FEG - FEI, instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME.

Uma parte das análises no MEV foi conduzida através do detector de elétrons retroespalhados (BSE) com tensão de 10 kV para as amostras polidas e 20 kV para as amostras

atacadas, distância de trabalho entre 10 e 11 mm, spot size igual a 5. As micrografias obtidas por este detector permitiram obter informações com maiores aumentos sobre os detalhes microestruturais das regiões da solda.

O MEV também foi usado para as análises com o detector de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD - *Electron Back Scatter Diffraction*) para identificação de fases, tensão residual e microtextura nas distintas regiões da junta solda (MB, ZTA e ZF), os parâmetros adotados durante a análise de EBSD foram:

- tensão de aceleração: 25 kV;
- spot size: 5,5;
- distancia de trabalho (WD): 20,0 mm;
- abertura: 6;
- inclinação da amostra: 70°;
- distância do detector a amostra: 16,0 mm;
- inclinação do detector: 10,5°;
- resolução do detector: 160 x 120;
- tempo de exposição e número de *frames*: 10 a 18 ms e 1, como limite de varredura de no máximo 60 minutos para área analisada em função do aumento e *step size*;
- constrate: 0,1;
- ganho: 96;
- aumentos e *step size*: 100, 200, 400 e 1000 x (conforme cada região e amostras analisadas) com *step sizes* iguais a 5,52, 2,76, 1,38 e 0,55  $\mu\text{m}$ , respectivamente;
- fases: CFC (austenita  $\gamma$ ) e CCC (martensita  $\alpha'$  e/ou ferrita  $\delta$ ), com parâmetros de rede  $a_{\text{CFC}} = 3,57 \text{ \AA}$  e  $a_{\text{CCC}} = 2,866 \text{ \AA}$ , definidos a partir dos dados de difração de Raios X de SOUZA (2019).

Para o tratamento dos dados gerados pelas análises de EBSD foi utilizado o *software* Matlab com a extensão Mtex.

### 3.3.3.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

A amostra CR e as amostras retiradas em cada etapa do processamento termomecânico denominada definitivo (D-1LF, D-1RR, D-2LF e D-2RR) foram submetidas à análise de DRX para identificação e quantificação de fases. Foi utilizado o difratômetro de Raios X, modelo

X'PERT PRO MRD da PANalytical, instalado no laboratório de Raios X do IME, com os seguintes parâmetros: fonte de radiação de Co ( $K\alpha_1 = 1,789 \text{ \AA}$ ), voltagem de 40 kV, corrente de 40 mA, intervalo de  $2\theta$  entre 45 e  $130^\circ$ , step size de  $0,0197^\circ$ , time per step de 200 s e tempo total de análise de aproximadamente 1 h e 7 min.

As amostras foram cortadas em dimensões de (2,5 cm DL x espessura DN x 2,5 cm DT) e analisadas no plano da chapa. O método de Rietveld foi utilizado para o refinamento das análises de quantificação de fases, utilizando o *software* TOPAS Academic, versão 4.0. A ficha utilizada para determinar a fase martensita  $\alpha'$  foi a 4113928, retirada do banco de dados *Crystallography Open Database* (COD). Para a fase austenita foi usada a ficha ICSD 103559, obtidas do banco de dados *Inorganic Cristal Structure Database* (ICSD). O refinamento de Rietveld é um método de análise estrutural que emprega o princípio matemático de mínimos quadrados para obter o melhor ajuste entre o padrão de difração experimental e o de ajuste (YOUNG, 1993). A qualidade dos ajustes tomou como parâmetro de avaliação o valor do *goodness of fit* (GOF), em que se considera aceitável valores entre 1 e 2.

Destaca-se aqui que as condições de análises e tratamentos dos resultados são iguais as adotadas por SOUZA (2019), de modo a poder-se comparar com os resultados das amostras produzidas pela mesma, as quais são retratadas neste trabalho como amostras do processamento termomecânico para o estudo preliminar da soldagem (P-1LF, P-1RR e P-2LF), com exceção da P-2RR\_4 que foi utilizada nesta comparação em função da amostra D-2RR ter sido recozida com tempo de encharque de 4 minutos (conforme explicado na seção 3.3.3).

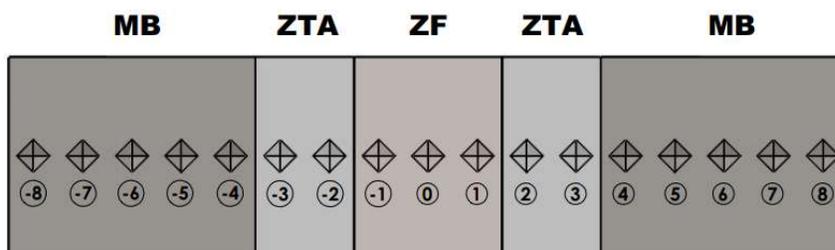
#### 3.3.3.4 MICRODUREZA VICKERS (HV)

Foi utilizado um microdurômetro com indentador Vickers (marca Shimadzu, modelo HMV-G21DT), instalado no laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Militar de Engenharia (IME).

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados nas amostras como recebida e recozidas, retiradas do meio do cordão de solda, soldadas na melhor condição anteriormente estipulada (D-CR-S1M, D-1RR-S2M, D-2RR-S2M). As indentações foram feitas na seção transversal associada à direção de laminação, na região no meio da espessura das amostras, horizontalmente, começando da linha central da zona de fusão até o metal base (lados direito e esquerdo da linha central da solda). Foi utilizado uma carga igual a 50 gf, com tempo de 15

segundos de permanência na carga máxima, que resultaram em máxima diagonal da indentação na ZF igual a aproximadamente 20  $\mu\text{m}$  para a amostra D-CR-S1M e 19  $\mu\text{m}$  para as amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M. Na ZTA a maior medida das diagonais foi igual a 19  $\mu\text{m}$  para a CR1M e 18  $\mu\text{m}$  para as amostras tratadas termomecanicamente. Como a amostra D-CR-S1M não possui uma ZTA perceptível, como discutido anteriormente, essa medida de diagonal foi realizada em uma indentação próxima ao limite da ZF.

Sendo assim, respeitando uma distância correspondente a 7x o valor da diagonal da indentação medido e levando em conta a largura das ZFs e ZTAs na linha central das espessuras das amostras, paralela à superfície da chapa, foram realizadas 3 indentações na ZF, 2 indentações na ZTA do lado esquerdo e mais 2 do lado direito para todas as amostras. No MB foram feitas 5 indentações de cada lado. As indentações foram numeradas a partir do centro da solda, como exemplificado na Figura 3.12 para todas as amostras analisadas. Lembrando que o desenho é apenas esquemático e as dimensões das diagonais e as distâncias entre elas não são reais.



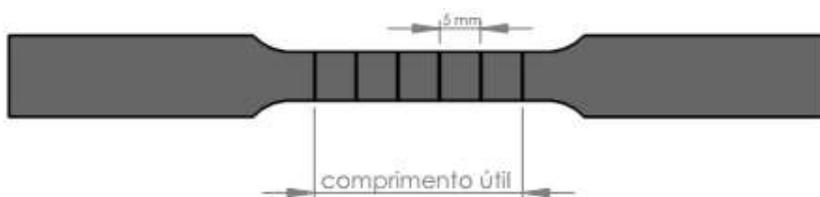
**Figura 3.12** Desenho esquemático das indentações de microdureza Vickers (HV) para medida, tomada a  $\frac{1}{2}$  espessura, do perfil desta propriedade ao longo das juntas soldadas das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M.

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) objetivaram avaliar a variação da dureza das regiões de ZF e ZTA comparando a valores do MB, região onde não ocorrem transformações metalúrgicas resultantes da soldagem. Valores individuais foram apresentados na forma de gráficos para exibir o perfil de dureza da junta soldada de cada uma das amostras anteriormente citadas.

### 3.3.3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL

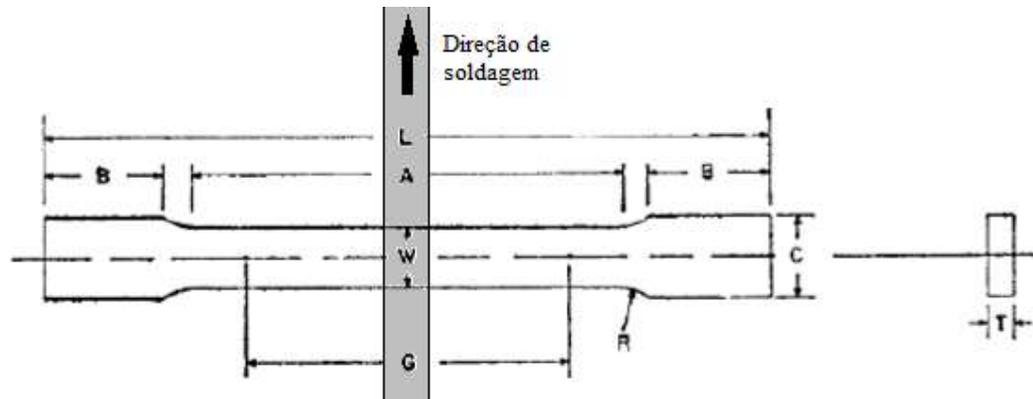
Através das técnicas anteriores definiu-se a melhor condição de soldagem para o material em estudo nas condições de processamento termomecânico selecionadas. Assim, as amostras recozidas (D-1RR e D-2RR) e D-CR, sem solda e soldadas na melhor condição, foram analisadas via ensaios de tração uniaxial a temperatura ambiente. Com estes ensaios, foi possível obter as propriedades mecânicas, como limite de escoamento (LE - calculado pelo método *off-set* de 0,2% de deformação), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento uniforme (AL), bem como avaliar as mudanças ocasionadas nestas propriedades em função da soldagem a laser, fazendo uma comparação dos valores obtidos nas amostras com e sem solda.

Foram submetidos ao ensaio de tração até a ruptura 3 corpos de prova (CPs) para cada condição. Em todos os CPs foram feitas 5 marcações ao longo do comprimento útil (25 mm), com distância de 5 mm entre si (Figura 3.13), para os cálculos de alongamento uniforme após a ruptura.



**Figura 3.13** Esquema de marcações da área útil dos CPs de tração para a realização dos cálculos de alongamento uniforme após a ruptura.

Os corpos de provas foram confeccionados ao longo da direção de laminação (DL) com solda no centro, no caso das condições com solda, com dimensões de acordo com a norma “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material - Designation: E8/E8M - 13a*”, conforme Figura 3.14.



**Figura 3.14** Corpo de prova reduzido para ensaios de tração (adaptado de STANDARD ASTM E8/E8M-13a, 2013). Nota: tanto para os CPs sem e com solda.

Onde:

G – Comprimento útil 25 mm

W – Largura 6 mm

T – Espessura (até 6 mm)

R – Raio 6 mm

L – Comprimento total 100 mm

A – Comprimento da seção reduzida 32 mm

B – Comprimento da seção de fixação 30 mm

C – Largura da seção de fixação 10 mm

Foi utilizada uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca EMIC, modelo DL-10000 (capacidade máxima de 100 kN), instalado no laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Militar de Engenharia (IME). Os ensaios foram conduzidos sem extensômetro com velocidade de deslocamento do travessão de 3 mm/min, a mesma utilizada por SOUZA (2019).

### 3.3.3.6 FERRITOSCOPIA

Antes e após os ensaios de tração foram feitas medidas de ferritoscopia para se avaliar o perfil de formação da fase martensita  $\alpha'$  dentro da região útil e uniforme de deformação dos CPs de tração (entre as marcas com distância de 5 mm em si, ao longo do comprimento útil de 25 mm).

A análise de ferritoscopia é conduzida baseada no princípio da indução magnética, onde uma sonda portátil, com um ponta de dimensão próxima a uma caneta “esferográfica, é posicionada em pontos específicos da amostra a ser analisada. Com isto esta região da amostra abaixo do contato com a ponta sonda é submetida a um campo magnético que interage com a fase ferromagnética, contida no material, gerando uma tensão correspondente à proporção desta fase. No aço em estudo existem duas possibilidades de fases ferromagnéticas:

- a ferrita  $\delta$  formada na etapa de solidificação do aço, seja após o lingotamento contínuo da placa que deu origem a chapa laminada a quente, ou na ZF gerada na etapa de soldagem a laser.

- a martensita  $\alpha'$  proveniente da transformação induzida por deformação devido à ocorrência do efeito TRIP.

Admitiu-se neste trabalho que a única fase ferromagnética identificada pela técnica de ferritoscopia seria a martensita  $\alpha'$ , pois a ferrita  $\delta$  oriunda do processo de solidificação durante o lingotamento contínuo da liga é susceptível de ser eliminada nos processos de reaquecimento da placa e laminação a quente quando conduzidos de forma adequada. Como também não foram feitas medidas de ferritoscopia na região da ZF das juntas soldadas, com isto não detectada e quantificada qualquer ferrita  $\delta$  existente nesta região por esta técnica.

A análise de ferritoscopia foi realizada com o auxílio do ferritoscópio da marca FISCHER - FMP30, cuja sensibilidade de detecção da fase ferromagnética varia desde 0,1 a 80%. O equipamento utilizado pertence ao Instituto Federal do Rio de Janeiro (IFRJ), no campus de Paracambi / RJ.

Para a quantificação de fase por ferritoscopia é necessário aplicar um fator de correção ao valor medido pelo equipamento, pois a deformação imposta interfere na permeabilidade magnética do material, uma vez que a deformação na rede cristalina afeta a orientação dos spins, e o sinal de retorno é proporcional à espessura. Ou seja, quanto maior a deformação e menor a espessura do material maior será o erro inerente à técnica (TALONEN, ASPEGREN e HÄNNINEH, 2004).

Em um estudo do efeito do cobre e da deformação no efeito TRIP do aço AISI 304, LISCHKA (2013) utilizou a Eq. 3.1 para se calcular o fator de correção da espessura (FC), que multiplicado ao valor medido pelo equipamento ( $FN_{\text{medido}}$ ) obtém-se a porcentagem de ferrita corrigido (Eq. 3.2) e, por fim, através da Eq. 3.3 transforma-se o valor de ferrita calculado em porcentagem de martensita  $\alpha'$ , que é a fase magnética que se forma nos ASSs por meio do efeito TRIP.

$$FC = - 0,158 \times \log(FN_{\text{medido}}) + 1,309 \quad (3.1)$$

$$FN_{\text{final}} = FN_{\text{medido}} \times FC \quad (3.2)$$

$$\% \alpha' = 0,30475 + 1,0533 \times FN_{\text{final}} - (0,00438 \times FN_{\text{final}}) \quad (3.3)$$

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

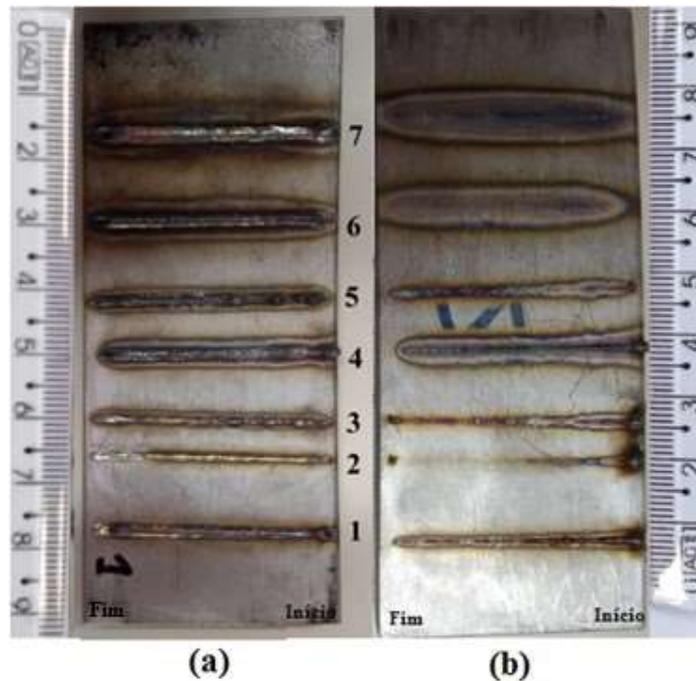
### 4.1 RESULTADOS DOS TESTES PRELIMINARES

As primeiras etapas deste estudo objetivaram analisar e fixar os melhores parâmetros da soldagem a laser a serem adotados no trabalho, através de observações como: largura da ZF e penetração total da solda. Para isso, foram realizadas imagens macrográficas e análises microestruturais via MO.

#### 4.1.1. ASPECTO MACROSCÓPICO DAS JUNTAS SOLDADAS

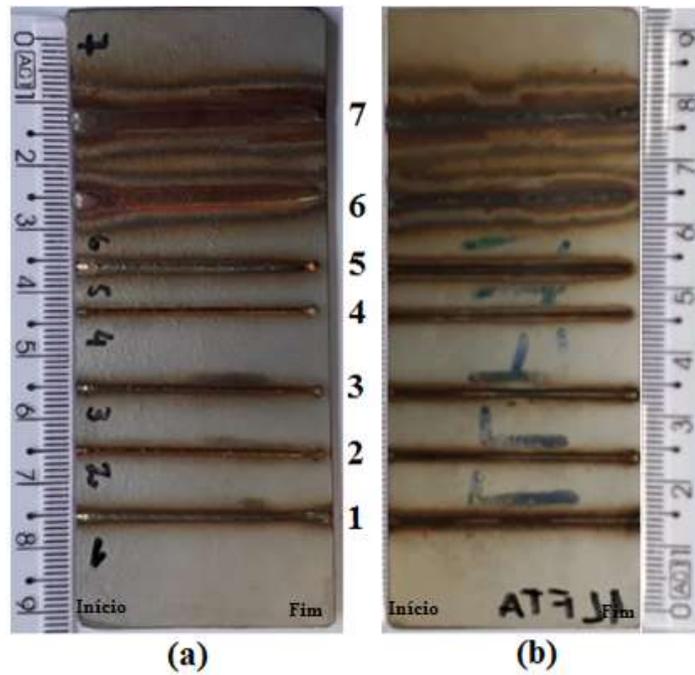
Com base em análise preliminar, com uso de uma câmera digital, foram registradas imagens das superfícies superior e inferior (face e raiz da solda) das chapas soldadas com o intuito de observar o aspecto macroestrutural superficial resultante dos testes de soldagem.

Através de uma análise dos distintos testes de soldagem conduzidas em uma chapa da amostra P-CR (Figura 4.1) – chapa de 4,9 mm de espessura, observou-se que somente os testes 1 e 4 (conforme parâmetros descritos na Tabela 3.5) obtiveram uma penetração total em toda a extensão da solda. Sendo que o teste 1 exibiu um cordão de solda mais estreito (aproximadamente 2 mm, em função de 1000 mm/min e 2000 W) do que o teste 4 (aproximadamente 3 mm, em função de 500 mm/min e 1500 W). O aumento da velocidade nos testes 2 e 3 (1500 e 1250 mm/min), a partir do teste 1 (1000 mm/min e 2000 W), e no teste 5 (750 mm/min), a partir do 4 (500 mm/min e 1500 W), impediu a penetração total da peça, assim como a diminuição da potência dos testes 6 (1000 W) e 7 (1250 W), mesmo que tenha diminuído a velocidade também (250 mm/min).

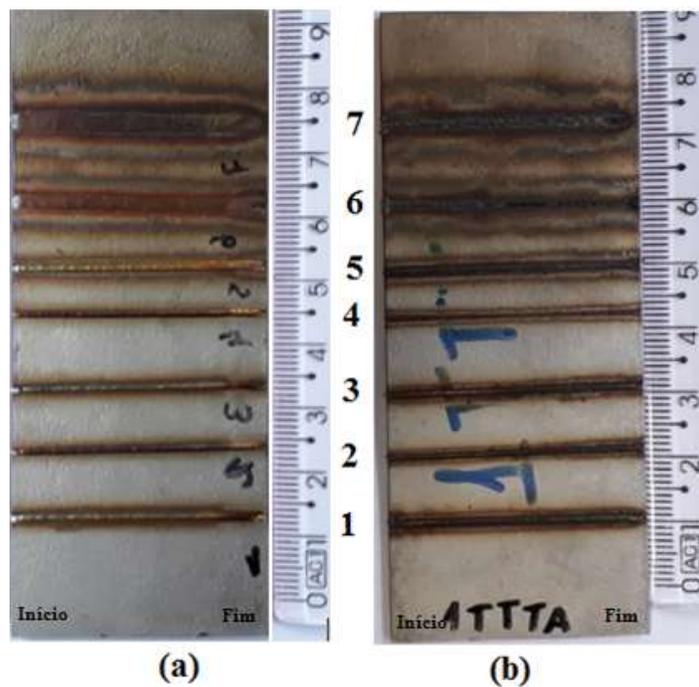


**Figura 4.1** Macrografia dos testes preliminares da amostra P-CR: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5.

Nas amostras P-1LF e P-1RR todos os testes alcançaram penetração total, como pode ser visto nas Figura 4.2 e 4.3, em função dos parâmetros adotados na soldagem (Tabela 3.5). Ao observar a imagem da superfície referente à raiz da solda, os testes 6 (250 mm/min e 500 W) e 7 (250 mm/min e 625 W) apresentaram cordões de solda extremamente largas e maior efeito térmico, quando comparadas às outras em que as velocidades e potências adotadas na soldagem foram superiores (1000-500 mm/min e 1000-750 W). Ao se comparar as soldas 4 e 5, nota-se que a solda 4, de mesma potência da solda 5 (750 W) e menor velocidade de soldagem (500 mm/min), apresentou largura de cordão de solda e efeito térmico aparentemente menores. Uma vez que a velocidade de soldagem é inversamente proporcional ao aporte térmico (KOU, 2003), a solda 5 com velocidade de soldagem igual a 750 mm/min deveria ter exibido menor largura de cordão de solda e menor efeito térmico. Contudo, como a solda 5 foi realizada logo após a solda 4 e em uma pequena distância entre elas, a solda 5 pode ter sofrido uma influência do aquecimento da chapa gerado pela solda 4. Esse incremento de temperatura na chapa no momento que antecedeu a soldagem 5 pode ter causado um decréscimo da taxa de resfriamento na soldagem, favorecendo um maior efeito térmico nas regiões (ZTA e ZF) da solda 5. Sendo assim, os testes 1, 2, 3 e 4 foram os que exibiram as soldas mais estreitas.



**Figura 4.2** Macrografia dos testes preliminares da amostra P-1LF: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5.



**Figura 4.3** Macrografia dos testes preliminares da amostra P-1RR: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5.

Comparando as amostras P-1LF e P-1RR com a amostra P-CR, em função dos parâmetros de soldagem adotados e constatação de penetração total para suas respectivas espessuras,

observa-se que ao se soldar chapas com espessuras que correspondem a 45,1% e 44,3% (amostras P-1LF de 2,21 mm e P-1RR de 2,17 mm) do valor da amostra P-CR (4,9 mm de espessura) pode-se indicar que:

- reduzir a potência em 1/2 da potência mínima (1500 W), com mesma velocidade (500 mm/min), observada para soldar com penetração total e aparentemente com soldas mais estreitas que a solda 4 de P-CR (Figura 4.2) em comparação com 4 de P-2LF e P-2RR (Figura 4.3 e 4.4); ou

- reduzir a potência em 1/2 da potência máxima (2000 W), com mesma velocidade (1000 mm/min), observada para soldar com penetração total e aparentemente com soldas ligeiramente mais largas que a solda 1 de P-CR (Figura 4.2) em comparação com 1 de P-2LF e P-2RR (Figuras 4.3 e 4.4);

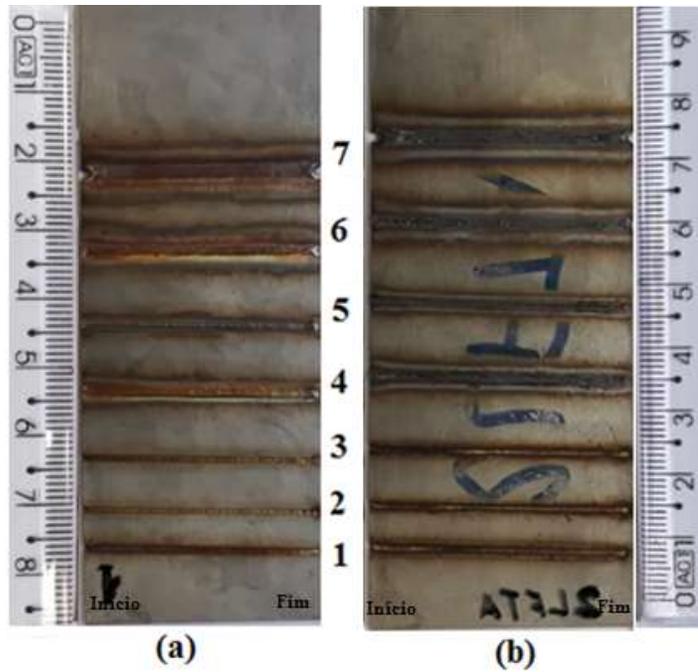
- com base nestas observações que a redução da potência em aproximadamente 2/5 mantendo-se a velocidade de soldagem deveria promover resultados semelhantes ao aspecto macro das superfícies de solda entre P-1LF / P-1RR e P-CR – em função da razão próxima de 2:5 da espessura entre estas.

Nas Figuras 4.5 e 4.6 são apresentados os aspectos macroestruturais resultantes dos testes de soldagem conduzidos uma chapa das amostras P-2LF e P-2RR, com 1 mm de espessura. Os testes 1, 2 e 3 também foram as melhores condições de soldagem (penetração total e largas mais estreitas), em função de velocidades testadas entre 1000 e 1500 mm/min combinada com potência de 500W.

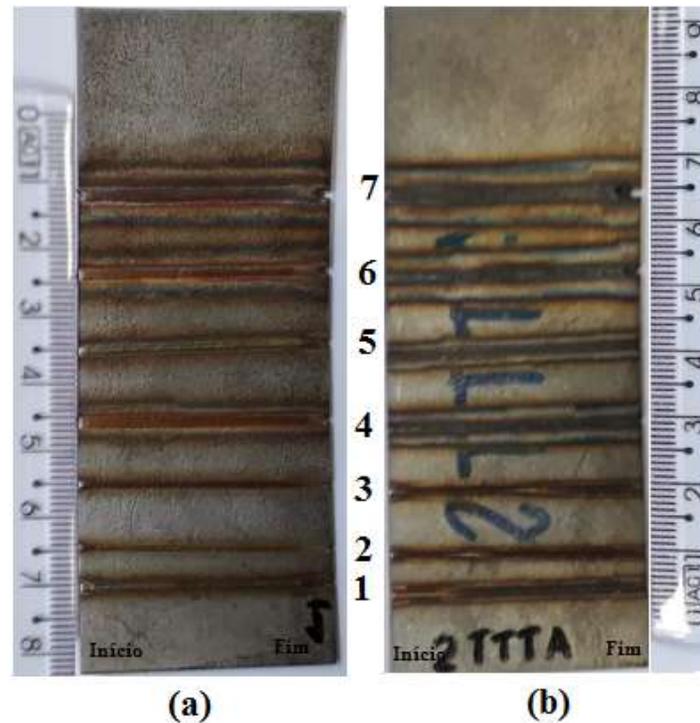
Nas amostras P-2LF e P-2RR, entre os testes 5 (750 mm/min e 375 W) e 4 (500 mm/min e 375 W), a solda do teste 5 foi a que apresentou, aparentemente, menor largura do cordão de solda e menor efeito térmico, devido à maior velocidade de soldagem empregada. Ao contrário do que foi observado para as amostras P-1LF e P-1RR, onde a solda 4 apresentou menor largura de cordão de solda. Pode-se observar que a distância entre as soldas 4 e 5 nas chapas das amostras P-2LF e P-2RR é maior que a das P-1LF e P-1RR. Com isso, o aquecimento da chapa gerado pela solda 4 pode não ter provocado interferência na forma de pré-aquecimento suficiente para alterar a taxa de resfriamento no ciclo da solda 5, devido à maior distância entre as soldas nas chapas das amostras P-2LF e P-2RR, quando comparado à menor distância evidenciada para as referidas soldas nas amostras P-1LF e P-1RR (XIN, CAI e HUA, 2019; EBRAHIMZADEH *et al.*, 2020).

Nos testes 6 (250 mm/min e 250 W) e 7 (250 mm/min e 313 W) o laser chegou a cortar as amostras nas extremidades. Isso pode ser devido à baixa velocidade de soldagem empregada,

provocando um tempo de contato excessivo com a peça de trabalho, possibilitando a pulverização do material pelo maior calor adicionado (KOU, 2003).



**Figura 4.4** Macrografia dos testes preliminares da amostra P-2LF: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5.



**Figura 4.5** Macrografia dos testes preliminares da amostra P-2RR: (a) face e (b) raiz da solda, conforme parâmetros de soldagem na Tabela 3.5.

Comparando as amostras P-2LF e P-2RR (Figuras 4.5 e 4.6) com a amostra P-CR (Figura 4.2), em função dos parâmetros de soldagem adotados e constatação de penetração total para suas respectivas espessuras, observa-se que ao se soldar chapas com espessuras que correspondem a 20,4% (amostras P-2LF e P-2RR de 1 mm) do valor da amostra P-CR (4,9 mm de espessura) pode-se indicar que:

- reduzir a potência em 1/4 da potência mínima (1500 W), com mesma velocidade (500 mm/min), observada para soldar com penetração total e aparentemente com soldas ligeiramente mais largas que a solda 4 de P-CR (Figura 4.2) em comparação com 4 de P-2LF e P-2RR (Figuras 4.5 e 4.6); ou

- reduzir a potência em 1/4 da potência máxima (2000 W), com mesma velocidade (1000 mm/min), observada para soldar com penetração total e aparentemente com soldas ligeiramente mais largas que a solda 1 de P-CR (Figura 4.2) em comparação com 1 de P-2LF e P-2RR (Figuras 4.5 e 4.6);

- com base nestas observações que a redução da potência em aproximadamente 1/5 mantendo-se a velocidade de soldagem deveria promover resultados semelhantes do aspecto macro das superfícies de solda entre P-2LF / P-2RR e P-CR – em função da razão próxima de 1:5 da espessura entre estas.

Os testes 6 e 7 foram os que apresentaram maiores larguras do cordão de solda em todas as amostras, que pode ter sido ocasionado pela baixa velocidade de soldagem adotada. Pois baixas velocidades aumentam o aporte térmico e diminuem a taxa de resfriamento, favorecendo o crescimento da ZF e ZTA (LIPPOLD, 2015).

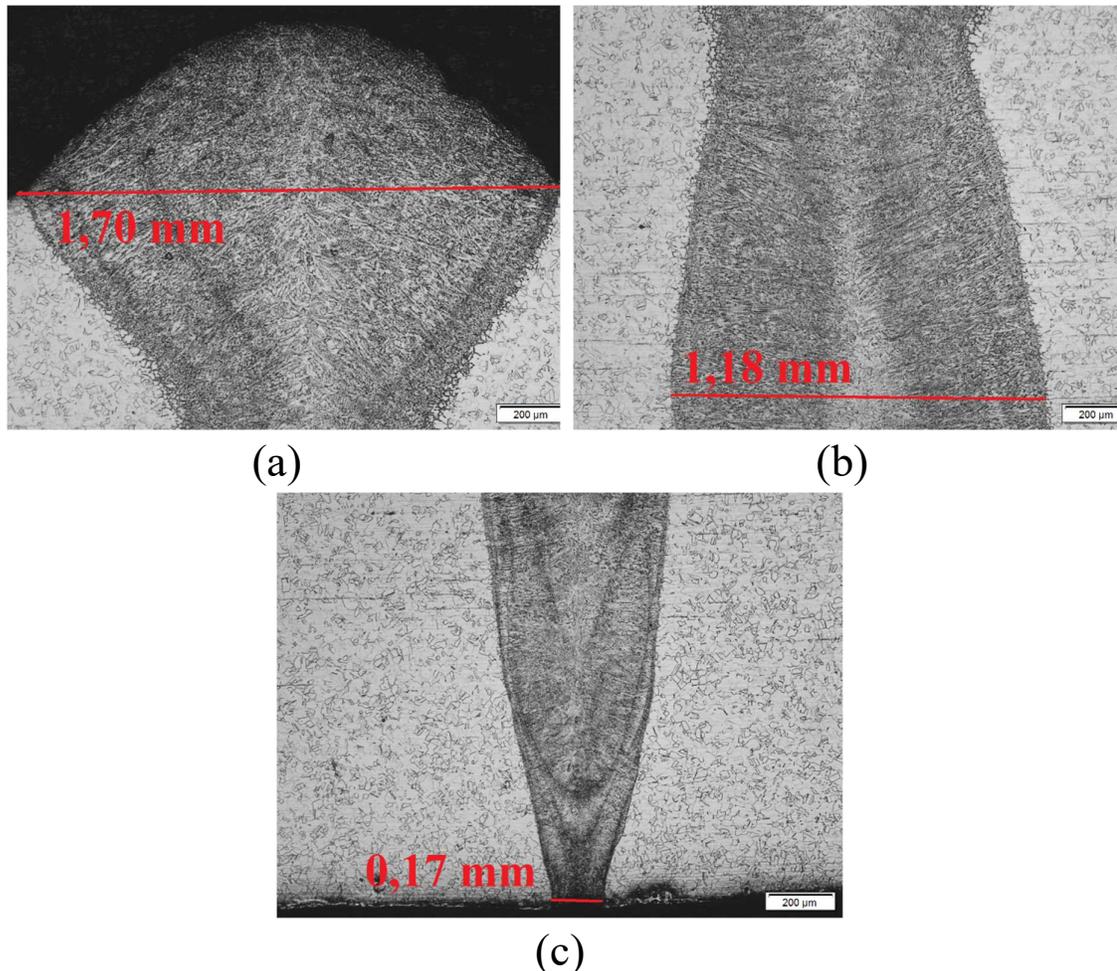
As imagens macrográficas possibilitaram avaliar os testes de soldagem que alcançaram aparente penetração total e soldas que apresentaram cordões de solda mais estreitos. Com isso, foram selecionados os testes de cada amostra a serem analisados via microscopia óptica, que foram: testes 1 e 4 para a amostra P-CR e 1, 2, 3 e 4 para as demais amostras, conforme parâmetros descritos na Tabela 3.6. A solda 4, apesar de ter apresentado maior largura do cordão de solda e maior aporte térmico que as outras soldas (1, 2 e 3) nas amostras com processamento termomecânico, também foi selecionada a fim de se fazer uma comparação com a amostra P-CR e avaliar a influência da diminuição de potência e velocidade na soldagem em função da redução da espessura da chapa e modificação microestrutural.

#### 4.1.2. ANÁLISE MICROESTRUTURAL (VIA MO) DOS TESTES PRELIMINARES DE SOLDAGEM

Foram feitas análises microestruturais via MO do aspecto transversal da solda, analisado na espessura das chapas, extraíndo amostras do meio do comprimento das soldas, selecionadas através dos aspectos macroscópicos das superfícies, conforme descrito na discussão dos resultados apresentados em 4.1.1. Além de medir a extensão das faces, meios e raízes dos cordões de solda, também foi possível analisar as morfologias e formatos dos mesmos. As amostras foram preparadas conforme Figura 3.8 e Tabela 3.7 na seção 3.3.3.1.1 deste trabalho.

##### 4.1.2.1. AMOSTRA PRELIMINAR P-CR

As micrografias via MO, do aspecto transversal resultantes das soldas, dos testes 1 e 4 da amostra P-CR estão exibidas nas Figuras 4.6 e 4.7, respectivamente.



**Figura 4.6** Imagens microestruturais (via MO) do teste 1 (1000 mm/min e 2000 W) de soldagem da amostra P- CR-S1M: (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.

A ZF do teste 1 da amostra P-CR (1000 mm/min e 2000 W) exibiu dimensão da face da solda bem mais larga que a raiz, respectivamente 1,70 mm e 0,17 mm, e o meio medindo 1,18 mm. A solda apresentou qualidade satisfatória, com um formato típico de soldagem a laser no modo *keyhole*, alcançando penetração total da peça e sem a presença de discontinuidades, como porosidades e trincas.

Esse perfil convexo na parte superior da solda é devido a um fluxo ascendente a partir do fundo da poça de fusão, causado pela pressão de recuo. Isto ocorre pelo fato de a tensão superficial produzir uma pressão hidrostática que induz um fluxo descendente, que colide com o fluxo ascendente formando uma protuberância interna na entrada da poça de fusão, que eventualmente cresce e fecha a cavidade, e é dito como reforço da solda (LEE *et al.*, 2002).

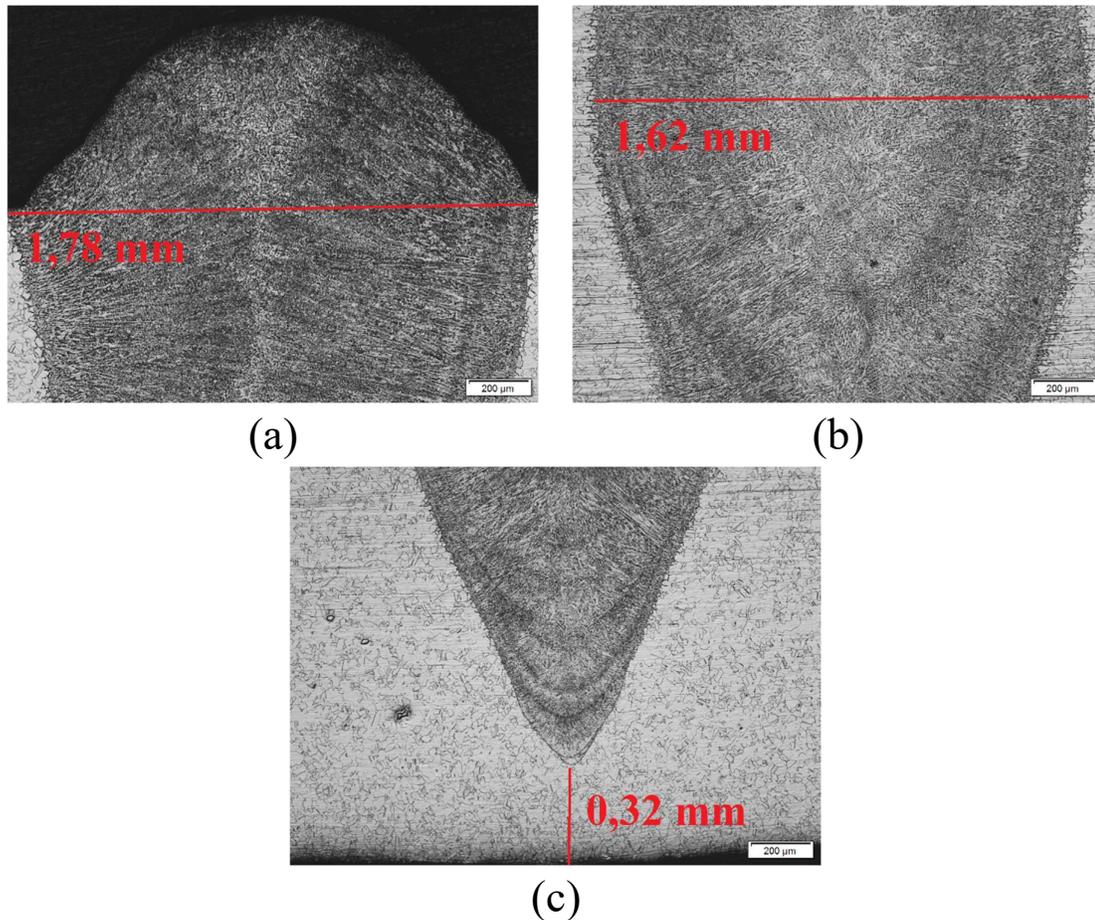
O formato da poça de fusão é essencialmente simétrico em relação ao eixo do feixe laser, em que se verifica a presença de dentritas e grãos colunares acompanhando o fluxo de

resfriamento do processo de soldagem. No meio da solda nota-se a presença de grãos maiores, possivelmente ao maior aporte térmico que é empregado pelo laser e menor taxa de resfriamento nesta região, enquanto nas extremidades da solda a taxa de resfriamento é maior, gerando grãos menores.

Através das micrografias registradas a partir da observação no microscópio óptico não foi possível identificar a ZTA, apenas o limite de transição da zona de fusão, identificado por grãos que não tem mais aspecto equiaxial.

Como a raiz da solda foi bastante estreita, supõe-se que aumentar a velocidade ou diminuir a potência do laser (como foi feito nos outros testes) prejudicaria a qualidade da solda com relação à completa penetração.

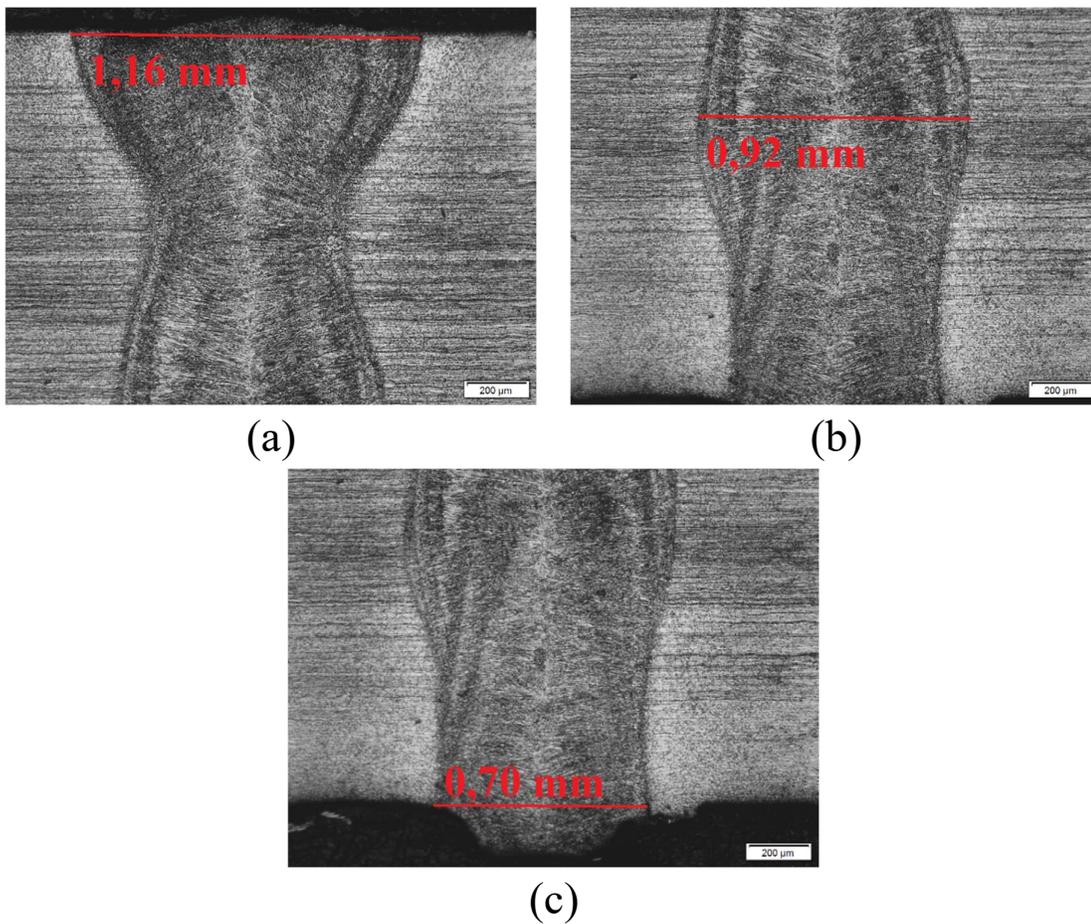
A ZF do teste 4 da amostra P-CR (500 mm/min e 1500 W) apresentou maiores larguras da face e do meio que a do teste 1 e, ao contrário do esperado pela análise prévia das macrografias, não houve penetração total da solda, conforme pode ser visto na Figura 4.7 (c). O que reforça a suposição ao final da crítica dos resultados do teste 1 da amostra P-CR (1000 mm/min e 2000 W), ou seja, que em função da espessura desta amostra de 4,9 mm que uma redução na potência poderia impactar em uma não completa penetração – pelo fato do formato estreito da raiz.



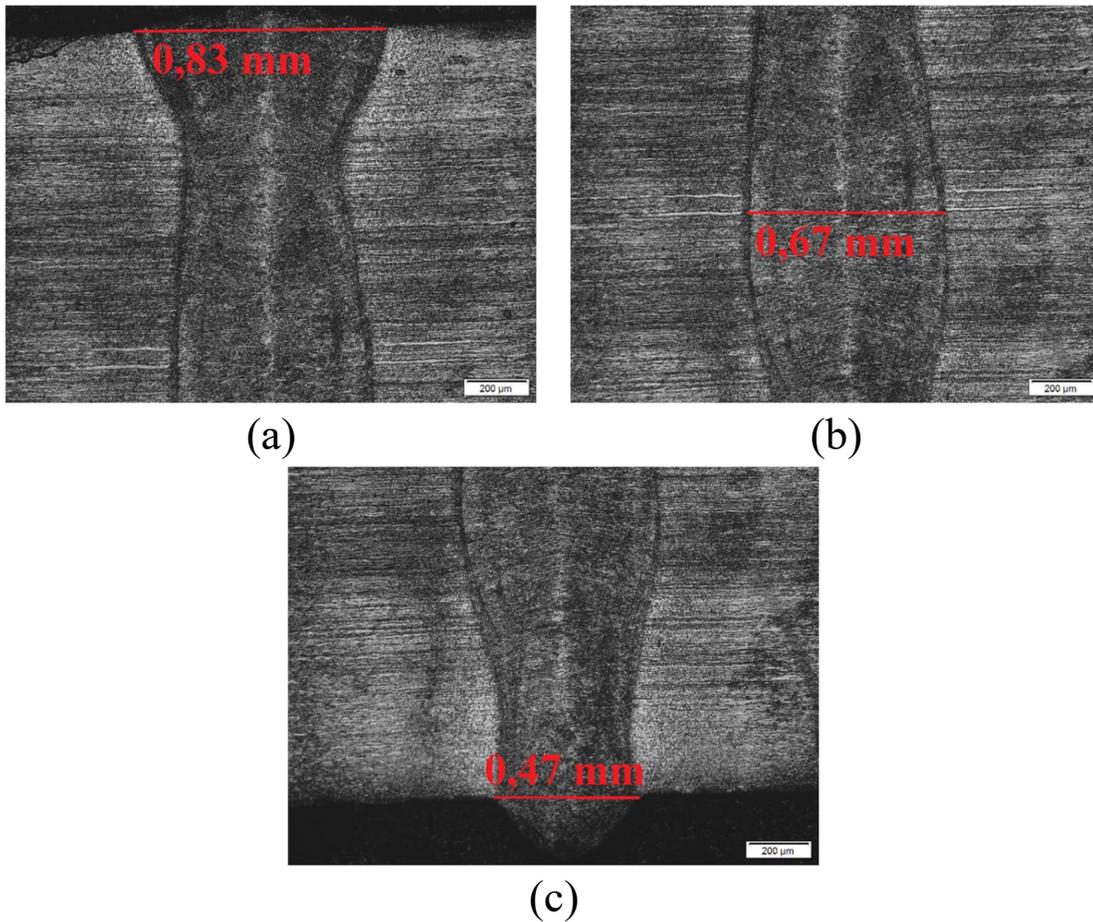
**Figura 4.7** Imagens microestruturais (via MO) do teste 4 de soldagem da amostra P- CR-S4M (500 mm/min e 1500 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.

#### 4.1.2.2. AMOSTRA PRELIMINAR P-1LF

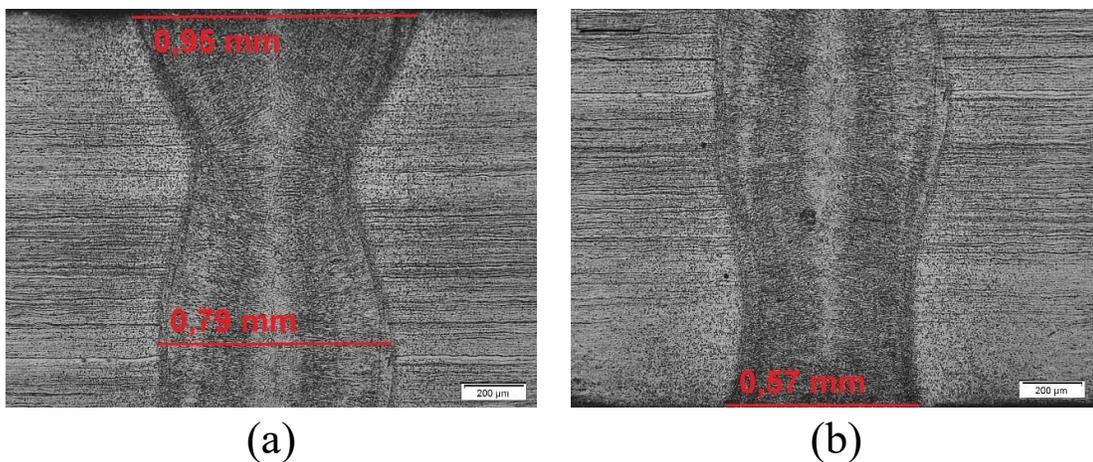
Nas Figuras 4.8 a 4.11 que se seguem são exibidas as imagens microestruturais (via MO) dos testes 1, 2, 3 e 4, respectivamente, da amostra P-1LF, conforme valores dos parâmetros de soldagem adotados e apresentados na Tabela 3.5.



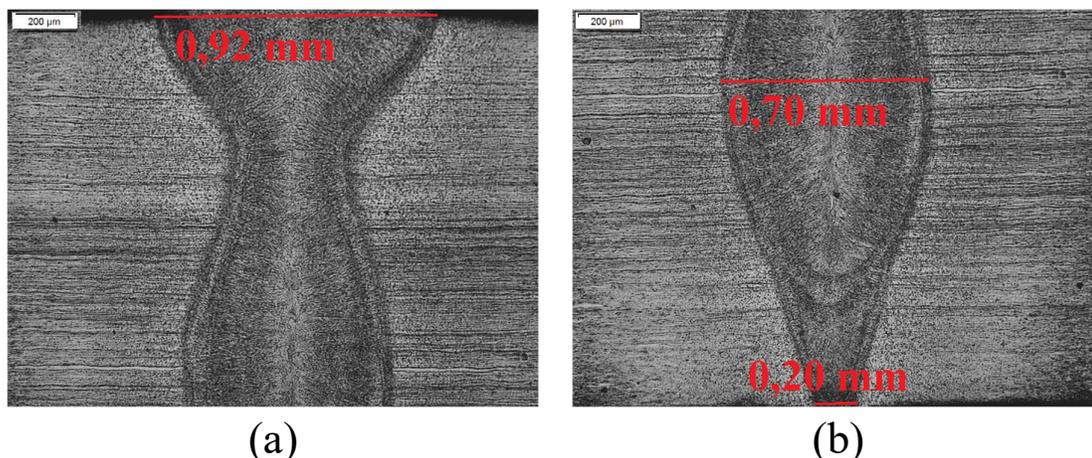
**Figura 4.8** Imagens microestruturais (via MO) do teste 1 de soldagem da amostra P-1LF (1000 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.



**Figura 4.9** Imagens microestruturais (via MO) do teste 2 de soldagem da amostra P-1LF (1500 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.



**Figura 4.10** Imagens microestruturais (via MO) do teste 3 de soldagem da amostra P-1LF (1500 mm/min e 1000 W): (a) face e meio e (b) raiz da solda.



**Figura 4.11** Imagens microestruturais (via MO) do teste 4 de soldagem da amostra P-1LF: (a) face e (b) meio e raiz da solda.

Todos os testes de soldagem exibiram ZF no formato característico do modo *keyhole* e desenvolvimento da poça de fusão essencialmente simétrico em relação ao eixo do feixe laser, com presença de dendritas e grãos colunares acompanhando o fluxo de calor do processo de soldagem.

Não foi observado em nenhuma das soldas a existência de porosidades ou trincas. Todas tiveram penetração total na espessura da chapa. Através da microscopia óptica não foi possível medir as ZTAs, pois o início e fim da zona não estão bem definidos.

Na Tabela 4.1 estão descritas as dimensões da face, meio e raiz das soldas dos quatro testes da amostra P-1LF.

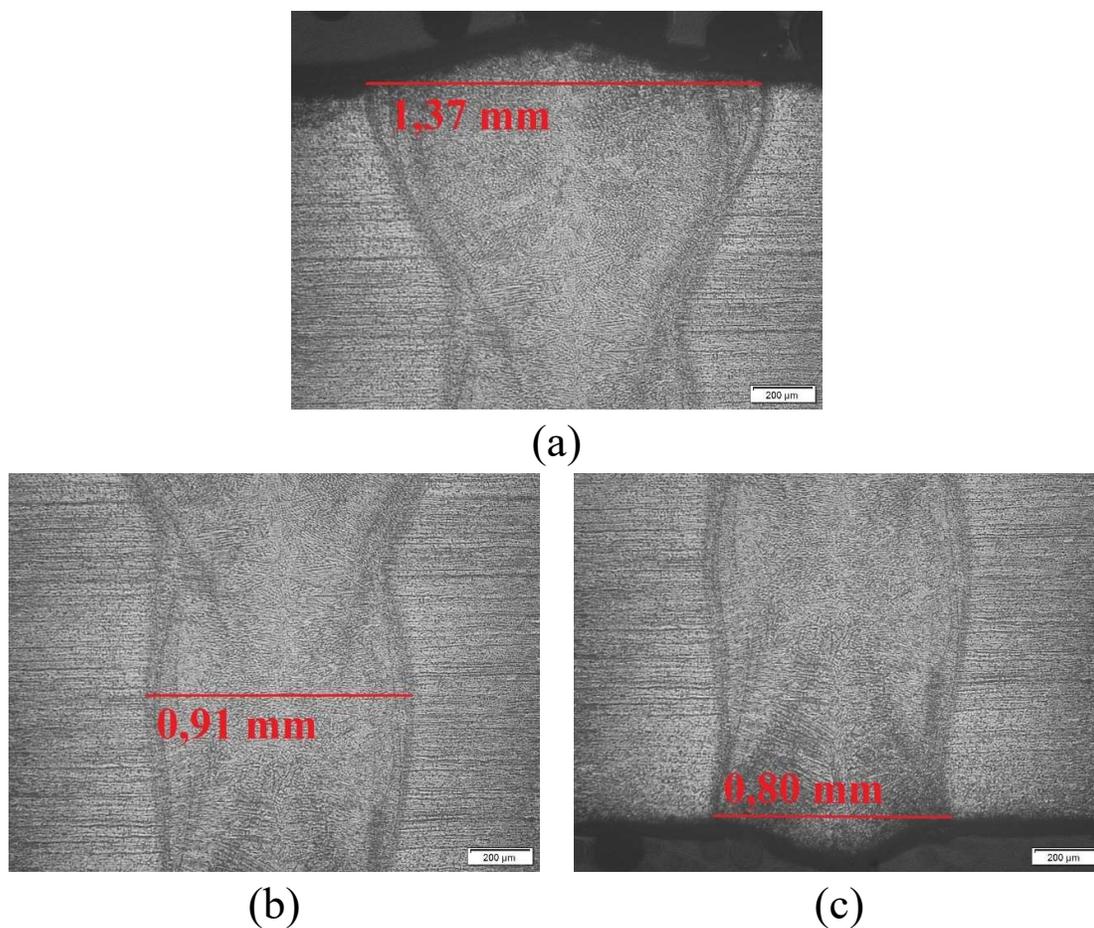
**Tabela 4.1** Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-1LF.

Testes	Face	Meio	Raiz
1: 1000 mm/min e 1000 W	1,16	0,92	0,70
2: 1500 mm/min e 1000 W	0,83	0,67	0,47
3: 1250 mm/min e 1000 W	0,95	0,79	0,57
4: 500 mm/min e 750 W	0,92	0,70	0,20

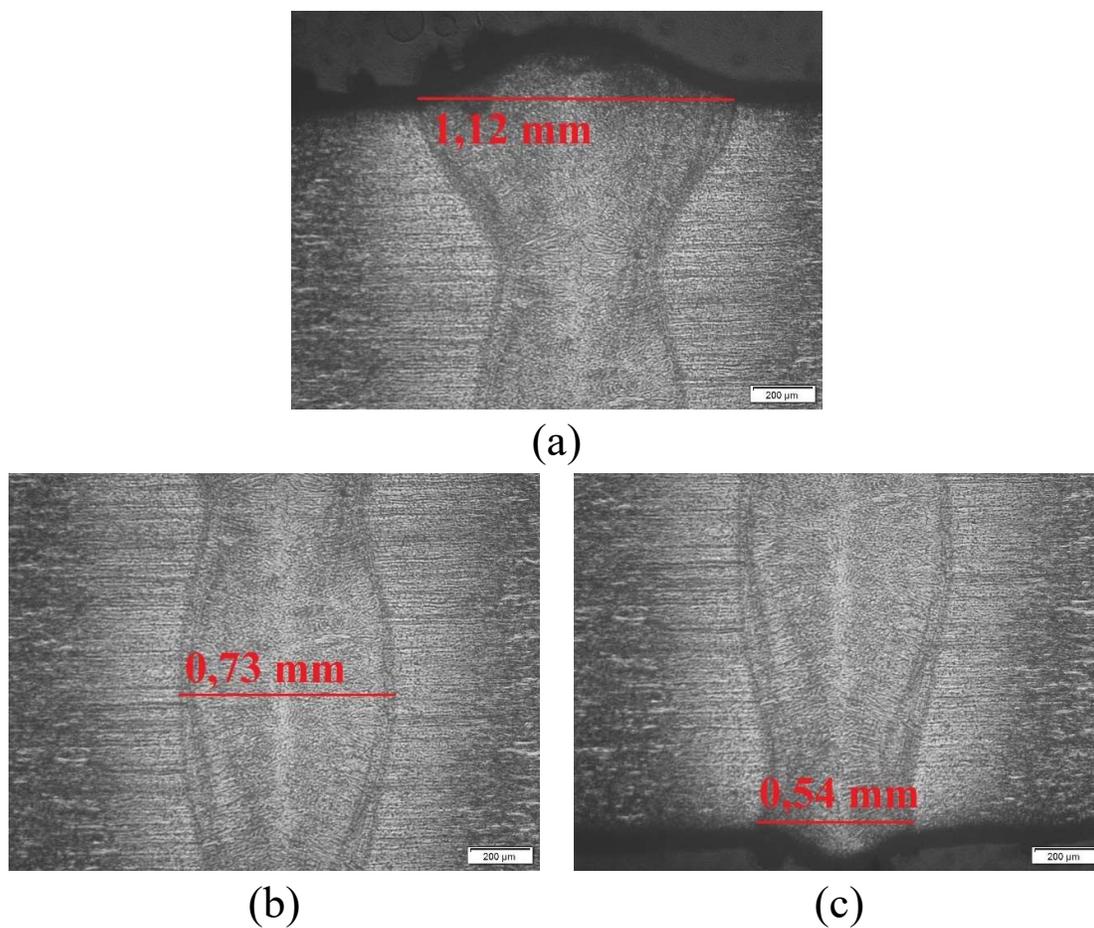
O teste 1 (1000 mm/min e 1000 W) foi o que obteve maiores larguras de face e meio da ZF. O teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) foi que alcançou menor largura da face e meio e o teste 4 (500 mm/min e 750 W) de menor largura da raiz. Os testes 1, 2 e 3 foram realizados com mesma potência do laser (1000 W) e velocidades de soldagem diferentes (1000, 1500 e 1250 mm/min, respectivamente), o aumento da velocidade possibilitou a diminuição das dimensões dos cordões de solda.

#### 4.1.2.3. AMOSTRA PRELIMINAR P-1RR

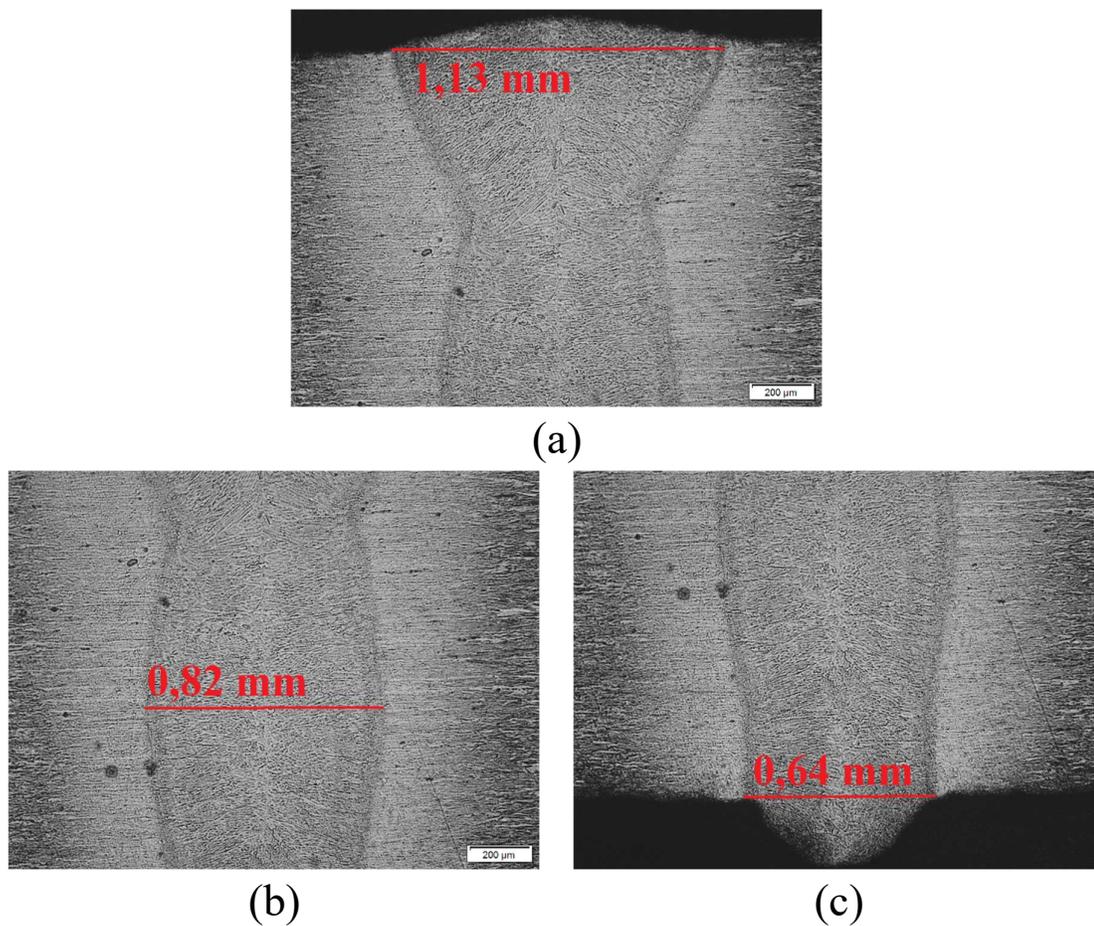
Nas Figuras 4.12 a 4.15, que se seguem, são apresentadas as imagens de MO dos testes 1, 2, 3 e 4, respectivamente, da amostra P-1RR, conforme valores dos parâmetros de soldagem adotados e apresentados na Tabela 3.5.



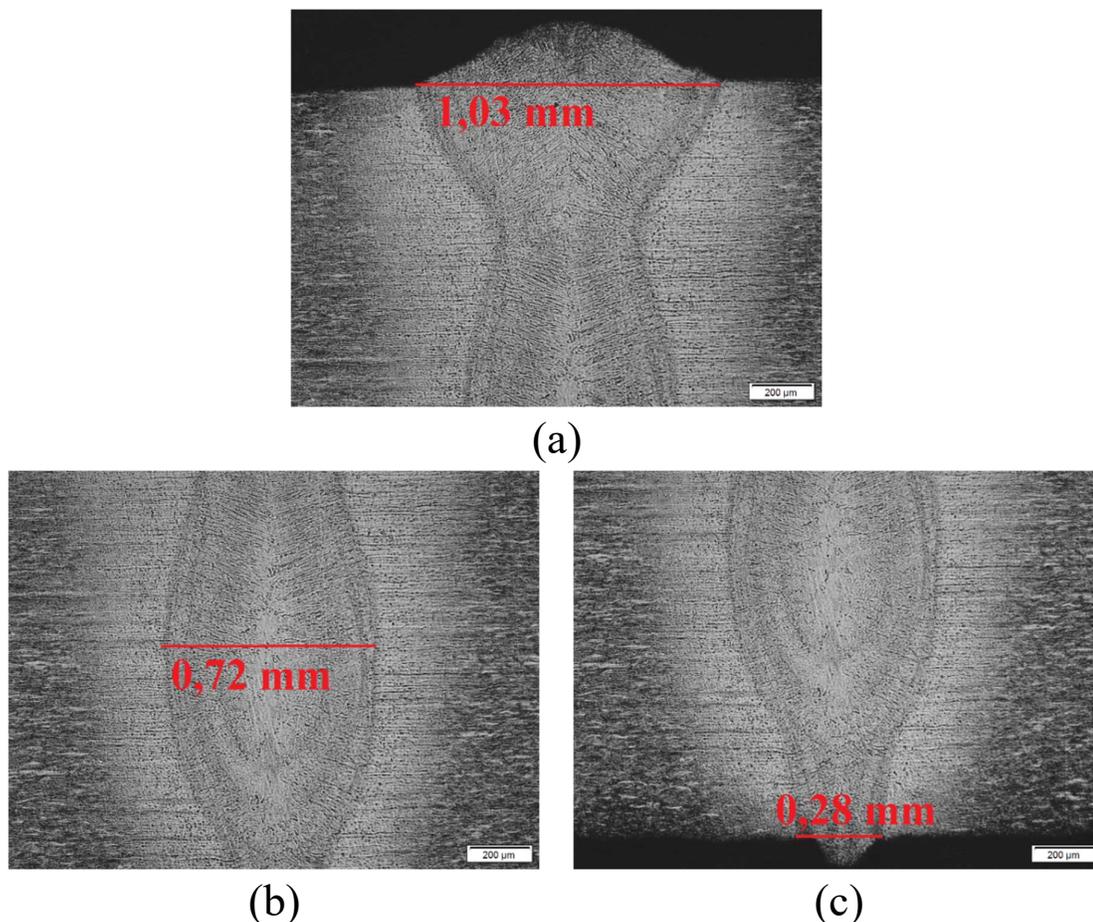
**Figura 4.12** Imagens microestruturais (via MO) do teste 1 de soldagem da amostra P-1RR (1000 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.



**Figura 4.13** Imagens microestruturais (via MO) do teste 2 de soldagem da amostra P-1RR (1500 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.



**Figura 4.14** Imagens microestruturais (via MO) do teste 3 de soldagem da amostra P-1RR (1250 mm/min e 1000 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.



**Figura 4.15** Imagens microestruturais (via MO) do teste 4 de soldagem da amostra P-1RR (500 mm/min e 750 W): (a) face, (b) meio e (c) raiz da solda.

Através da microscopia óptica, com 50 x de aumento, foi possível visualizar de forma bem definida os limites das ZFs, possibilitando a medição de face, meio e raiz da solda. Na Tabela 4.2 estão descritas as dimensões da solda dos quatro testes realizados na amostra P-1RR.

**Tabela 4.2** Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-1RR.

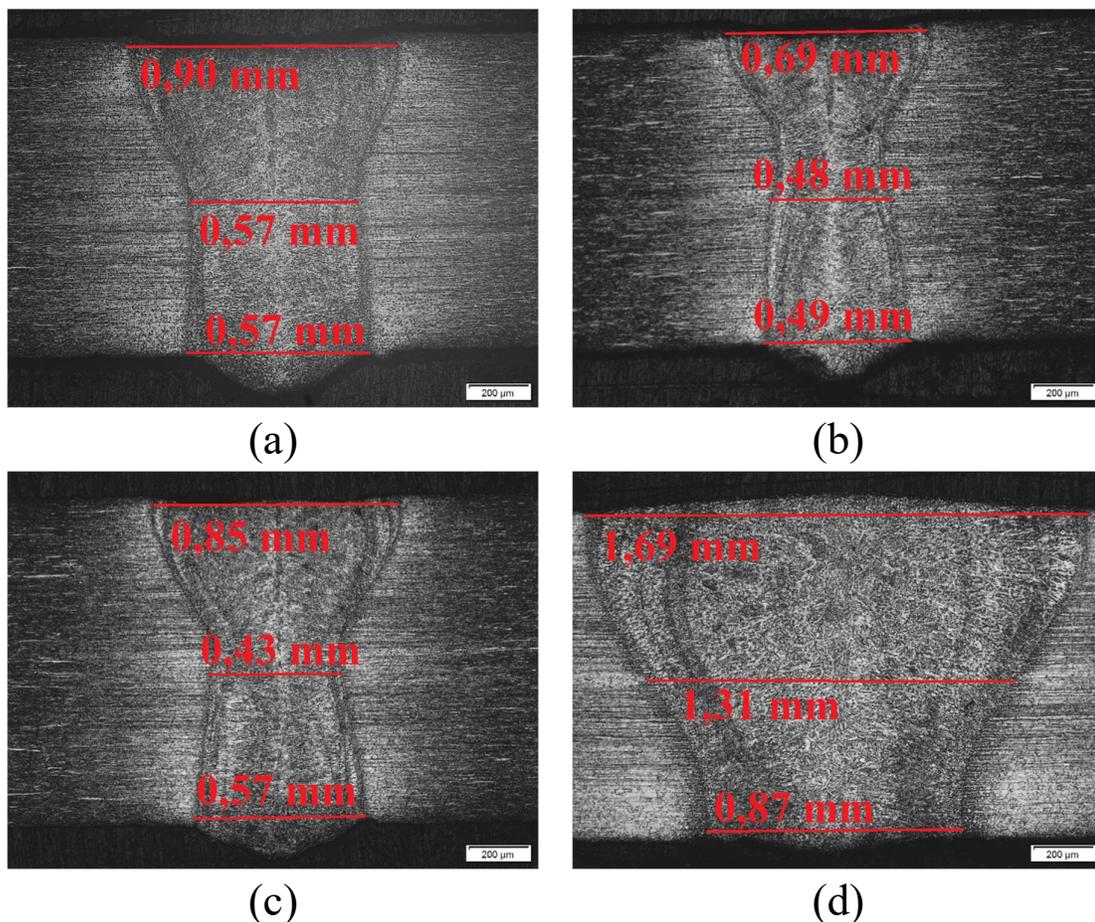
Testes	Face	Meio	Raiz
1: 1000 mm/min e 1000 W	1,34	0,83	0,80
2: 1500 mm/min e 1000 W	1,12	0,71	0,54
3: 1250 mm/min e 1000 W	1,27	0,81	0,64
4: 500 mm/min e 750 W	1,03	0,72	0,28

O teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) alcançou as menores dimensões de face e meio da solda. A menor largura da raiz foi obtida por meio do teste 4 (500 mm/min e 750 W). As maiores larguras de face, meio e raiz foram as do teste 1 (1000 mm/min e 1000 W). O aumento da velocidade entre os três primeiros testes de soldagem (1000, 1500 e 1250 mm/min,

respectivamente) possibilitou a diminuição de todas as dimensões dos cordões de solda, assim como a diminuição da potência do laser (1000 para 750 W) e velocidade de soldagem (500 mm/min) do teste 4.

#### 4.1.2.4. AMOSTRA PRELIMINAR P-2LF

As micrografias via MO dos testes de soldagem 1, 2, 3 e 4 da amostra P-2LF estão apresentadas na Figura 4.16, conforme valores dos parâmetros de soldagem adotados e apresentados na Tabela 3.5.



**Figura 4.16** Imagens microestruturais (via MO) dos testes de soldagem (a) 1 (1000 mm/min e 1000 W), (b) 2 (1500 mm/min e 1000 W), (c) 3 (1250 mm/min e 1000 W) e (d) 4 (500 mm/min e 750 W) da amostra P-2LF.

As soldas da amostra P-2LF também apresentaram simetria em relação ao eixo do feixe laser, com crescimento das dentritas e dos grãos em direção ao fluxo de resfriamento do processo de soldagem. Todas exibiram formato peculiar do modo *keyhole*, contudo a geometria do teste 4 (500 mm/min e 750 W) se mostrou bastante larga, que pode ser consequência da menor velocidade utilizada no teste, empregando maior aporte térmico na peça, gerando maior gradiente térmico.

Nenhuma solda apresentou porosidades ou trincas e todas alcançaram penetração total. As larguras da face, meio e raiz dos testes de soldagem para a amostra P-2LF estão descritas na Tabela 4.3.

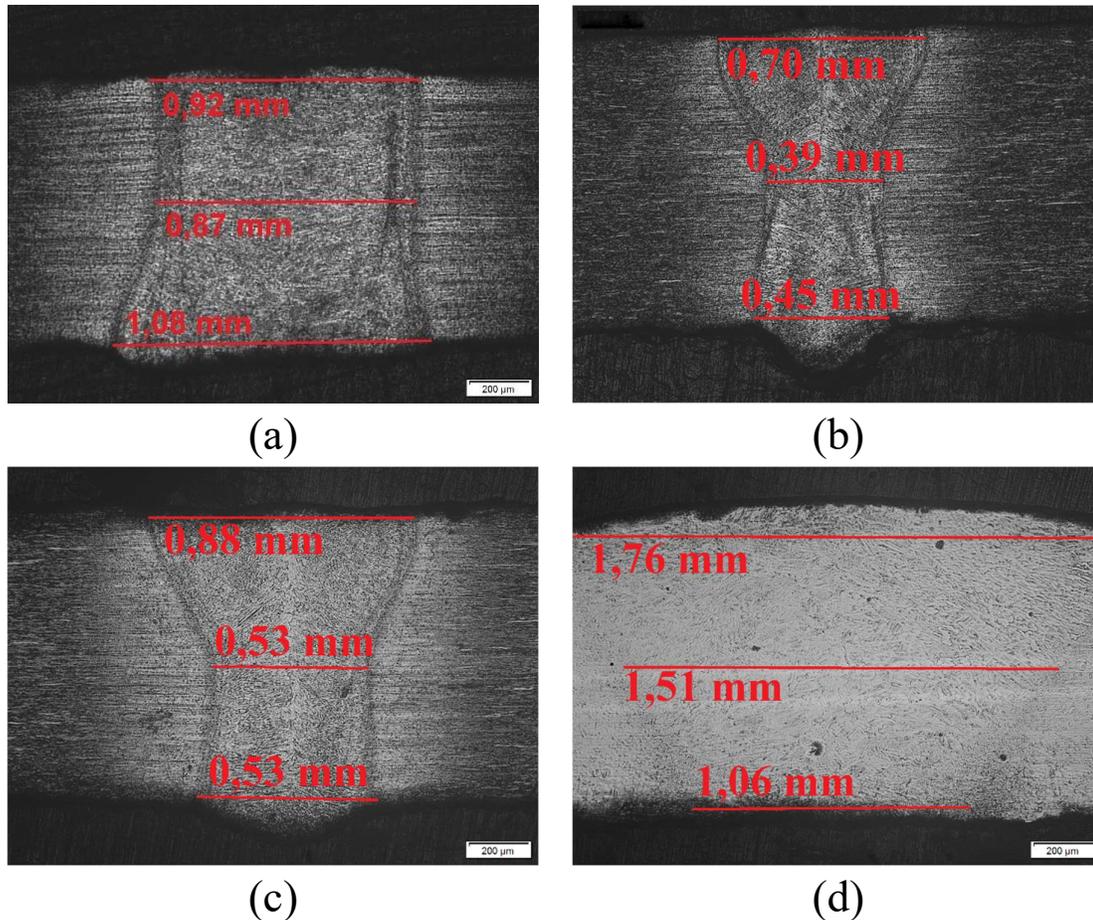
**Tabela 4.3** Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-2LF.

Testes	Face	Meio	Raiz
1: 1000 mm/min e 1000 W	0,90	0,57	0,57
2: 1500 mm/min e 1000 W	0,69	0,48	0,49
3: 1250 mm/min e 1000 W	0,85	0,43	0,57
4: 500 mm/min e 750 W	1,69	1,31	0,87

Claramente o teste 4 (500 mm/min e 750 W) é o que detém as maiores dimensões de solda. Dentre as outras, a ZF do teste 1 (1000 mm/min e 1000 W) apresentou as maiores larguras da face e meio e a do teste 3 (1250 mm/min e 1000 W) a maior dimensão da raiz. O teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) alcançou menores dimensões da face e raiz e uma largura intermediária do meio da solda. Neste caso, a diminuição da potência do laser e da velocidade de soldagem ocasionou no aumento das dimensões do cordão de solda.

#### 4.1.2.5. AMOSTRA PRELIMINAR P-2RR

Na Figura 4.17 são exibidos os aspectos microestruturais via MO das distintas regiões das soldas da amostra P-2RR obtidas com distintos parâmetros adotados nos testes 1, 2, 3 e 4, conforme Tabela 3.5.



**Figura 4.17** Imagens microestruturais (via MO) dos testes de soldagem (a) 1 (1000 mm/min e 500 W), (b) 2 (1500 mm/min e 500 W), (c) 3 (1250 mm/min e 500 W) e (d) 4 (500 mm/min e 375 W) da amostra P-2RR.

O teste 1 (1000 mm/min e 500 W) não seguiu a tendência de cone, como nas outras amostras. Pode ser consequência da menor velocidade de soldagem empregada quando comparada com os testes 2 (1500 mm/min e 500 W) e 3 (1250 mm/min e 500 W), que foram conduzidas nas mesmas potências. A velocidade interfere diretamente na largura da solda, devido ao aumento do aporte térmico, conforme EQ. 2.3, e pode ter interferido no formato da solda.

O teste 4 (500 mm/min e 375 W) da amostra P-2RR apresentou a mesma tendência da amostra P-2LF. Como essas amostras são as de menor espessuras, elas são mais sensíveis ao aquecimento, ou seja, o efeito que a diminuição da velocidade causa na solda é mais pronunciado em chapas mais finas (ASM INTERNATIONAL, 1998).

Assim como nas outras amostras, os grãos cresceram em direção ao centro da solda. Contudo, no teste 4 (500 mm/min e 375 W) não se vê uma linha central como nas outras. Como mencionado no item 2.4.1 deste trabalho, em velocidades mais baixas as isotermas tendem a

apresentar-se com uma forma elíptica e com menor formação de grãos colunares. Na região central os grãos se orientam em direção à poça de fusão sem formar uma linha central (SIQUEIRA, 2016; KANNATEY-ASIBU JR. 2009, LIPPOLD, 2015).

Nenhuma solda apresentou poros ou trincas e todas alcançaram penetração total, e as larguras da face, meio e raiz dos testes de soldagem para a amostra P-2LF estão descritas na Tabela 4.4.

**Tabela 4.4** Larguras (mm) da face, meio e raiz das soldas da amostra P-2RR.

Testes	Face	Meio	Raiz
1: 1000 mm/min e 500 W	0,92	0,87	1,08
2: 1500 mm/min e 500 W	0,70	0,39	0,45
3: 1250 mm/min e 500 W	0,88	0,53	0,53
4: 500 mm/min e 375 W	1,76	1,51	1,06

Os testes 4 (500 mm/min e 375 W) e 1 (1000 mm/min e 500 W) foram os que detiveram as maiores dimensões das partes. O teste 2 (1500 mm/min e 500 W) foi o que alcançou as menores dimensões.

#### 4.1.2.6. CONSIDERAÇÕES FINAIS – TESTES PRELIMINARES

As análises macro e microscópicas realizadas nestes testes preliminares, das soldas realizadas das distintas condições de processamento termomecânico do estudo de SOUZA (2019), indicaram que os melhores resultados foram os testes 1, 2 e 3. Com exceção dos resultados da amostra P-CR, na qual os testes 2 e 3 não alcançaram penetração total, ou seja, seu melhor resultado ficou restrito ao teste 1. Com isso, conclui-se que a diminuição da potência do laser não favoreceu a otimização da soldagem, em função da penetração observada nos demais testes. Por isso, optou-se por continuar o trabalho apenas com as maiores potências utilizadas nos testes, variando a velocidade, isto é, foram feitas análises mais refinadas, via MO: somente no teste 1 para amostra P-CR e nos testes 1, 2 e 3 para as amostras tratadas termomecanicamente no estudo de SOUZA (2019), onde foram analisadas também, além do meio do cordão de solda, as partes iniciais e finais, a fim de estudar a qualidade da solda ao longo do comprimento e, a partir disto, selecionando o melhor parâmetro de soldagem após essas análises para seguir com as análises de perfil de microdureza Vickers, MEV (BSE e EBSD), ensaios de tração e ferritoscopia.

## 4.2 RESULTADOS DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS

### 4.2.1 METAL BASE (MB) – COMPARATIVO DO PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO PRELIMINAR E DEFINITIVO

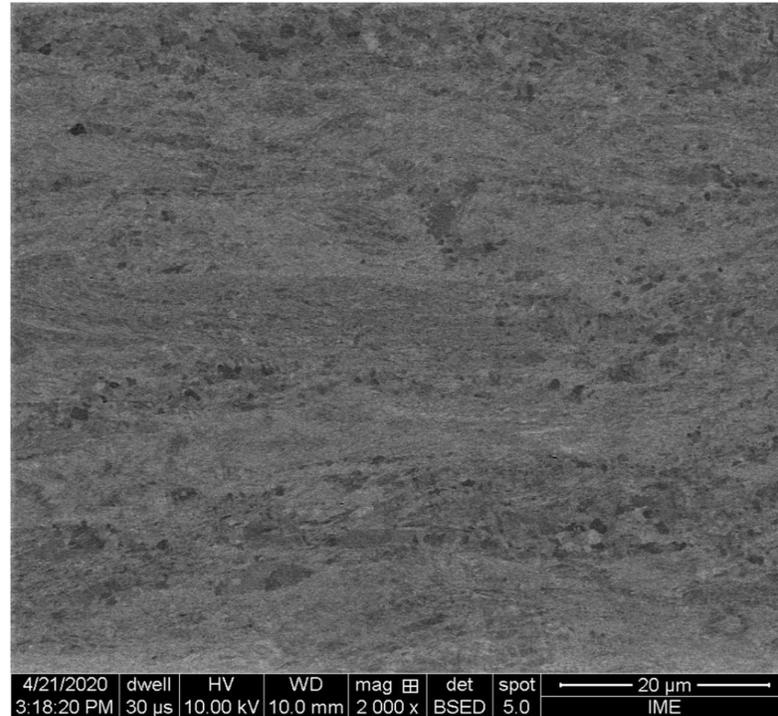
#### 4.2.1.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MEV

Esta subseção visou elucidar os aspectos microestruturais, quanto a morfologia – MEV e fases – DRX, das amostras extraídas ao longo das distintas condições do processamento termomecânico conduzido neste trabalho (assim denominada “definitivo”) com as oriundas do processamento de SOUZA (2019) (assim denominada “preliminar”) e, tão somente para as condições recozidas, a avaliação ao comportamento mecânico, via ensaios de microdureza Vickers e de tração uniaxial, e propensão a formação de martensita, via ferritoscopia, confrontando com os resultados obtidos por SOUZA (2019).

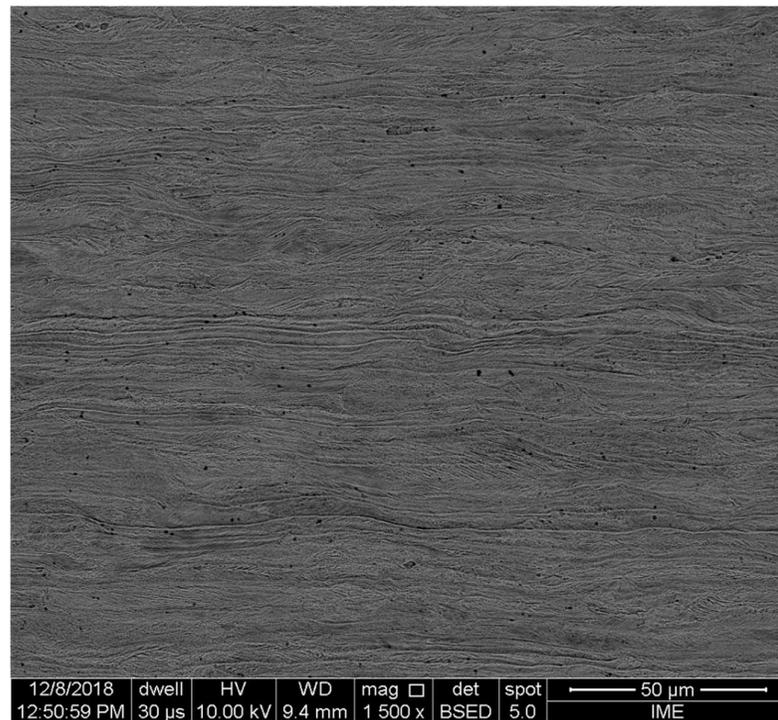
As micrografias via MEV obtidas neste trabalho são apresentadas a seguir, juntamente com as micrografias de SOUZA (2019) de mesma condição de processamento. Há uma diferença de preparação das amostras laminadas a frio para a obtenção das imagens, onde neste trabalho as amostras foram somente polidas eletroliticamente e no trabalho de SOUZA (2019) as amostras sofreram também ataque eletrolítico. O motivo para neste trabalho ter-se abolido o ataque eletrolítico, nas amostras laminadas a frio também, foi porque as soluções de ataque eletrolítico com distintas composições (Tabela 3.8) resultaram na formação de cavidades na superfície das amostras laminadas a frio, de forma distintas entre as regiões com martensita  $\alpha'$  e austenita encruada, e recozidas, de menores tamanhos de grão austenítico, como observado nas amostras laminadas de SOUZA (2019). Então para tornar possível observação da microestrutura nas amostras somente polidas deste trabalho, fez uso da capacidade do detector de BSE/MEV de contraste de orientação em microestruturas que não apresentam variação de composição química, somente de fases (austenita e martensita  $\alpha'$ ), seguindo o procedimento de SOUZA (2019) para as amostras recozidas.

Na Figura 4.18 são exibidas as micrografias via MEV da amostra D-1LF deste trabalho, com aumento igual a 2000 x, em confronto com a amostra P-1LF de SOUZA (2019), com aumento igual a 1500 x, com aumento de 5000 x para ambas as amostras na Figura 4.19. As micrografias obtidas com o detector de BSE destacam o contraste de orientação cristalina, em amostras de composição única e homogênea. Com isto, observa-se nas micrografias de D-1LF

– somente polida eletroliticamente – (Figuras 4.18a e 4.19a) regiões com aspecto de pequenos grãos com distintos tons de cinzas e regiões com aspecto de grãos alongados com nuances de cinzas no seu interior, enquanto nas micrografias de P-1LF – com ataque eletrolítico de ácido oxálico – (Figuras 4.18b e 4.19b) observa-se regiões lisas, e em maior aumento revelam pequenas cavidades (pites) e regiões com aspecto de grãos alongados com agrupamentos de linhas paralelas em alto relevo em distintas direções. Tendo em vista que o aço inoxidável austenítico ASTM 201LN, quando submetido a solicitação mecânica acima da sua temperatura  $M_i$  (-273,30 °C – Eq. 2.4) e abaixo de  $M_d$  (neste caso calculado  $M_{d30} = -23,45$  °C – Eq. 2.5), é capaz de exibir efeito TRIP ( $EDE = 3,01$  mJ/m<sup>2</sup> – Eq. 2.8), ou seja, a plasticidade induzida pela transformação martensítica, a laminação a frio aplicada em temperatura ambiente em ambas as condições resultou na transformação martensítica pela formação neste caso de martensita  $\alpha'$ , como constatado por SOUZA (2019) e outros autores que estudaram aços de composições próximas (FORTUNA *et al.*, 2018; GAUSS *et al.*, 2016; MOALLEMI *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2009; TAVARES *et al.*, 2019; HAMADA *et al.*, 2013; REZAEE *et al.*, 2011). Com isto, estas regiões com distintos aspectos nas amostras laminadas devem estar associadas a austenita encruada e martensita  $\alpha'$  formada. Nas micrografias com aumento de 5000 x estão indicadas algumas regiões da microestrutura que contêm maior evidência de encruamento na austenita ( $\gamma$  enc.) e formação de martensita  $\alpha'$ , onde nuances mais claras de cinza indicam a possibilidade de maior incidência de  $\gamma$  enc. e as mais escuras de martensita  $\alpha'$ . Mas, para uma análise detalhada dos aspectos microestruturais destas fases somente por técnicas como a Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).



(a)

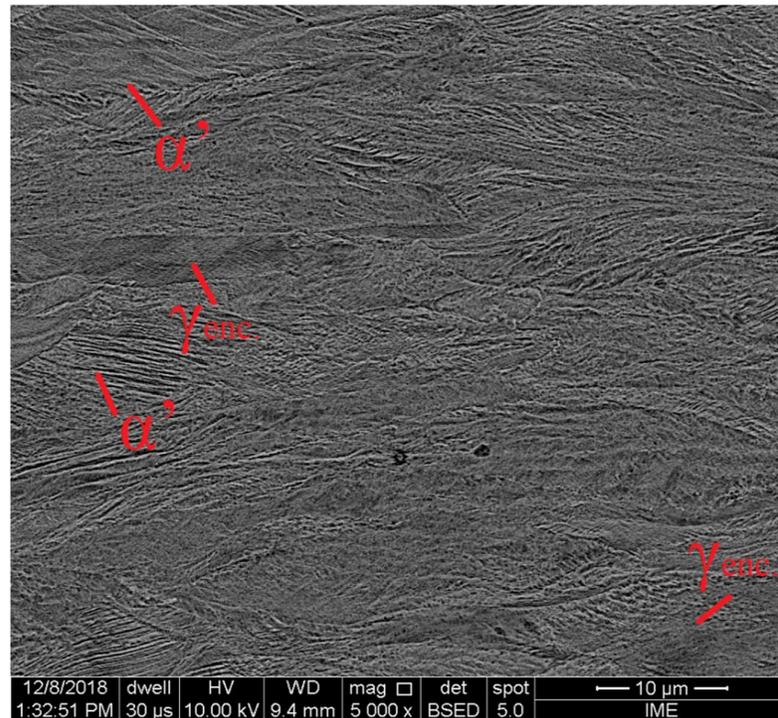


(b)

**Figura 4.18** Micrografias via MEV da (a) amostra D-1LF processada neste trabalho com aumento de 2000 x – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-1LF processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x – atacada eletroliticamente.



(a)



(b)

**Figura 4.19** Micrografias via MEV, com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-1LF processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-1LF processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.

As micrografias da amostra D-1RR do presente trabalho, com aumento igual a 2000 x, em confronto com a da amostra P-1RR de SOUZA (2019), com aumento igual a 1500 x, estão apresentadas na Figura 4.20 e com aumento de 5000 x de ambos os trabalhos na Figura 4.21. Estes casos referem-se a amostras que foram recozidas a 750 °C por 15 minutos, após laminação a frio em condições similares a partir da mesma condição como recebida. Os aspectos microestruturais apresentaram um avanço significativo no que tange a reversão da martensita  $\alpha'$  em austenita e a recristalização da austenita – reforçando o que foi observando por SOUZA (2019). No entanto, aparentemente há um maior refino microestrutural na amostra D-1RR deste trabalho (Figuras 4.20a e 4.21a) e maior presença de austenita encruada, quando comparada a amostra P-1RR de SOUZA (2019) (Figuras 4.20b e 4.21b). Este comportamento poderia ser justificado pela D-1RR ter experimentado uma maior taxa de aquecimento no recozimento, uma vez que foram utilizados fornos mufla de diferentes modelos para as amostras P-1RR e D-1RR, pois maiores taxas de aquecimento retardam as mudanças microestruturais de reversão, recristalização e crescimento de grão, possibilitando a retenção de austenita encruada e/ou martensita não revertida (TOMIMURA, TAKAKI e TOKUNAGA, 1991; SUN *et al.*, 2018).

Quando se observa a fração de martensita  $\alpha'$  formada, por medidas de quantificação por DRX, na amostra P-1LF (33,51%) e na amostra D-1LF (26,19%), era de se esperar que os grãos da amostra D-1LF sofressem maior recristalização a partir da austenita encruada e talvez subsequente crescimento destes grãos, e menor propensão à reversão da martensita  $\alpha'$  formada – em função da menor fração desta. No entanto, quando se observa os resultados de análise microestrutural via MEV e tão simplesmente observa-se os números da quantificação de fases a partir dos resultados de DRX, não é possível afirmar o quanto de encruamento foi acolhido pela austenita remanescente e pela martensita  $\alpha'$  formada para amostras com condições de partida iguais e submetidas à uma redução acumulada semelhante na laminação.

REZAEI *et al.* (2011) ao estudarem um aço 201, quando submetido a laminação a frio a temperatura ambiente, destacaram que o percentual de redução acumulada para se obter a melhor condição de reversão seria quando se tem a taxa máxima de transformação de martensítica. SILVA (2017) ao avaliar a taxa de formação de martensita  $\alpha'$  em amostras do mesmo aço desta tese, quando submetidas a laminação a frio em condições similares, observou que a taxa máxima se dá próximo 0,4 de deformação verdadeira (redução provocada por 4 passes de laminação – com mais ou menos 10% de redução por passe) e que o incremento na deformação acumulada provoca um decréscimo mais acentuado e não linear na taxa de formação de martensita  $\alpha'$  (principalmente entre 8 e 12 passes). Enquanto BEHJATI, KERMANPUR e NAJAFIZADEH (2013) destacaram a partir deste percentual de redução na

espessura associado à maior taxa de formação de martensita  $\alpha'$ , com o progresso da redução, que há uma fragmentação maior na estrutura da martensita  $\alpha'$  – em função do seu encruamento.

Por outro lado, alguns fatores como composição química e tamanho de grão austenítico, modo de deformação, quantidade e taxa de deformação, como também a temperatura de deformação, em relação as temperaturas de transformação ( $M_i$ ,  $M_i^\sigma$ ,  $M_{d30}$  e  $M_d$ ), influenciam na formação de martensita induzida por tensões elásticas e por deformação plástica, e por consequência no próprio efeito TRIP. Diversos são trabalhos que retratam o efeito TRIP em aços inoxidáveis austeníticos da série 300 e 200 e destacam estas influências, seja do ponto de vista de experimental ou de simulação numérica (IWAMOTO; TSUTA e TOMITA, 1998; MOREIRA, *et al.*, 2010; HAMADA, *et al.* 2013; TOURKI, BARGOI e SIDHOM, 2005; BYUN, HASHIMOTO e FARRELL, 2004; SHEN *et al.* 2012; KISKO *et al.*, 2013; CHALLA *et al.*, 2016; MOALLEMI *et al.*, 2016), particularmente a temperatura de deformação em aço 201 e 201L. HAMADA *et al.* (2013) exploraram o contexto da evolução microestrutural e das propriedades mecânicas em tração uniaxial nestes aços quando submetidos a duas taxas de deformação ( $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  e  $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ), como também em temperaturas distintas (entre -80 e 200 °C). Os autores relataram mudanças significativas nas propriedades mecânicas destes aços deformados nas distintas temperaturas para uma mesma taxa, conforme Figura 2.9, a se destacar aqui, inclusive, nas temperaturas ao redor da ambiente (entre 0 e 50 °C), em função da redução de martensita formada e aumento da fração de austenita encruada com aumento da temperatura de deformação. SOUZA (2019) ao estudar o aço ASTM 201LN, mesmo utilizado como condição de partida no presente estudo, explorou também o efeito do pré-resfriamento em salmoura (- 5 °C) na laminação com os cilindros a temperatura ambiente, quanto ao incremento de temperatura da chapa a cada passe de redução da espessura (~10%), e como também, na formação de martensita após determinados percentuais de redução acumulada. A autora pôde observar que, independente de se ter pré-resfriamento em salmoura ou não, há um incremento da temperatura na superfície da chapa de ~10 °C a cada passe de redução, e que as chapas pré-resfriadas em salmoura resultaram em maiores percentuais de redução acumulada com diferenças mais acentuadas no percentual de martensita  $\alpha'$  formada – chegando a quase 10% mais de martensita  $\alpha'$  formada com 8 passes de redução (condição de redução similar ao do presente estudo).

Face a estes aspectos fundamentados pela literatura, tornar-se importante destacar que não houve controle / registro da temperatura ambiente junto ao laminador para as práticas de laminação desta presente tese, em confronto com os resultados de SOUZA (2019) com registro de temperatura entre 20 e 25 °C. Como também, que as condições ambientais de temperatura

do laboratório de tratamentos termomecânicos do IME não são constantes ao longo do ano, por não se trabalhar em condições climatizadas, e normalmente a cidade do Rio de Janeiro, entre as distintas estações do ano, no período diurno entre inverno e verão pode apresentar variações de temperatura da ordem de 20 °C. No caso do aço em estudo, como destacado anteriormente, é sensível à temperatura de deformação para a propensão de formação de martensita induzida por deformação e apresenta uma temperatura  $M_{d30}$  igual a -23,45 °C (em função da estimativa pela Eq. 2.5) – formação de 50% de martensita para 30% de deformação verdadeira. Com isto, caso um procedimento de laminação seja reproduzido em um dia de temperatura ambiente bem mais elevada resultará, possivelmente, em uma fração de martensita um pouco menor, quando comparada a um dia de temperatura mais baixa. Apesar de não ser prática, até o presente ano, registrar a temperatura ambiente no momento da laminação, talvez para aços susceptíveis ao efeito TRIP essa prática deva ser tomada, para entendimento do comportamento de amostras de mesma condição de partida de um aço apresentarem aspectos e comportamentos distintos. Pois há possibilidade, face as evidências apresentadas pelas caracterizações, que a laminação que resultou na amostra D-1LF tenha sido procedida em um dia que a temperatura ambiente do laboratório estivesse significativamente superior ao dia que se deu a laminação da amostra P- 1LF. Em consequência disto, recozimentos conduzidos nestas amostras laminadas em temperaturas ambiente distintas de forma similar podem vir a resultarem em condições microestruturais recozidas com aspectos distintos, justificando as diferenças de resultados elucidados nas Figuras 4.18 e 4.19.

Uma vez que a amostra P-1RR evidenciou 100% de austenita pela técnica de DRX e menos de 1% de fase ferromagnética pela técnica de ferritoscopia, era de se esperara também que a amostra D-1RR alcançasse reversão total. O resultado da quantificação por DRX indicou 100% de reversão, mas a técnica de ferritoscopia indicou um percentual igual a 1,7 de fase ferromagnética, que neste trabalho estamos considerando toda atribuída à martensita  $\alpha'$  pelo fato da medição na amostra CR ter indicado 0%, além do substancial refinamento microestrutural observado e anteriormente citado para a amostra D-1RR em relação a D-1LF (Figuras 4.20 e 4.21).

Dois aspectos precisam ser observados para se elucidar as possíveis causas para as diferenças estruturais entre as amostras recozidas P-1RR e D-1RR: (i) os aspectos da condição prévia somente laminada quanto ao refinamento microestrutural e fração de austenita e martensita  $\alpha'$  – anteriormente discutidos; e (ii) o ciclo térmico de recozimento em termos de aquecimento, encharque e resfriamento. No aço em estudo, houve garantia que no encharque não houve formação de precipitados e segregação de Cr, que pudessem interferir na

estabilização da austenita e/ou suprimir a evolução dos processos estruturais que acontecem durante o recozimento, como recristalização de austenita encruada e crescimento de grãos, também não foi notado a presença de nitretos ou qualquer precipitado nas micrografias realizadas, pois o teor de carbono do aço ASTM 201LN é baixo em conjunto com a presença de elementos microligantes Nb e Ti para formação de carbonetos de Nb e/ou Ti no produto laminado quente, restringindo as possibilidades de formação de carbonetos de Cr nos processamentos subsequentes. Normalmente, a taxa de resfriamento não tem influência no processo de reversão da martensita  $\alpha'$  (MOALLEMI *et al.*, 2011; BAGHBADORANI *et al.* 2015; SADEGHPOUR, KERMANPUR e NAJAFIZADEH, 2013).

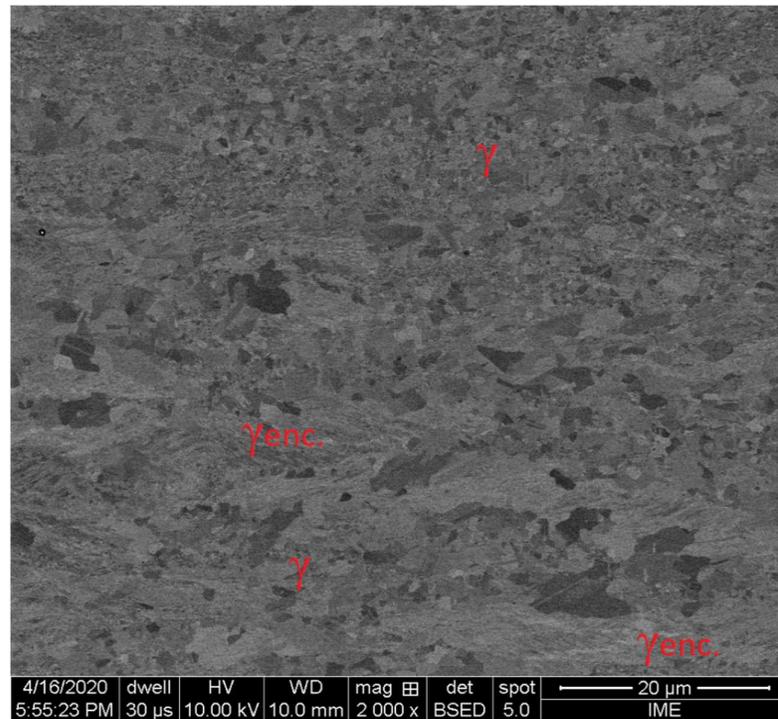
Somado ao que já foi destacado em termos de evolução estrutural na laminação, MISRA *et al.* (2010) elucidaram que quanto mais fragmentada /deformada estiver a fase martensita  $\alpha'$  maior será o número de sítios de nucleação na reversão da martensita para austenita, onde isto propiciará uma melhor reversão durante o recozimento, uma maior taxa de reversão e, por consequência, um menor tamanho de grão da austenita revertida a uma mesma temperatura de encharque e em menor tempo.

Como citado, outro fator que também pode afetar os resultados dos aspectos microestruturais, em ligas distintas metálicas encruadas, em distintos recozimentos, executados em uma mesma temperatura e tempo de encharque a partir de uma dada condição estrutural deformada, é a taxa de aquecimento ou perfil de aquecimento (caso a taxa de aquecimento não seja constante no intervalo de temperatura observado) (PADILHA e GUEDES, 1994; PADILHA e SICILIANO, 2005), pois quanto maior a taxa de aquecimento maior será a temperatura exigida para o início da recristalização da austenita encruada e da reversão da martensita  $\alpha'$  no intervalo de temperatura que compreende a etapa de aquecimento. Com isto, a partir de uma determinada taxa de aquecimento, em função das condições estruturais da condição previamente deformada, pode-se vir a observar a recristalização e/ou a reversão iniciando apenas no estágio de encharque do recozimento. Outro fator também importante é quanto à recristalização e reversão sob temperatura constante (isotérmica), o tempo necessário para estas iniciarem e concluírem decresce quanto maior a temperatura em questão (MOALLEMI *et al.* 2011; BAGHBADORANI *et al.* 2015; MISRA *et al.* 2010; SUN *et al.*, 2018).

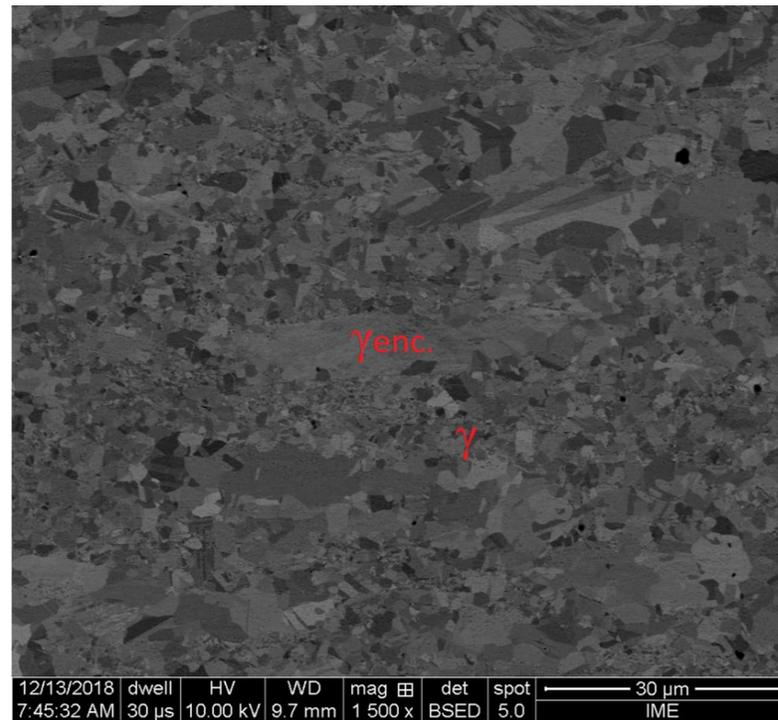
Assim, caso uma amostra de material deformado tenha sido exposta a uma taxa de aquecimento que propicia o início da recristalização e reversão ao longo do aquecimento, enquanto outra amostra a uma taxa superior que suprima estes eventos no aquecimento, ao longo de um mesmo tempo de exposição a uma dada temperatura de encharque, a amostra

que apresentou início da recristalização e reversão no aquecimento terá um maior avanço nas modificações estruturais ao longo do encharque, podendo até exibir crescimento de grão. O mesmo poderá ser observado quanto menor for a temperatura para início deste evento no aquecimento.

Todos estes aspectos de fundamentos elucidados para o recozimento, e as evidências microestruturais observadas para os presentes resultados, permitem afirmar que a condição microestrutural prévia das chapas (D-1LF e P-1LF) a serem recozidas influenciaram na evolução microestrutural em função do recozimento aplicado a 750 °C e 15 minutos, que resultaram nas amostras D-1RR e P-1RR. Mas, provavelmente, houve um efeito combinado da taxa ou perfil de aquecimento, tendo em vista que o tempo para estabilização na temperatura de encharque no presente trabalho foi em torno de 6 minutos, enquanto SOUZA (2019) reportou aproximadamente 5 minutos.

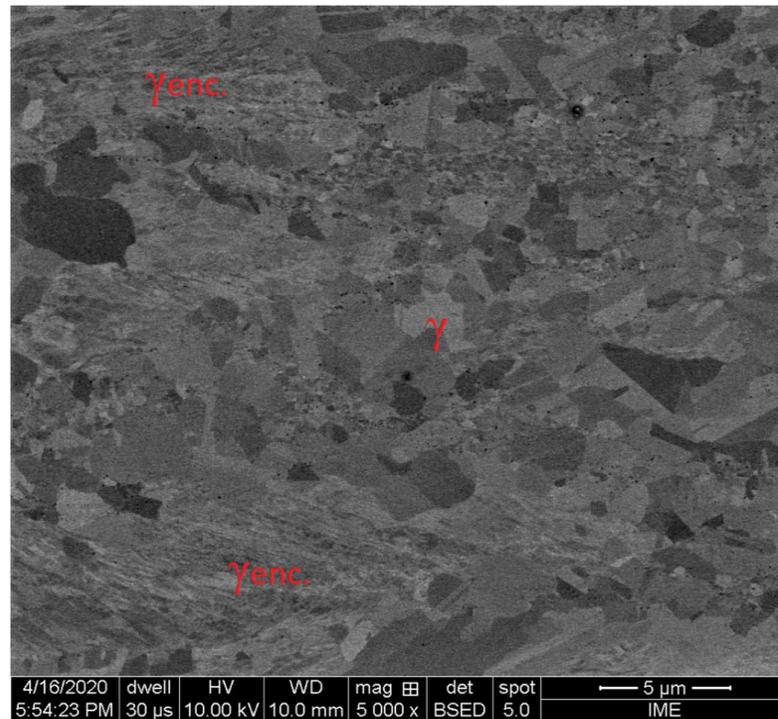


(a)

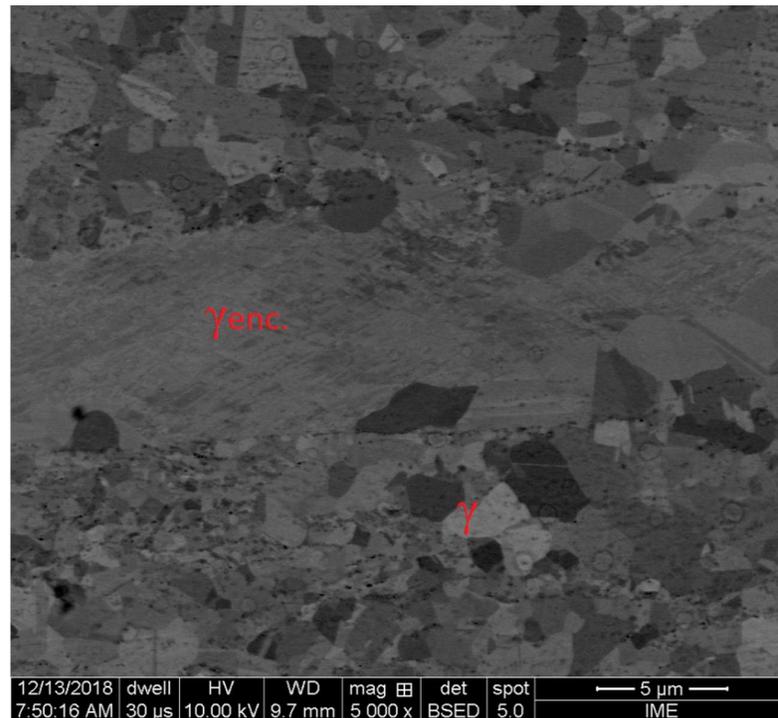


(b)

**Figura 4.20** Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente, da da (a) amostra D-1RR processada neste trabalho com aumento de 2000 x em confronto com a (b) amostra P-1RR processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x.



(a)

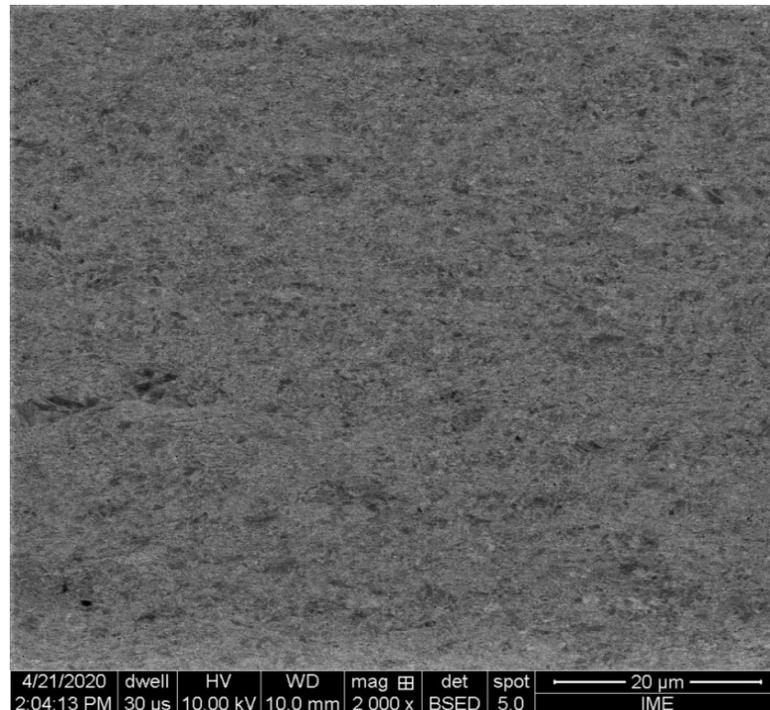


(b)

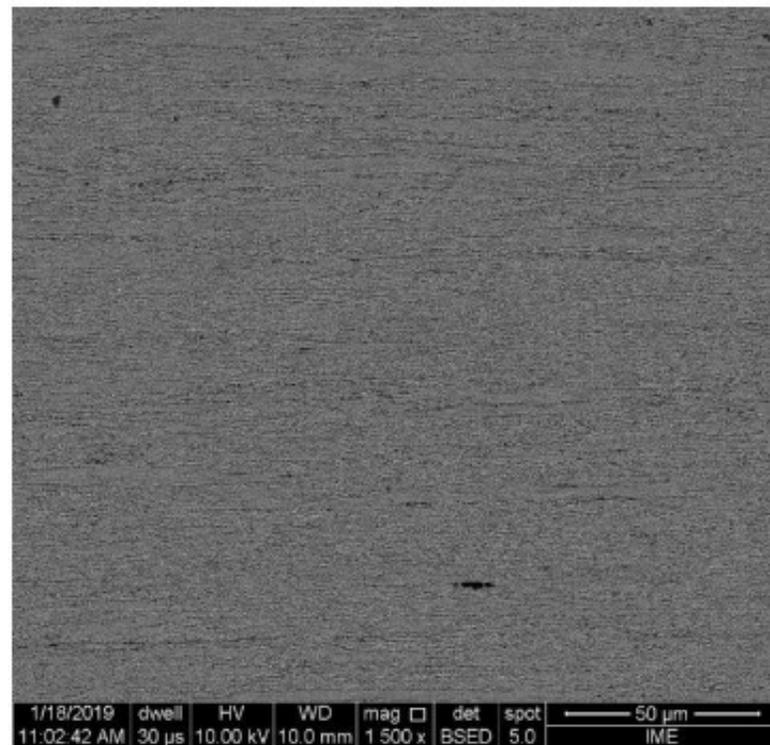
**Figura 4.21** Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-1RR processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-1RR processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.

Na Figura 4.22 estão exibidas as micrografias via MEV da amostra D-2LF deste trabalho, com aumento igual a 1500 x, em confronto com a da amostra P-2LF do trabalho de SOUZA (2019), com aumento igual a 2000 x, e na Figura 4.23 com aumentos de 5000 x. Como observado para as amostras da primeira sequência de laminação a frio (D-1LF – Figuras 4.18a e 4.19a, e P-1LF – Figuras 4.18b e 4.19b), verifica-se nas micrografias das amostras da segunda sequência de laminação a frio, ou seja, na amostra de D-2LF – somente polida eletroliticamente – (Figuras 4.22a e 4.23a) regiões com aspecto de pequenos grãos com distintos tons de cinzas e muitas regiões com aspecto de grãos alongados com nuances de cinzas no seu interior, enquanto na micrografia da amostra de P-2LF – com ataque eletrolítica de ácido oxálico – (Figuras 4.22b e 4.23b) observa-se pouquíssimas regiões lisas que em maior aumento revelam pequenas cavidades (pites) e uma fração majoritária de regiões com aspecto de grãos alongados com cavidades ligeiramente superiores. Como dito anteriormente, este aço é susceptível ao efeito TRIP, e com isto a laminação a frio aplicada em temperatura ambiente em ambas as condições resultou na transformação martensítica pela formação, neste caso, de martensita  $\alpha'$ , como constatado por SOUZA (2019) e outros autores que estudaram aços de composições próximas (FORTUNA *et al.*, 2018; GAUSS *et al.*, 2016; MOALLEMI *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2016; SOUZA FILHO *et al.*, 2019; TAVARES *et al.*, 2019; HAMADA *et al.*, 2013; REZAEI *et al.*, 2011). Com o refinamento microestrutural resultante da primeira etapa de recozimento para reversão, em ambos os casos, a distribuição de regiões que se deu o encruamento da austenita e a formação de martensita  $\alpha'$ , aparentemente, deu-se de forma mais homogênea nos materiais, apesar da menor redução do total imposta segunda sequência de laminação da amostra D-2LF (34,9% de redução no total) comparada a amostra P-2LF (79,5% de redução total), que resultaram em percentuais distintos de martensita  $\alpha'$  quando a quantificação por DRX (15,27 % na D-2LF e 43,51% na P-2LF).

Algumas regiões da microestrutura que contêm maior evidência de austenita encruada ( $\gamma$  enc.) e formação de martensita  $\alpha'$  estão indicadas nas micrografias com aumento de 5000 x, onde nuances mais claras de cinza mais claras indicam a possibilidade de  $\gamma$  enc. e as mais escuras de martensita  $\alpha'$ . Mas, como dito anteriormente, para uma análise detalhada dos aspectos microestruturais destas fases somente por técnicas como a Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

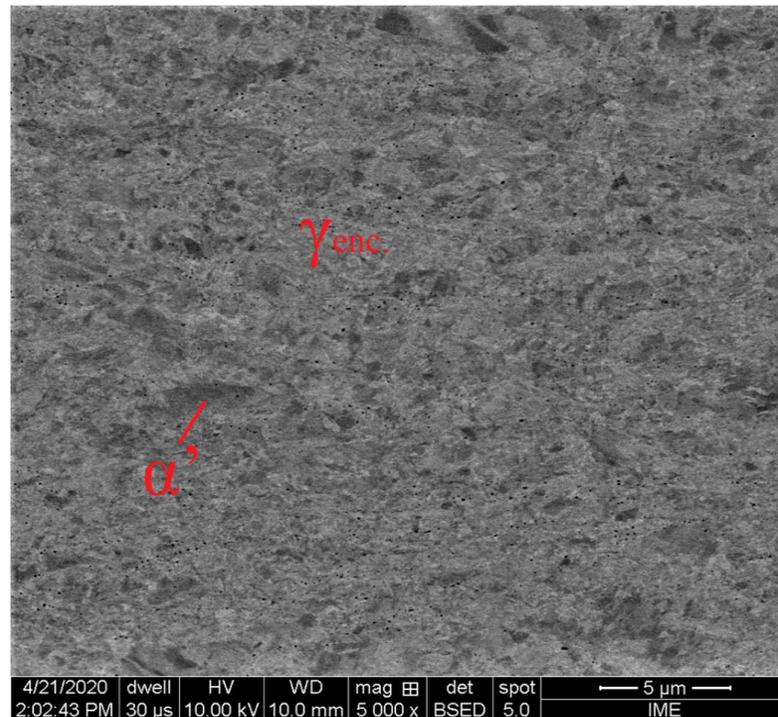


(a)

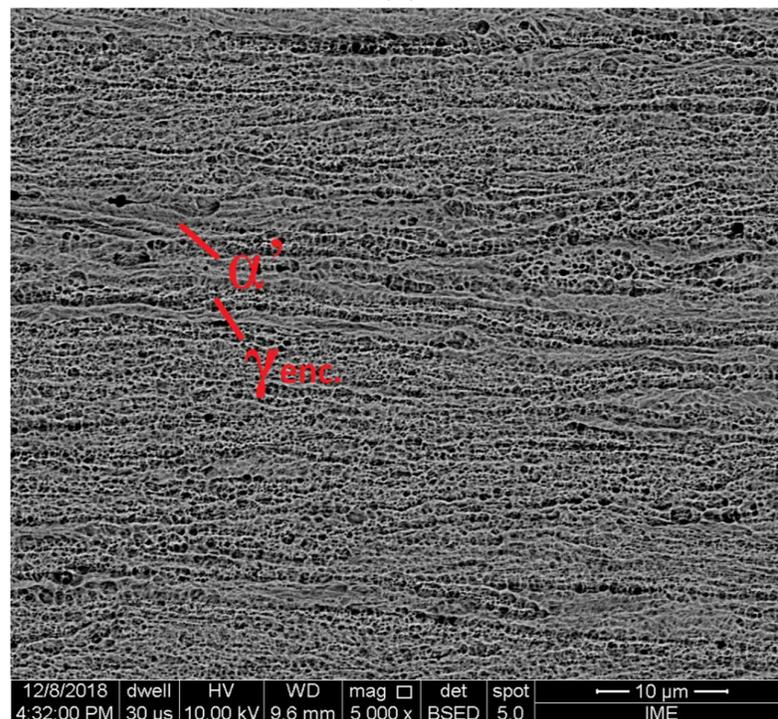


(b)

**Figura 4.22** Micrografias via MEV da (a) amostra D-2LF processada neste trabalho com aumento de 2000 x – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-2LF processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x – atacada eletroliticamente.



(a)



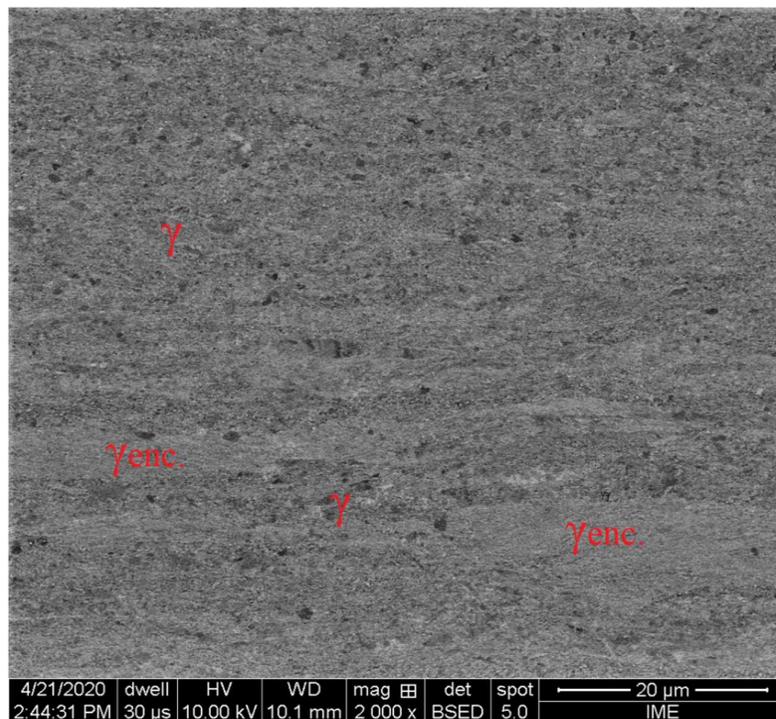
(b)

**Figura 4.23** Micrografias via MEV, com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-2LF processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-2LF processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.

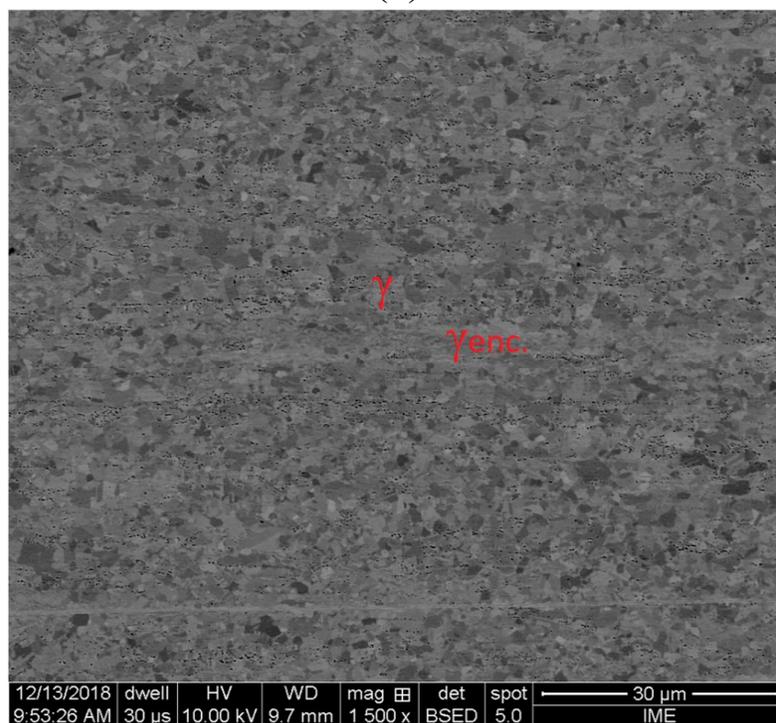
No estudo preliminar para seleção inicial dos parâmetros de soldagem, em termos de penetração e dimensões da ZF com auxílio somente de análise macroestrutural e micrografia via MO, a amostra P-2RR de SOUZA (2019) selecionada era fruto do recozimento para reversão por 15 minutos. Porém, SOUZA (2019) destacou no seu estudo um avançado crescimento de grãos nesta condição e assim passou a retratar o tempo de 4 minutos para o segundo recozimento a 750 °C como parte da sua rota de processamento para as demais avaliações, com base na análise do tempo de encharque para promover a completa reversão com o menor tempo de encharque avaliado. Com isto, a partir deste ponto, para comparação de comportamento do metal base, a condição D-2RR, deste trabalho, foi comparada a condição denominada de P-2RR\_04 do trabalho de SOUZA (2019), que apresenta a mesma espessura da condição P-2RR\_15 e aspectos estruturais diferentes em função do tempo de encharque.

Por fim, na Figura 4.24 estão exibidas as micrografias via MEV da amostra D-2RR deste trabalho, com aumento igual a 2000 x, e da amostra P-2RR\_04 do trabalho de SOUZA (2019), com aumento de 1500 x, na Figura 4.25 as com aumento de 5000 x. Estes casos referem-se a amostras que foram recozidas a 750 °C por 4 minutos, após a segunda sequência de laminação a frio em reduções totais distintas (73,5% - D-2LF e 79,6% - P-2LF) a partir do refinamento microestrutural resultante da primeira sequência de laminação e recozimento – maior para a D-1RR. Por consequência, é notório o resultante maior refino microestrutural na amostra D-2RR deste trabalho (Figuras 4.24a e 4.25a) quando comparada a amostra P-2RR\_04 de SOUZA (2019) (Figuras 4.24b e 4.25b).

Quando se observa a fração de martensita  $\alpha'$  formada, por medidas de quantificação por DRX, na amostra P-2LF (43,51%) e na amostra D-2LF (15,27%), com menor redução acumulada na segunda sequência de laminação do que na P-2LF, constata-se uma completa reversão na amostra P-2RR\_04 (0% de martensita  $\alpha'$ ), enquanto na amostra D-2RR há martensita  $\alpha'$  retida (3,42%), também resultado da quantificação por DRX, reforçando a forte influência da condição prévia deformada na reversão da martensita sob mesmas condições de temperatura e tempo de encharque no recozimento. Constata-se que, uma vez que o tempo de espera para reestabelecer a temperatura do forno, tempo e temperatura de encharque foram os mesmos que utilizados por SOUZA (2019), a taxa de aquecimento deve ter sido maior para a amostra D-2RR, pois foi o único parâmetro que não se pôde controlar e/ou medir para justificar esses resultados. Sem esquecer que neste caso há um efeito combinado: (i) em função das condições estruturais da primeira sequência de processamento termomecânico; (ii) redução acumulada na segunda etapa de laminação; e (iii) também do perfil de aquecimento também na segunda etapa de recozimento.

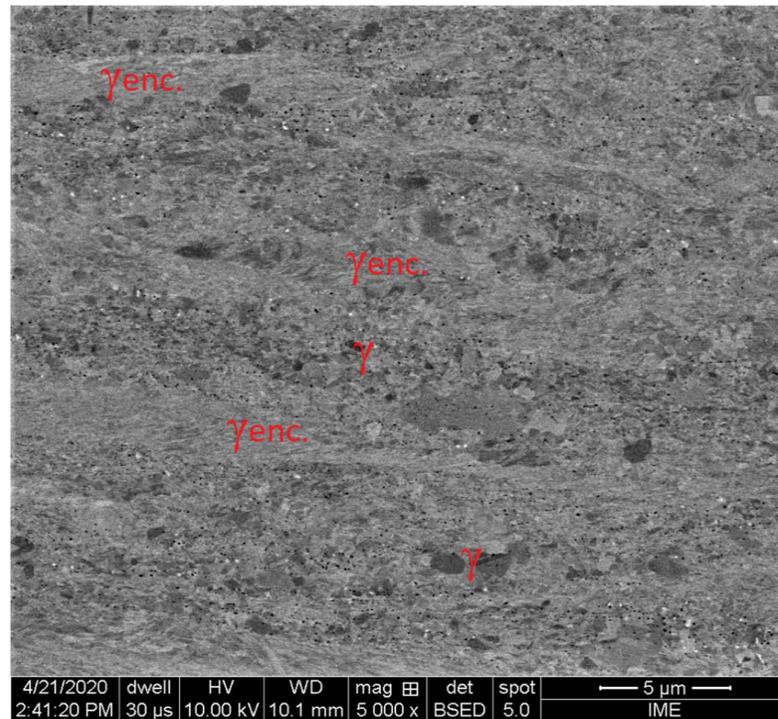


(a)

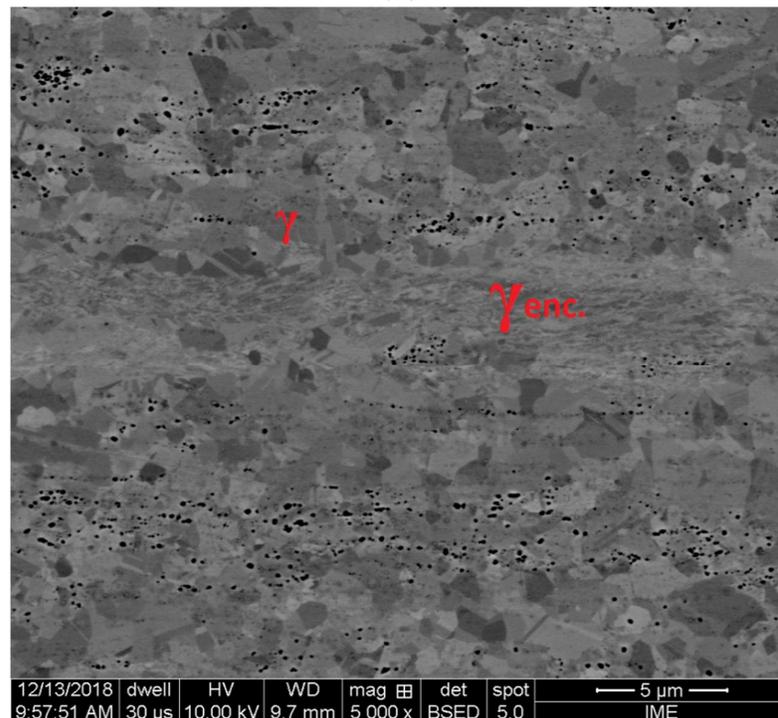


(b)

**Figura 4.24** Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente, da da (a) amostra D-2RR processada neste trabalho com aumento de 2000 x em confronto com a (b) amostra P-2RR\_04 processada por SOUZA (2019) com aumento de 1500 x.



(a)



(b)

**Figura 4.25** Micrografias via MEV, polidas eletroliticamente com aumento de 5000 x, da (a) amostra D-2RR processada neste trabalho – polida eletroliticamente em confronto com a (b) amostra P-2RR\_04 processada por SOUZA (2019) – atacada eletroliticamente.

#### 4.2.1.2 QUANTIFICAÇÃO DE FASES POR DRX

Procedeu-se de forma detalhada a análise dos resultados de DRX quanto aos picos presentes e respectivas intensidades para cada fase (Figuras 4.26 e 4.27), e bem como a quantificação destas fases por Retvield, pelo *software* TOPAS, a partir dos dados de DRX (Tabela 4.5), em função da primeira e segunda sequência de processamento termomecânico deste trabalho em confronto com os resultados de SOUZA (2019). Com isto pode-se observar que:

- nas condições somente laminadas, tanto para a primeira como para a segunda sequência de laminação, para ambos os trabalhos, há a coexistência de austenita  $\gamma$  e martensita  $\alpha'$ .

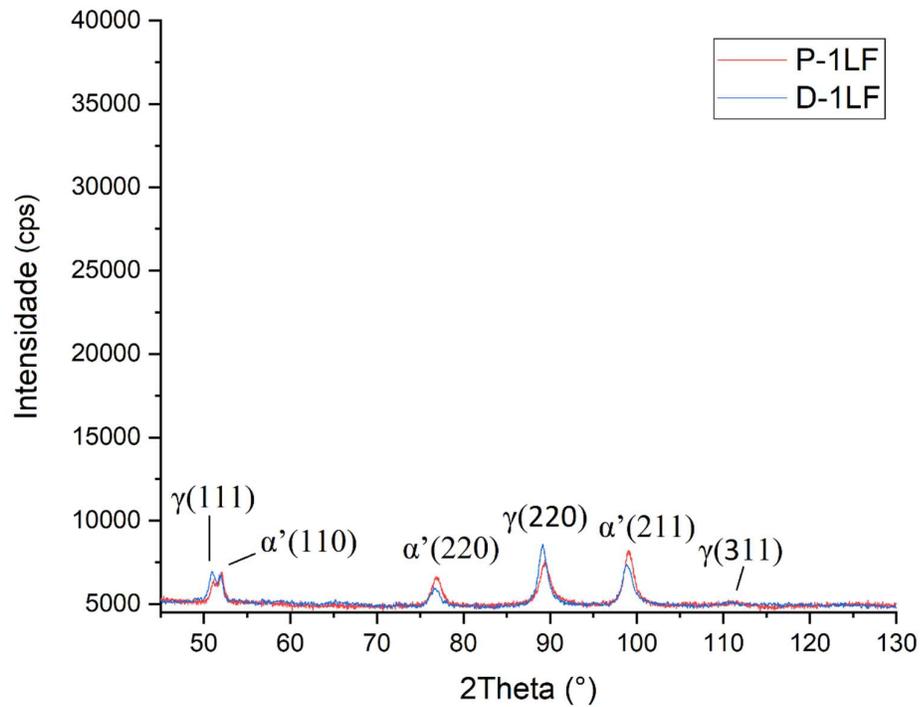
- nas amostras D-1LF e P-1LF observa-se picos similares das fases austenita  $\gamma$  ((111), (220) e (311)) e martensita  $\alpha'$  ((110), (200), e (211)), com diferenças na ordem de intensidades nos picos, onde para a amostra D-1LF as intensidades de todos os picos da austenita  $\gamma$ , com exceção do pico  $\gamma(311)$ , se apresentaram mais intensos que da amostra P-1LF e, conseqüentemente, todos os picos da martensita  $\alpha'$  exibiram intensidades menores, o que resultou em frações menores de martensita  $\alpha'$  – conforme destacado na Tabela 4.5;

- nas amostras D-2LF e P-2LF a diferença nas intensidades dos picos das fases austenita  $\gamma$  e martensita  $\alpha'$  são ainda maiores, provavelmente influenciada pela menor redução total imposta na amostra D-2LF, que também resultou em frações distintas destas fases para as amostras – conforme destacado na Tabela 4.5. Diferente da amostra laminada da primeira etapa, tanto a D-2LF quanto a P-2LF apresentaram o pico  $\gamma(222)$ , isso pode ser um indicativo de um pequeno encruamento da austenita com essa orientação, que não tenha ocorrido na primeira etapa de laminação;

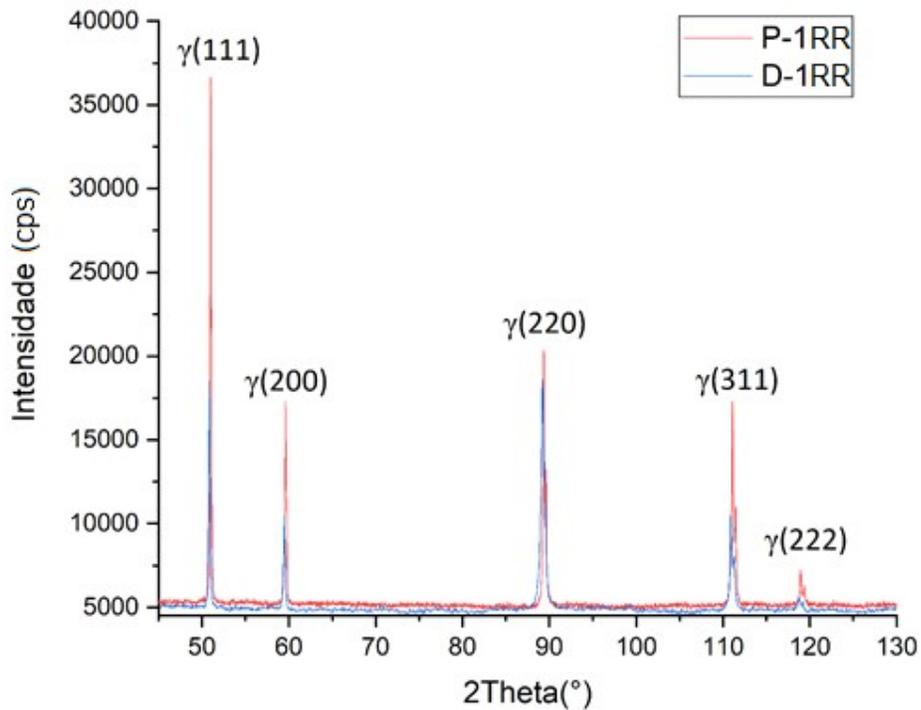
- nas amostras D-1RR e P-1RR observa-se apenas a presença de picos da austenita  $\gamma$ , com o mesmo perfil de intensidade dos picos, ou seja, a ordem dos picos mais intensos para os menos intensos é a mesma para as duas amostras. É também observado, um incremento substancial do pico  $\gamma(111)$  e o surgimento de dois picos que não foram observados na amostra laminada (1LF), que são:  $\gamma(200)$  e  $\gamma(222)$ , provavelmente associados a reversão martensita  $\alpha'$  em austenita combinada com a recristalização da austenita encruada. Além do aumento nas intensidades dos picos, há uma diminuição na largura à meia altura causado pelo rearranjo da estrutura cristalina, devido ao decréscimo densidade de discordâncias, que vai ocorrendo durante o recozimento;

- nas amostras D-2RR e P-2RR observa-se uma diferença no perfil dos picos, em que apenas picos da austenita  $\gamma$  se fazem presente para a amostra P-2RR e a amostra D-2RR

apresentou um pequeno pico de martensita  $\alpha'$ (211), o que resultou em uma pequena porcentagem dessa fase para essa amostra – conforme destacado na Tabela 4.5. Nota-se também, uma diferença na largura à meia altura do pico  $\gamma$ (220), o que pode estar associado a evidências da retenção de alguma austenita ainda encruada na amostra D-2RR, uma vez que ele se apresenta com uma largura um pouco maior.

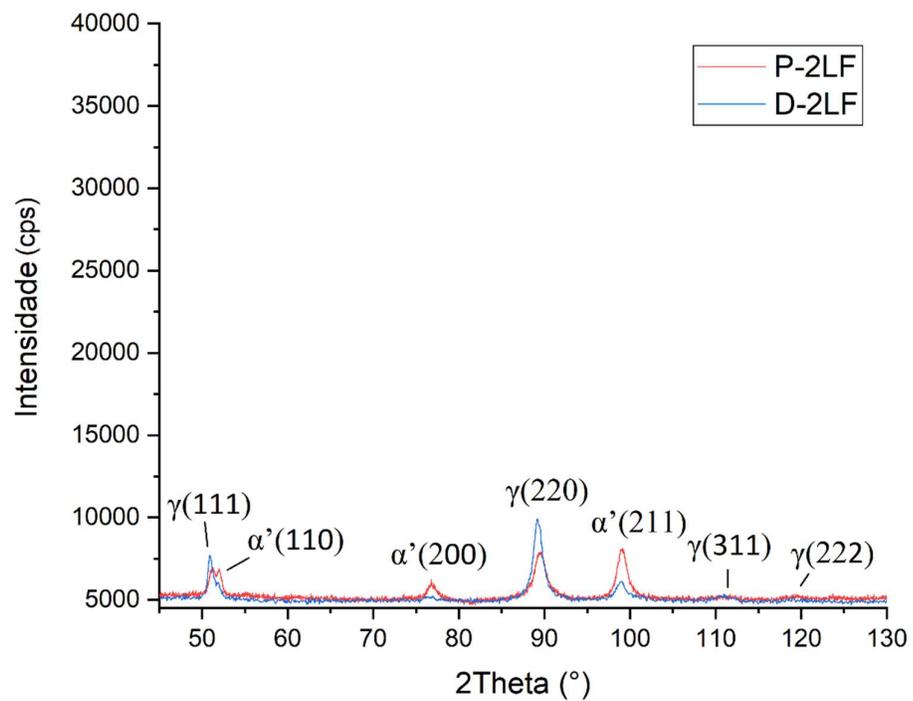


(a)

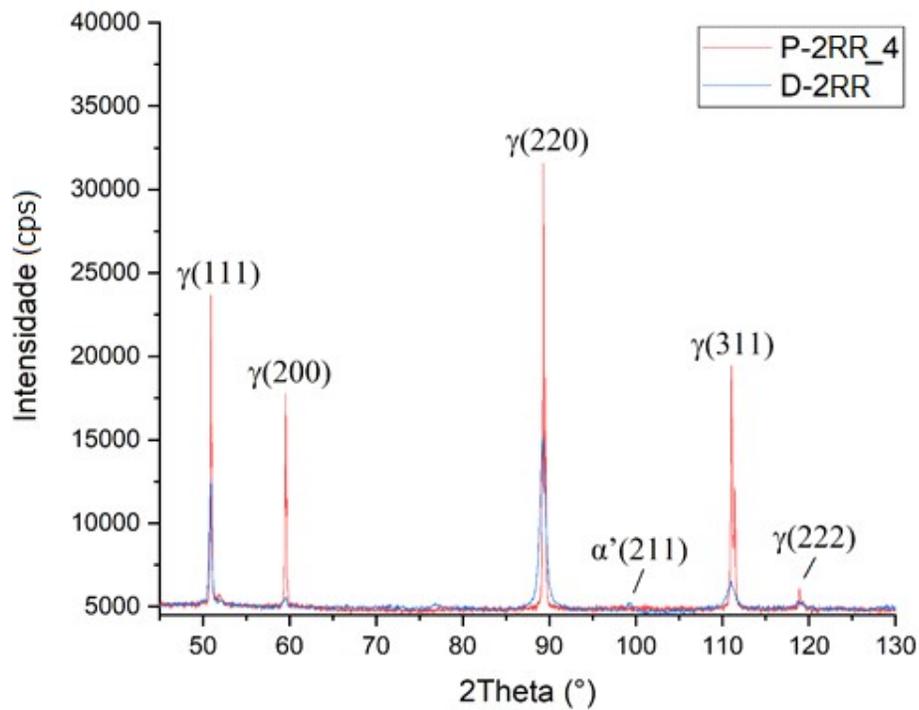


(b)

**Figura 4.26** DRX comparativo das amostras (a) D-1LF versus P-1LF e (b) D-1RR versus P-1RR, em função da primeira sequência de processamento termomecânico deste trabalho (D-1LF e D-1RR) em confronto com os resultados de SOUZA (2019).



(a)



(b)

**Figura 4.27** DRX comparativo das amostras (a) D-2LF versus P-2LF e (b) D-2RR versus P-2RR\_04, em função da primeira sequência de processamento termomecânico deste trabalho (D-2LF e D-2RR) em confronto com os resultados de SOUZA (2019).

**Tabela 4.5** Quantificação por DRX, utilizando o método de Rietveld, da fração de austenita  $\gamma$  e martensita  $\alpha'$  em função da primeira e segunda sequência de processamento termomecânico deste trabalho, com seus respectivos valores de GOF, em confronto com os resultados de SOUZA (2019).

Amostra	% $\gamma$	% $\alpha'$	GOF	Amostra	% $\gamma$	% $\alpha'$
D-1LF	73,81	26,19	1,28	P-1LF	66,09	33,91
D-1RR	100,00	-	-	P-1RR	100,00	-
D-2LF	84,73	15,27	1,56	P-2LF	56,49	43,51
D-2RR	96,58	3,42	1,40	P-2RR_04	100,00	-

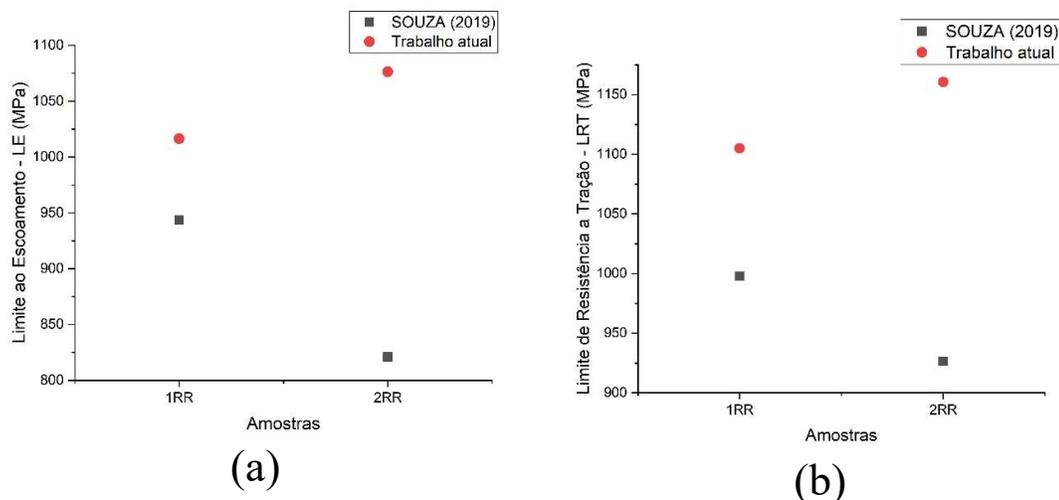
Por fim, com o intuito de avaliar a propensão de formação de martensita pelas amostras recozidas para reversão oriundas do processamento termomecânico deste trabalho em confronto com as de SOUZA (2019), foram conduzidos ensaios de tração de forma similar, como também, antes dos ensaios de tração os corpos de prova (CPs) das amostras recozidas (D-1RR e D-2RR) foram avaliados via ferritoscopia para se obter o percentual de fase martensítica  $\alpha'$ . No trabalho de SOUZA (2019) o percentual foi menor que 1% para ambos os recozimentos, ou seja, a reversão de martensita em austenita, via tratamento térmico, foi considerada completa. Neste trabalho, foi observado um percentual igual a 1,7% para a amostra D-1RR e 2,0% para a amostra D-2RR. Como dito anteriormente, o procedimento de recozimento foi conduzido de forma similar em ambos os trabalhos em termos de tempo para estabilização da amostra na temperatura de encharque, após inserção da mesma no forno nesta temperatura, tempo e temperatura de encharque, e modo de resfriamento para as amostras D-1RR e P-1RR – fruto de laminações prévias similares (D-1LF e P-1LF). Mas, como não se tinha disponível um sistema para registrar a curva de aquecimento das amostras dos distintos trabalhos, podem ter se feito presente diferenças na curva de perfil de aquecimento, apesar do mesmo tempo para estabilização. A literatura indica que a taxa de aquecimento pode influenciar a cinética, ou até mesmo inibir a ocorrência, de recuperação/recristalização da austenita encruada bem como da reversão da martensita em austenita (SUN *et al.*, 2018). No entanto, para as amostras D-2RR e P-2RR as diferenças se justificam em maior peso pelo menor percentual de redução total na laminação prévia de D-2LF em comparação a P-2LF, que afeta na cinética de reversão posterior, como também do longo tempo de encharque adotado por SOUZA (2019) na segunda sequência de recozimento (15 minutos contra 4 minutos somente neste trabalho). Provavelmente neste caso o tempo maior de encharque de SOUZA (2019) foi responsável por um avanço na reversão e posterior crescimento de grão austenítico (Figuras 4.24 e 4.25).

A médias dos dados de LE, LRT e alongamento uniforme, obtidos através dos ensaios de tração uniaxial, e as porcentagens de martensita  $\alpha'$  (%M) medidas via ferritoscopia, medida na

região de deformação uniforme dos CPs após a ruptura, das amostras recozidas, tanto deste trabalho como o de SOUZA (2019), estão apresentados na Tabela 4.6. Observou-se um incremento de cerca de 7,7% e 31,1% do LE nas amostras resultantes da primeira e segunda seqüências, respectivamente, do processamento termomecânico neste trabalho comparado ao de SOUZA (2019), como também de 10,7% e 25,3% para o LRT, como pode ser melhor observado na Figura 4.28. Em compensação, o alongamento total foi menor. A autora calculou as médias de alongamento total dos CPs após a ruptura por ensaio de tração uniaxial, resultando em 39,1% para a amostra P-1RR e 36,1% para a amostra P-2RR. Neste trabalho, ao invés do alongamento total, foi calculado o alongamento uniforme das amostras para associar este ao percentual de martensita formada até LRT, como também, a extensão a visual estrição pela redução de área dos CPs recozidos foi muito pequena e com ruptura próxima à linha limítrofe da base de medida, conforme APÊNDICE C, indicando assim que a deformação total é muito próxima da deformação uniforme. Com isso, tendo o alongamento uniforme da amostra D-1RR resultado em 16,9% e da D-2RR 17,6%, houve um decréscimo de 56,7% e 51,2% - em relação aos seus pares sem solda, respectivamente, associada a uma menor fração de martensita  $\alpha'$ . Contudo, é importante observar que o desvio-padrão das amostras preliminares (P-1RR e P-2RR) foram maiores que os das amostras definitivas (D-1RR e D-2RR). A maior perda da ductilidade, por parte das amostras definitivas, pode ser justificada pelo aumento da resistência mecânica pelo refinamento microestrutural e evidências de menor susceptibilidade ao efeito TRIP pela menor fração de martensita observado em deformações associadas ao LRT, ou seja, alongamento uniforme. Outros autores já haviam reportado que um significativo refinamento microestrutural em aços inoxidáveis austenítico 201, nas suas variações composicionais, também era observado pelo decréscimo da martensita induzida por deformação (ESKANDARI, NAJAFIZADEH e KERMANPUR, 2009; KISKO *et al.*, 2013; CHALLA *et al.*, 2016; SAEED-AKBARI *et al.*, 2009).

**Tabela 4.6** Média dos dados de LRT, LE obtidos via ensaio de tração, e %M avaliada por Ferritoscopia após a ruptura das amostras recozidas, extraídas de SOUZA (2019) e obtidas por este trabalho.

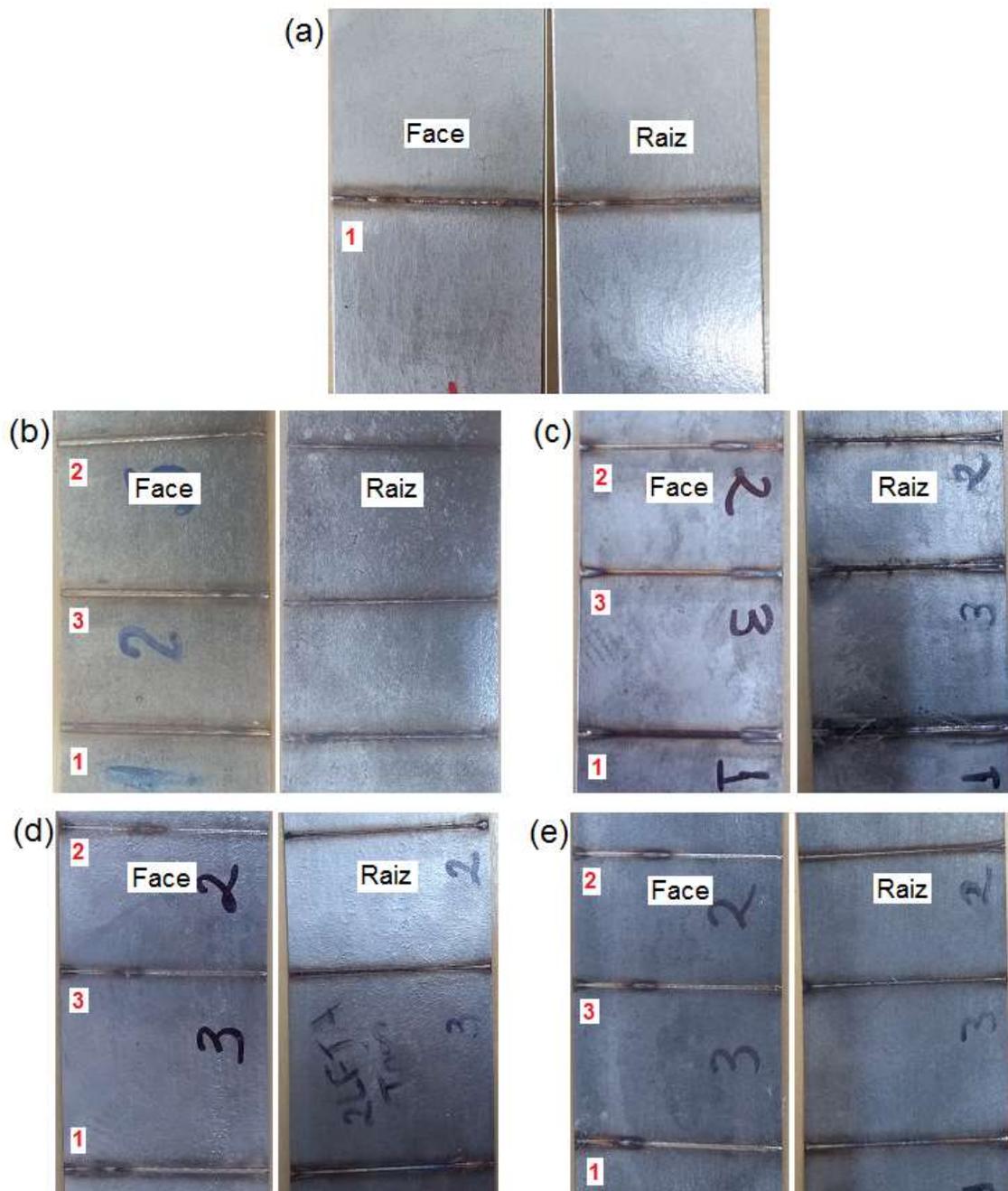
Amostra	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)	%M
SOUZA (2019)				
CR	451,0 ± 12,4	803,4 ± 4,5	76,7 ± 9,9	14,9 ± 0,9
P-1RR	943,4 ± 30,7	997,8 ± 38,8	39,1 ± 5,6	11,2 ± 5,4
P-2RR_04	820,8 ± 8,10	926,2 ± 36,8	36,1 ± 12,2	10,2 ± 1,0
Dados obtidos neste trabalho				
D-1RR	1016,3 ± 38,6	1104,9 ± 40,2	16,9 ± 1,7	3,2 ± 0,2
D-2RR	1076,3 ± 19,8	1160,6 ± 11,2	17,6 ± 3,6	2,0 ± 0,1



**Figura 4.28** Propriedades extraídas dos ensaios de tração por SOUZA (2019 e por este trabalho: (a) LE e (b) LRT.

#### 4.2.2 ASPECTO MACROSCÓPICO DAS JUNTAS SOLDADAS DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS

De forma similar ao executado para as chapas soldadas para obtenção das amostras preliminares, com uso de uma câmera digital foram registradas imagens das superfícies superior e inferior (face e raiz da solda) das chapas definitivas que foram soldadas (Figura 4.29) nas melhores condições selecionadas na seção 4.1 e destacadas na subseção 4.1.2.6. Estas novas linhas de solda foram executadas com um espaçamento maior entre as soldas, a fim de evitar que o aquecimento localizado da chapa ocasionado por uma solda interfira na outra, ou seja, atuar como um pré-aquecimento para as operações de soldagem seguintes em uma mesma chapa. Aparentemente, a nível de observação visual e macroscópica, todos os cordões de solda apresentaram-se lisos e contínuos com penetração total das peças de trabalho e, também, não apresentaram respingos de solda. A observação visual das medidas das larguras dos cordões de solda se mostrou estreitas, no entanto, medições mais precisas, a fim de comparação entre as soldas, foram feitas através de micrografias via MO, que são apresentadas na seção 4.2.3.



**Figura 4.29** Macrografias das chapas soldadas nas melhores condições selecionadas para o estudo definitivo: (a) D-CR, (b) D-1LF, (c) D-1RR, (d) D-2LF e (e) D-2RR.

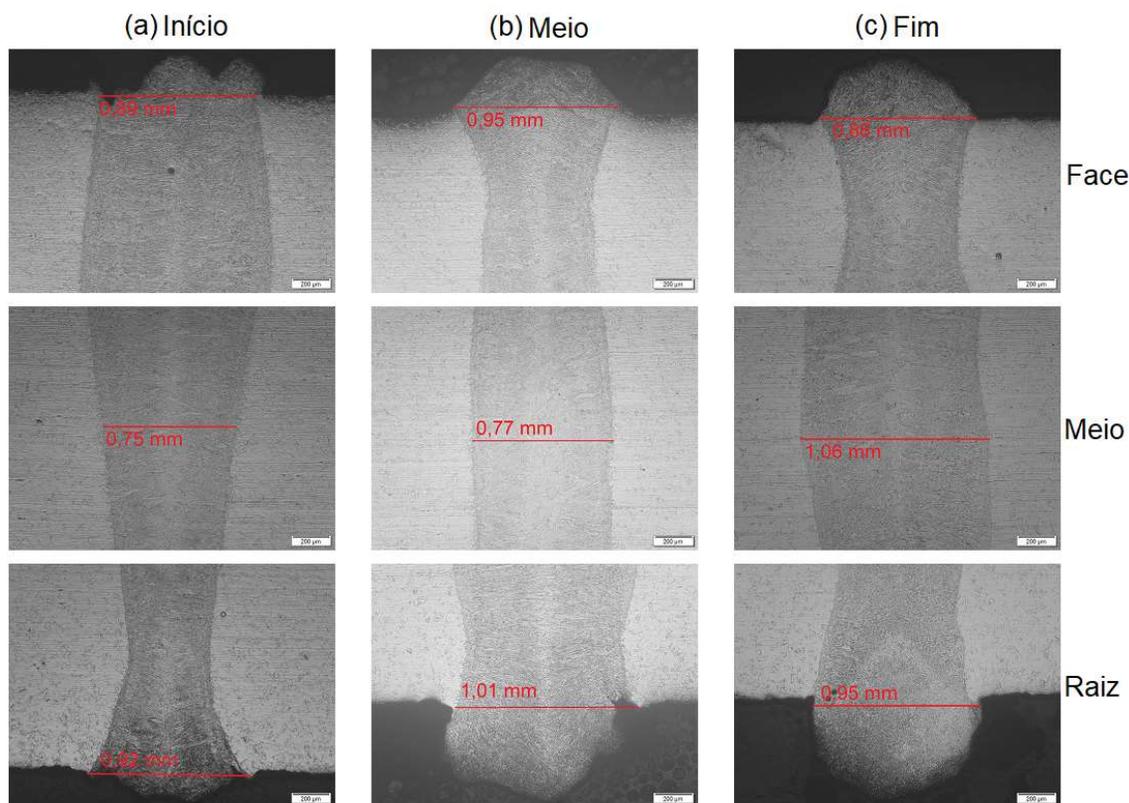
## 4.2.3 ANÁLISES MICROESTRUTURAIS DAS AMOSTRAS DEFINITIVAS

### 4.2.3.1 MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

Foram realizadas análises via MO em baixo aumento (50 x) na espessura das chapas, analisando o início, meio e fim do comprimento dos cordões de solda, com o intuito de investigar a qualidade das soldas ao longo de sua extensão, analisando os formatos e dimensões da ZF. As amostras foram preparadas metalograficamente conforme diagrama esquemático da Figura 3.10 e parâmetros apresentadas na Tabela 3.8, da subseção 3.3.3.1.2 deste trabalho.

#### 4.2.3.1.1 AMOSTRA D-CR SOLDADA

As micrografias das partes (início, meio e fim) do comprimento da solda 1 da amostra D-CR são apresentadas na Figura 4.30. Todos os pontos analisados ao longo do comprimento da solda apresentaram formato do modo *keyhole*, com formatos simétricos em toda a extensão, com pequenas variações de largura da ZF, como indicado nas micrografias e na Tabela 4.7. A maior diferença foi no meio da espessura do fim do cordão de solda, quando comparado com as partes início e meio, uma variação não significativa de 0,31 mm e 0,29 mm, respectivamente. As raízes da solda, em toda sua extensão, exibiram descontinuidades como furos e penetração excessiva, que pode ter sido ocasionado por um excesso de entrada de calor. Talvez, a diminuição da potência seja necessária para evitar esse tipo de descontinuidade na raiz da solda, ou aumentar um pouco mais a velocidade de soldagem. Contudo, nenhum defeito como porosidades e trincas internas foi observado.



**Figura 4.30** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 2000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-CR-S1I, (b) D-CR-S1M e (c) D-CR-S1F.

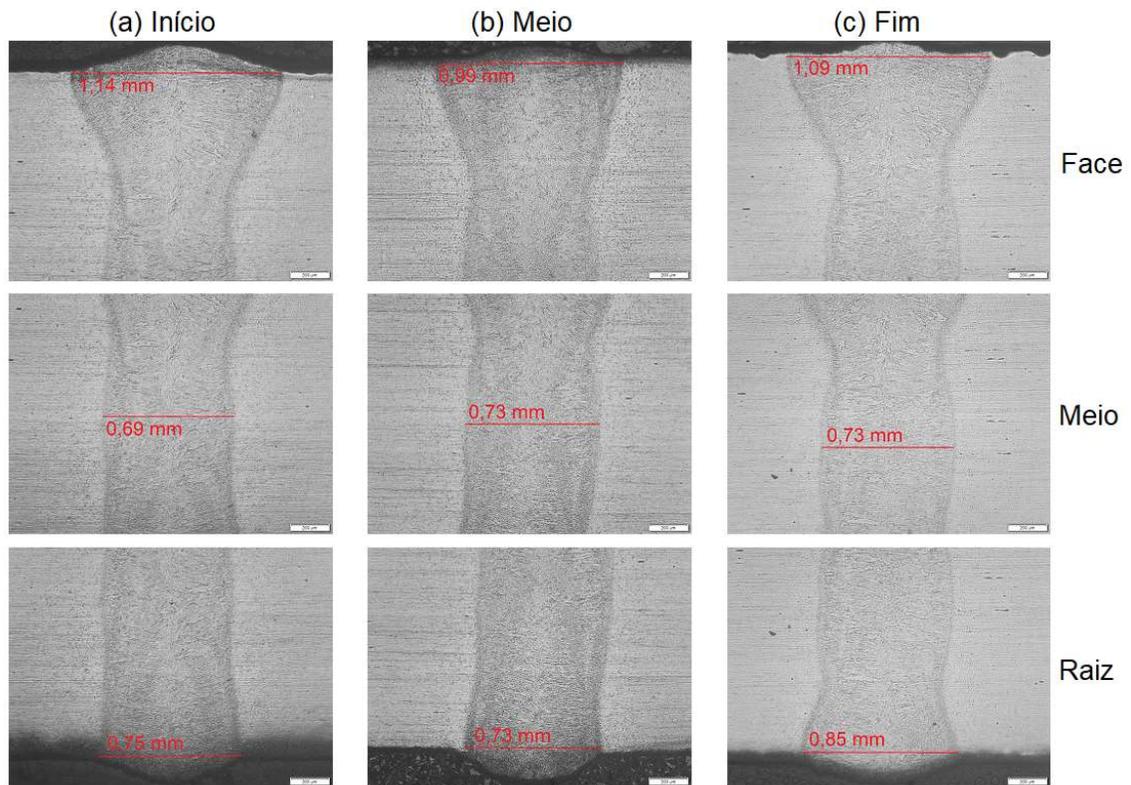
**Tabela 4.7** Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão de solda da amostra D-CR-S1 (1000 mm/min e 2000 W).

Partes da solda	Amostras / Posições ao longo do cordão		
	D-CR-S1I	D-CR-S1M	D-CR-S1F
Face	0,89	0,95	0,88
Meio	0,75	0,77	1,06
Raiz	0,92	1,01	0,95

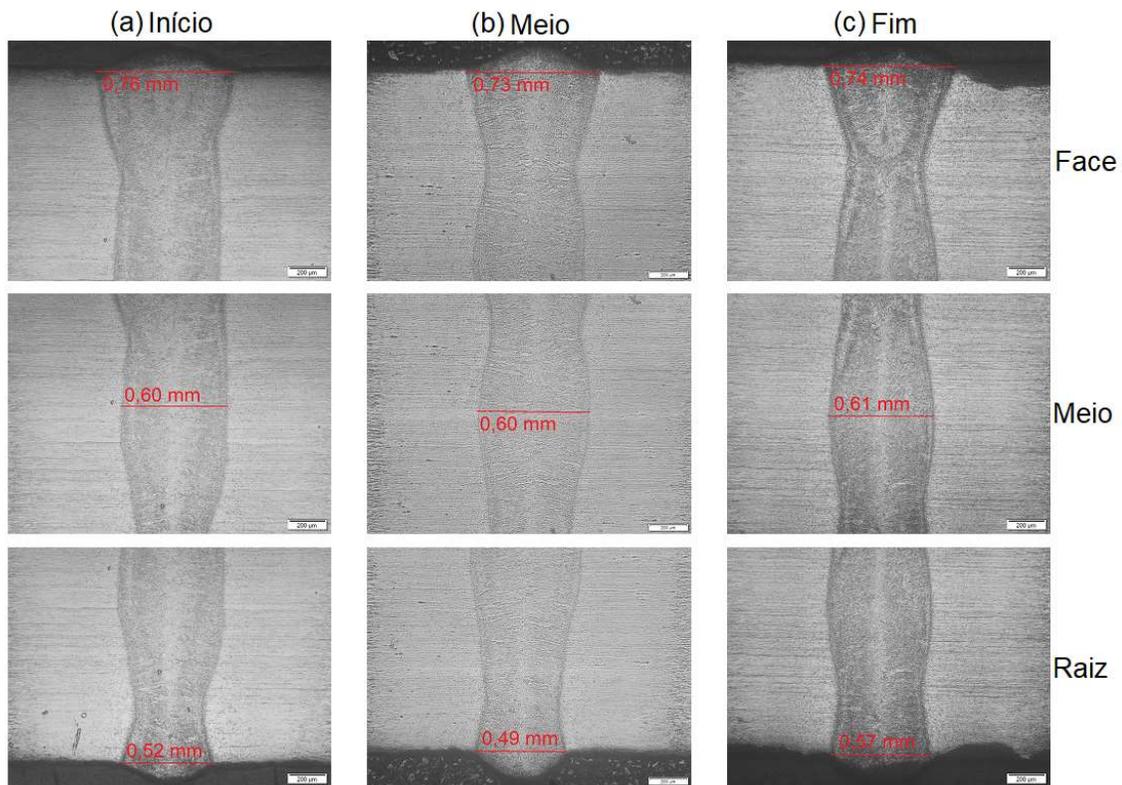
#### 4.2.3.1.2 AMOSTRA D-1LF SOLDADA

As micrografias via MO dos distintos pontos ao longo do comprimento dos cordões de solda (início, meio e fim) resultantes dos testes 1, 2 e 3 e assim associados as amostras D-1LF-S1 (1000 mm/min e 1000 W), D-1LF-S2 (1500 mm/min e 1000 W) e D-1LF-S3 (1250 mm/min e 1000 W) estão exibidas nas Figuras de 4.31 a 4.33, na devida ordem. Os pontos selecionados para análise ao longo do cordão apresentaram formatos semelhantes, no modo *keyhole*, de formas essencialmente simétricas. Não foi observada presença de trincas, porosidades ou falta

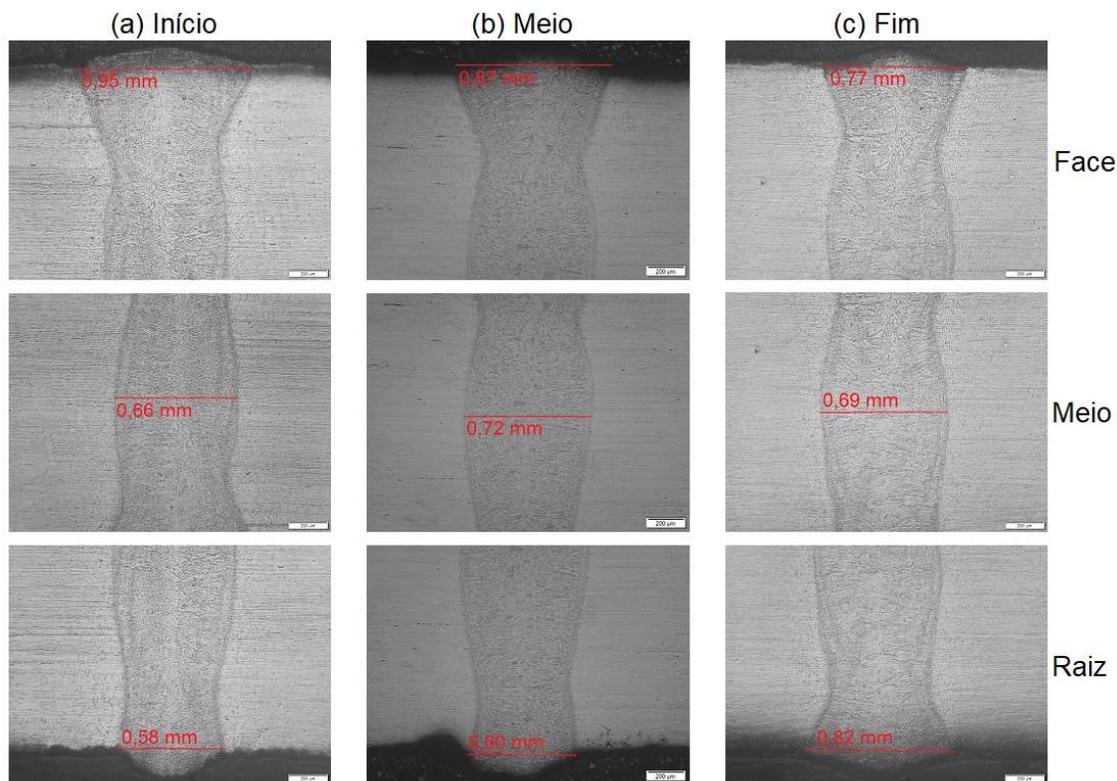
de fusão. Como também, a diferença nas dimensões das faces, meios e raízes da solda entre as partes de cada amostra não foi significativa, conforme pode ser melhor analisado na Tabela 4.8.



**Figura 4.31** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1LF-S1I, (b) D-1LF-S1M e (c) D-1LF-S1F.



**Figura 4.32** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1LF-S2I, (b) D-1LF-S2M e (c) D-1LF-S2F.



**Figura 4.33** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1LF-S3I, (b) D-1LF-S3M e (c) D-1LF-S3F.

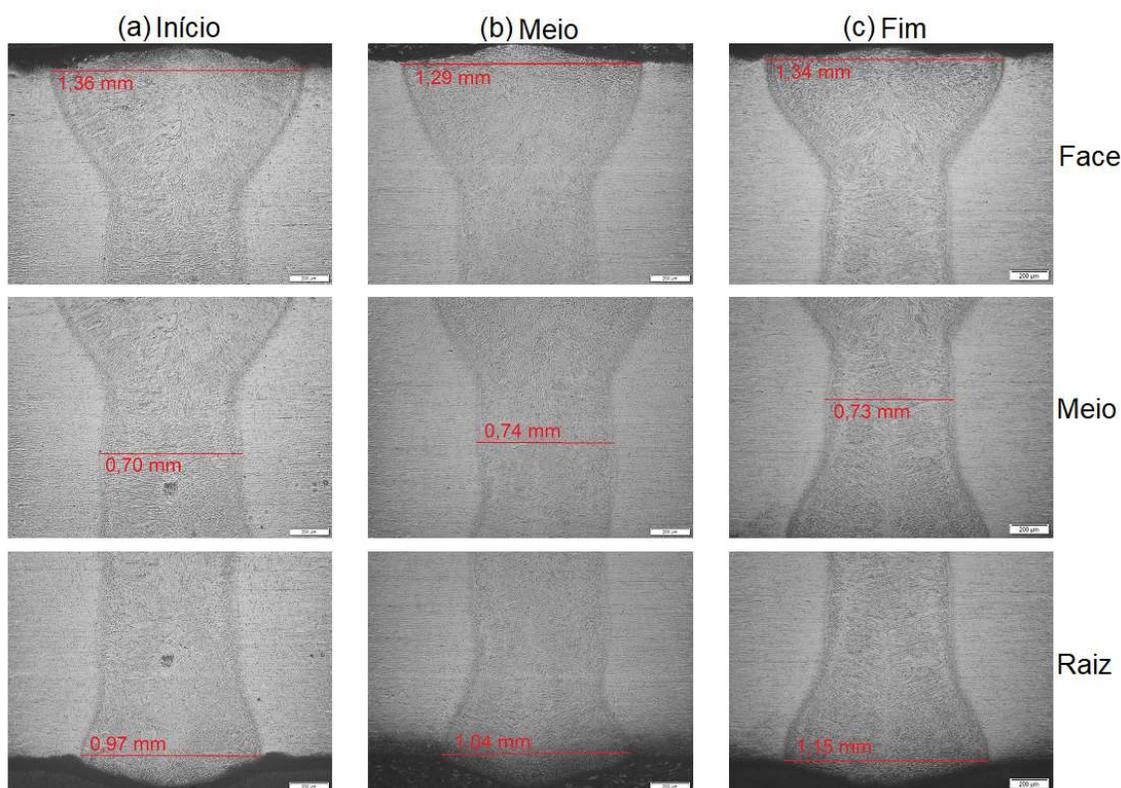
**Tabela 4.8** Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-1LF para os testes 1 (1000 mm/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 1000 W.

Partes da solda	Amostras/ Posições ao longo do cordão								
	Início			Meio			Fim		
	D-1LF-S1	D-1LF-S2	D-1LF-S3	D-1LF-S1	D-1LF-S2	D-1LF-S3	D-1LF-S1	D-1LF-S2	D-1LF-S3
Face	1,14	0,76	0,95	0,99	0,73	0,87	1,09	0,74	0,77
Meio	0,69	0,60	0,66	0,73	0,60	0,72	0,73	0,61	0,69
Raiz	0,75	0,52	0,58	0,73	0,49	0,60	0,85	0,57	0,82

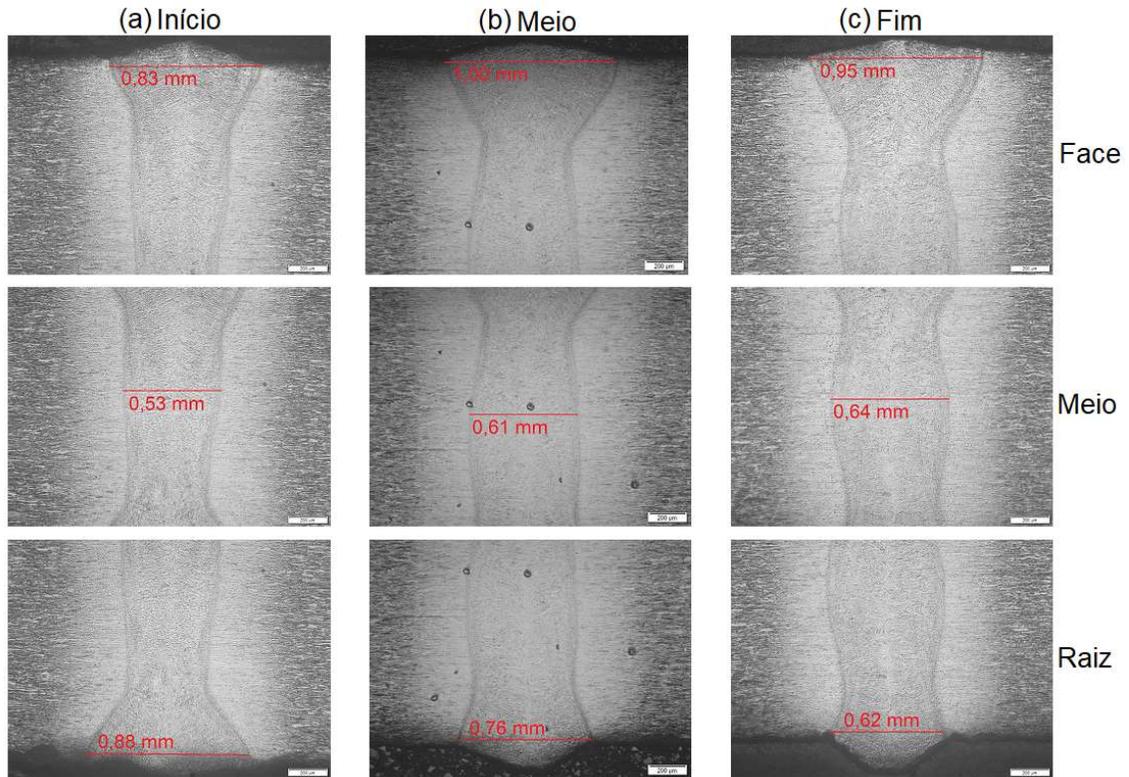
A solda 2 (1500 mm/min e 1000 W) foi a que alcançou menores larguras de ZF dentre as três soldas selecionadas, para todas as amostras D-1LF, que pode ter sido consequência da maior velocidade de soldagem utilizada, provocando maior taxa de resfriamento da poça de fusão e, conseqüentemente, uma ZF mais estreita (EL-BATAHGY, 2012; LIPPOLD, 2015).

## 4.2.3.1.3 AMOSTRA D-1RR SOLDADA

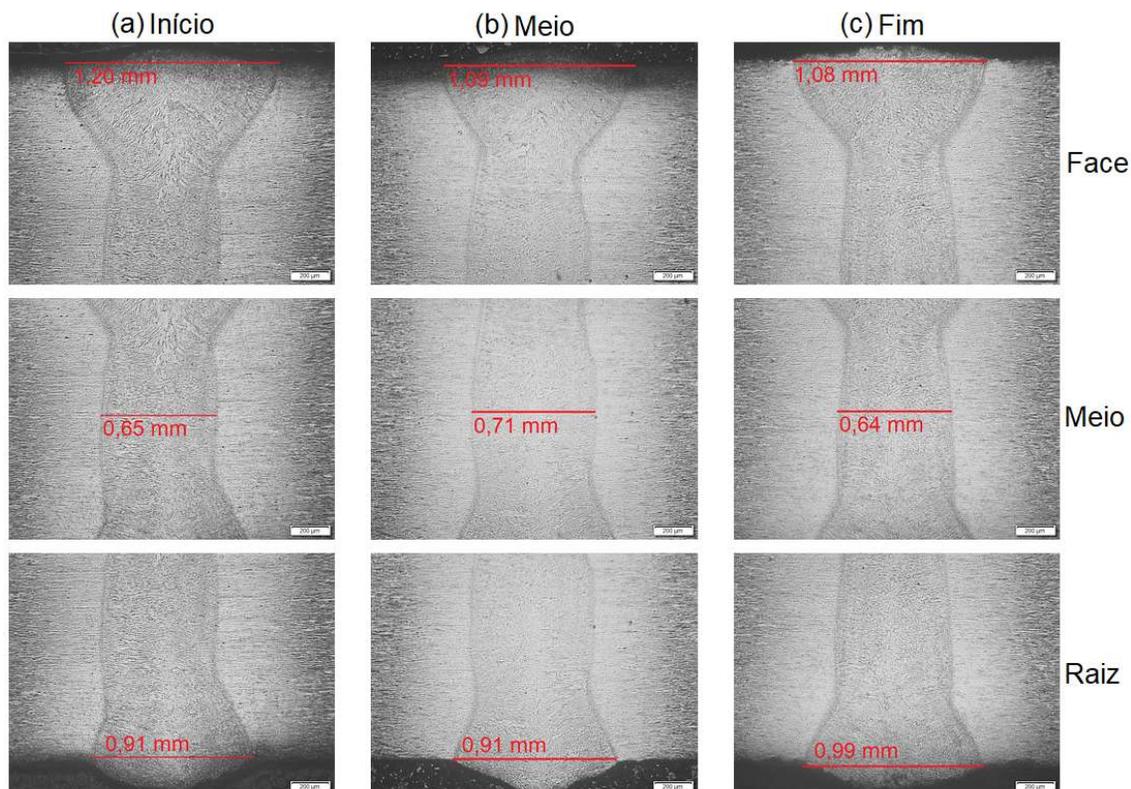
Nas Figuras de 4.34 a 4.36 são apresentadas as micrografias via MO dos pontos distintos selecionados ao longo do comprimento das soldas das amostras D-1RR-S1, D-1RR-S2 e D-1RR-S3, respectivamente. Todas apresentaram soldas no formato *keyhole*, com simetria e sem presença de defeitos de soldagem aparente. Os pontos escuros presentes em algumas micrografias são pites ocasionados pelo ataque eletrolítico com ácido oxálico. A diferença das larguras das face, meio e fim entre as partes da mesma amostra são décimos de milímetros, o que não é muito significativo, como pode ser visto através das marcações nas micrografias e nos valores listados na Tabela 4.9, onde a solda 2 também foi a que obteve menores larguras da ZF.



**Figura 4.34** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1RR-S1I, (b) D-1RR-S1M e (c) D-1RR-S1F.



**Figura 4.35** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1RR-S2I, (b) D-1RR-S2M e (c) D-1RR-S2F.



**Figura 4.36** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 1000 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-1RR-S3I, (b) D-1RR-S3M e (c) D-1RR-S3F.

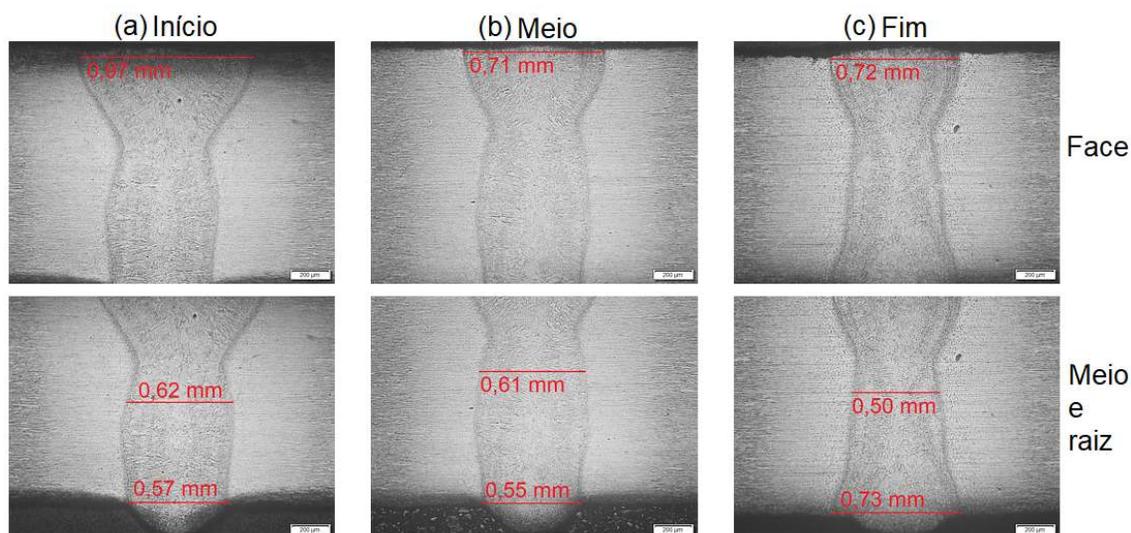
**Tabela 4.9** Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-1RR para os testes 1 (1000 mm/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 1000 W.

Partes da solda	Amostras/ Posições ao longo do cordão								
	Início			Meio			Fim		
	D-1RR-S1	D-1RR-S2	D-1RR-S3	D-1RR-S1	D-1RR-S2	D-1RR-S3	D-1RR-S1	D-1RR-S2	D-1RR-S3
Face	1,36	0,83	1,20	1,29	1,00	1,09	1,34	0,95	1,08
Meio	0,70	0,53	0,65	0,74	0,61	0,71	0,73	0,64	0,64
Raiz	0,97	0,88	0,91	1,04	0,76	0,91	1,15	0,62	0,99

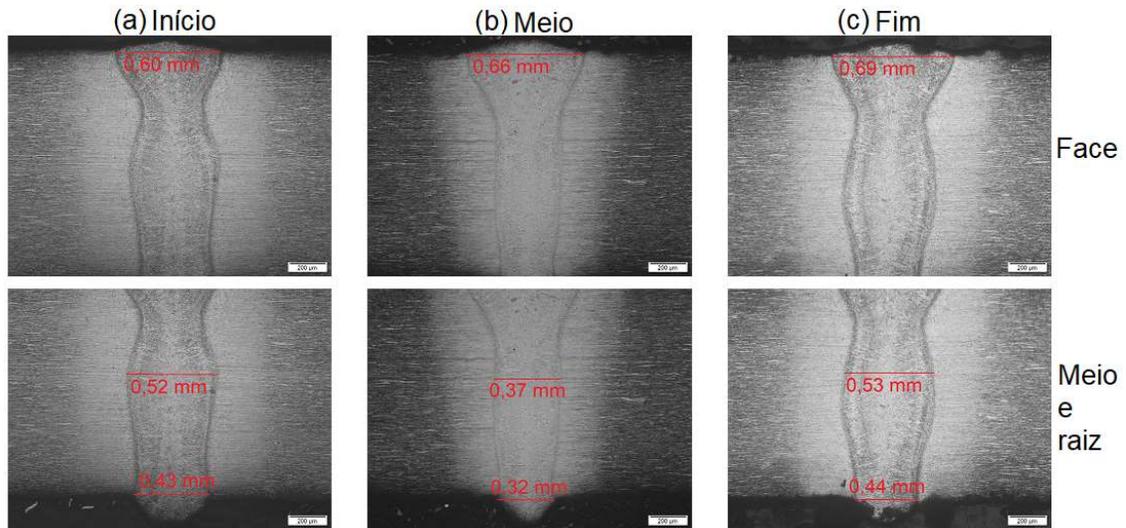
#### 4.2.3.1.4 AMOSTRA D-2LF SOLDADA

As micrografias coletadas ao longo de distintos pontos do comprimento dos cordões de solda das amostras D-2LF-S1, D-2LF-S2 e D-2LF-S3 são exibidas nas Figuras 4.37 a 4.39, nessa ordem. Também apresentaram formato simétrico no modo *keyhole*, sem presença de

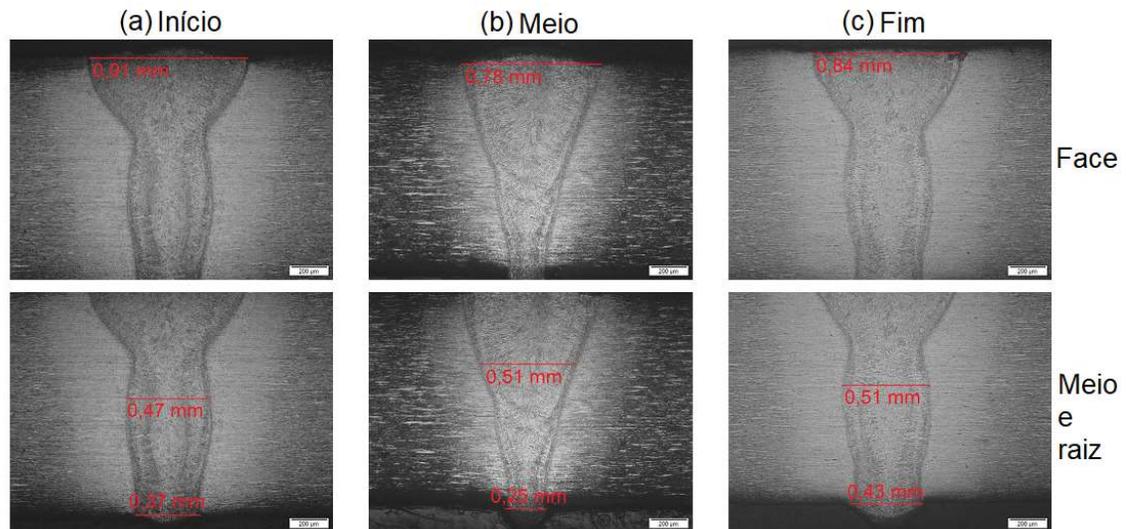
defeitos de soldagem. As medições das larguras das partes das amostras estão descritas nas micrografias e listadas na Tabela 4.10, onde as diferenças entre elas, quando comparadas na mesma amostra, também foi insignificante e, basicamente, a solda resultante do teste 2 (1500 mm/min e 500 W) também foi a que alcançou menores larguras de ZF, sendo importante salientar que a espessura da amostra do D-2LF é de 1,3 mm, ou seja, superior à da amostra P-2LF de 1,0 mm, mas que a manutenção dos parâmetros de soldagem não causou danos a qualidade da solda em termos de penetração (Figura 4.38 e Figura 4.16) e da forma simétrica no modo *keyhole*. Apenas, como esperado, causou uma pequena redução nas dimensões de face, meio e raiz na posição do meio do comprimento do cordão de solda (Tabela 4.10 e Tabela 4.3), pelo incremento da espessura soldada com os mesmos parâmetros de soldagem e frações de fases distintas.



**Figura 4.37** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2LF-S1I, (b) D-2LF-S1M e (c) D-2LF-S1F.



**Figura 4.38** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2LF-S2I, (b) D-2LF-S2M e (c) D-2LF-S2F.



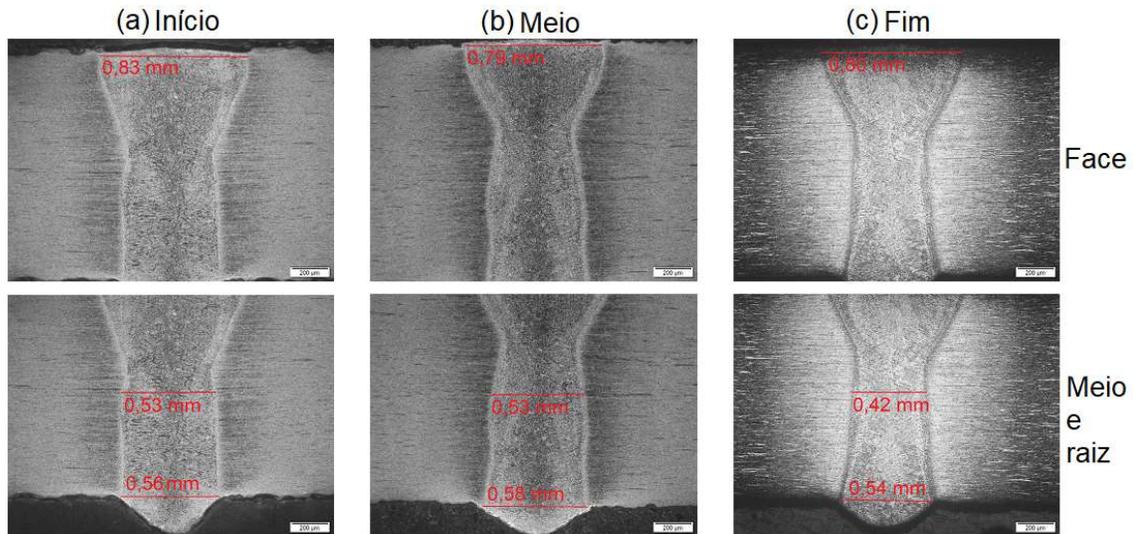
**Figura 4.39** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2LF-S3I, (b) D-2LF-S3M e (c) D-2LF-S3F.

**Tabela 4.10** Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-2LF para os testes 1 (1000 min/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 500 W.

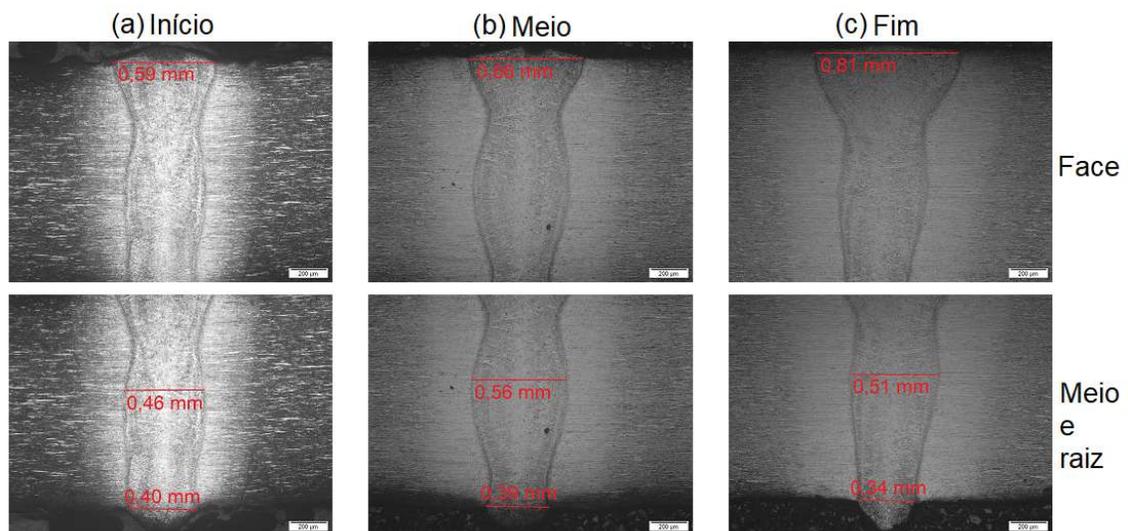
Partes da solda	Amostras/ Posições ao longo do cordão								
	Início			Meio			Fim		
	D-2LF-S1	D-2LF-S2	D-2LF-S3	D-2LF-S1	D-2LF-S2	D-2LF-S3	D-2LF-S1	D-2LF-S2	D-2LF-S3
Face	0,97	0,60	0,91	0,71	0,66	0,78	0,72	0,69	0,84
Meio	0,62	0,52	0,47	0,61	0,37	0,51	0,50	0,53	0,51
Raiz	0,57	0,43	0,37	0,55	0,32	0,25	0,73	0,44	0,43

#### 4.2.3.1.5 AMOSTRA D-2RR SOLDADA

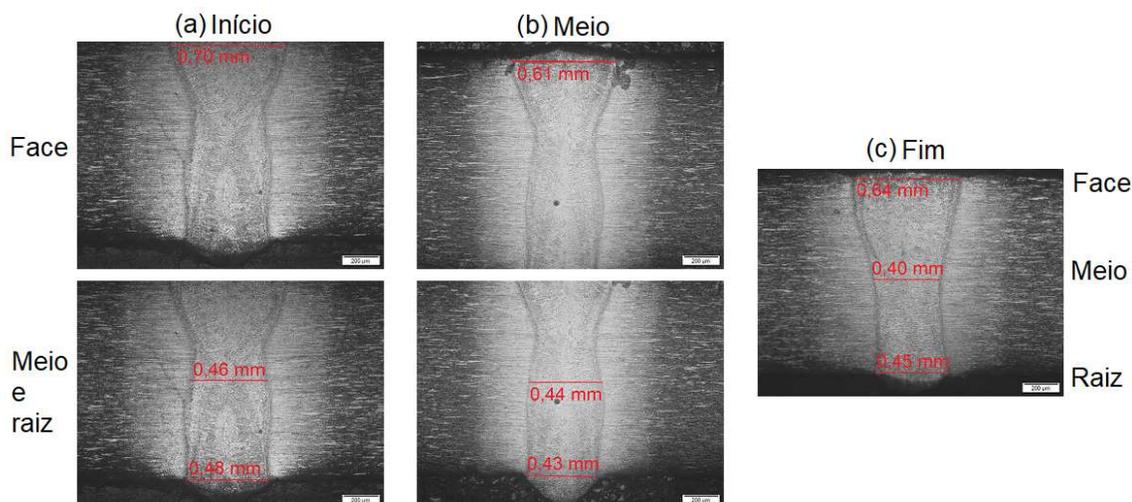
As micrografias coletadas ao longo de distintos pontos do comprimento dos cordões de solda das amostras D-2RR-S1, D-2RR-S2 e D-2RR-S3 também apresentaram soldas de forma simétrica no modo *keyhole*, sem defeitos de solda, diferenças não significativas entre as partes, como visto nas Figuras 4.40 a 4.42, nessa ordem, e Tabela 4.11, onde as menores larguras de ZF também foram alcançadas pela solda executada conforme parâmetros do teste 2 (1500 mm/min e 500 W), sendo importante salientar que a espessura da amostra do D-2RR é de 1,3 mm, ou seja, superior a da amostra P-2RR de 1,0 mm, mas que a manutenção dos parâmetros de soldagem não causou danos a qualidade da solda em termos de penetração (Figura 4.17 e Figura 4.41) e da forma simétrica no modo *keyhole*. Apenas, como esperado, causou uma pequena redução nas dimensões de face e raiz e aumento na dimensão meio na posição do meio do comprimento do cordão de solda (Tabela 4.4 e Tabela 4.11), pelo incremento da espessura soldada com os mesmos parâmetros de soldagem e frações de fases semelhantes.



**Figura 4.40** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2RR-S1I, (b) D-2RR-S1M e (c) D-2RR-S1F.



**Figura 4.41** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2RR-S2I, (b) D-2RR-S2M e (c) D-2RR-S2F.



**Figura 4.42** Aspecto microestrutural da solda proveniente do teste 3 (1250 mm/min e 500 W) obtidos via MO em regiões da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo do cordão: (a) D-2RR-S3I, (b) D-2RR-S3M e (c) D-2RR-S3F.

**Tabela 4.11** Larguras (mm) da face, meio e raiz em pontos distintos ao longo dos cordões de solda da amostra D-2RR para os testes 1 (1000 mm/min), 2 (1500 mm/min) e 3 (1250 mm/min) executados com 500 W.

Partes da solda	Amostras/ Posições ao longo do cordão								
	Início			Meio			Fim		
	D-2RR-S1	D-2RR-S2	D-2RR-S3	D-2RR-S1	D-2RR-S2	D-2RR-S3	D-2RR-S1	D-2RR-S2	D-2RR-S3
Face	0,83	0,59	0,70	0,79	0,66	0,61	0,80	0,81	0,64
Meio	0,53	0,46	0,46	0,53	0,56	0,44	0,42	0,51	0,40
Raiz	0,56	0,40	0,48	0,58	0,39	0,43	0,54	0,34	0,45

#### 4.2.3.1.6 CONSIDERAÇÕES FINAIS – TESTES DEFINITIVOS

Como visto pelas micrografias via MO de todas as amostras, a solda 1 da amostra D-CR e todas as três soldas das amostras com tratamento termomecânico alcançaram penetração total, sem porosidades ou trincas. As diferenças de largura da ZF entre as três soldas das amostras D-1LF, D-1RR, D-2LF e D-2RR não foram tão significativas. Com isso, optou-se por dar seguimento nas outras análises somente nas amostras que foram soldadas com a solda executada sob condições dos parâmetros do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W para D-1LF e D-1RR, e 1500 mm/min e 500 W para D-2LF e D-2RR), uma vez que foi a que obteve as menores dimensões, com exceção da D-CR, em que a solda 1 (1000 mm/min e 2000 W) foi a selecionada

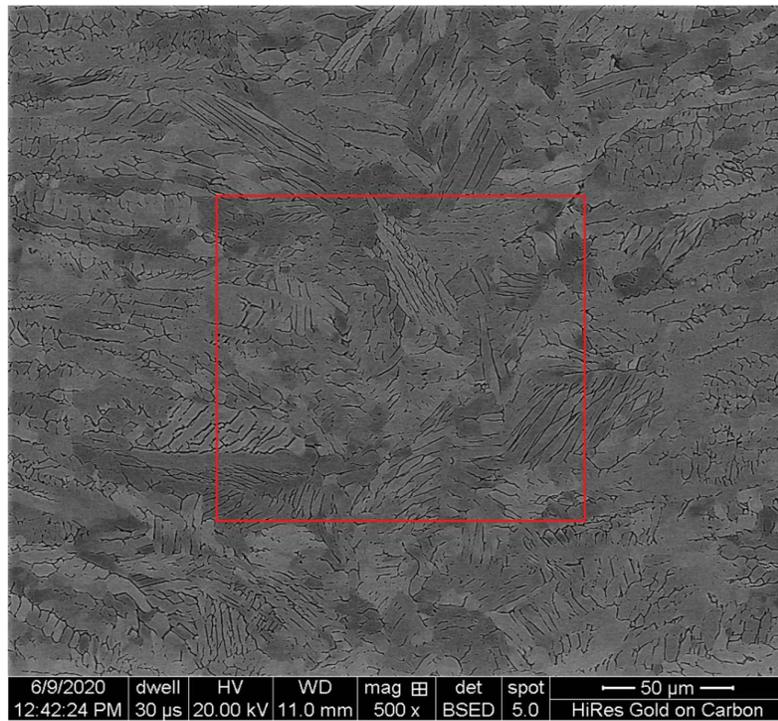
através dos testes preliminares, em função das demais condições testadas não terem promovido a completa penetração.

#### 4.2.3.2 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As micrografias obtidas via MEV foram realizadas ao longo da espessura da seção transversal de corte solda proveniente do teste 1 (1000 mm/min e 2000 W) da CR e das amostras tratadas termomecanicamente soldadas pela solda proveniente do teste 2 (1500 mm/min e 500 W – D-1LF e D-1RR, e 1500 mm/min e 500 W – D-2LF e D-2RR), selecionando amostras do meio do comprimento dos cordões de solda. O intuito da análise via MEV foi observar com mais detalhes as microestruturas das regiões da solda (ZF, ZTA e MB), fazendo uma comparação dessas regiões entre as amostras, onde foi utilizado o detector de elétrons retroespalhados (BSE) em função da preparação prévia das amostras, conforme o diagrama esquemático da Figura 3.10 e parâmetros adotados na Tabela 3.8, do capítulo 3 de Materiais e Métodos. Conforme mencionado anteriormente no capítulo 3, foram feitas micrografias das amostras somente polidas e também atacadas, pois para as regiões de MB e ZTA a melhor qualidade foi obtida com as amostras polidas, em tensão baixa (10 kV), e para revelar as dendritas da ZF foi necessário realizar o ataque eletrolítico, utilizando uma tensão maior (20 kV).

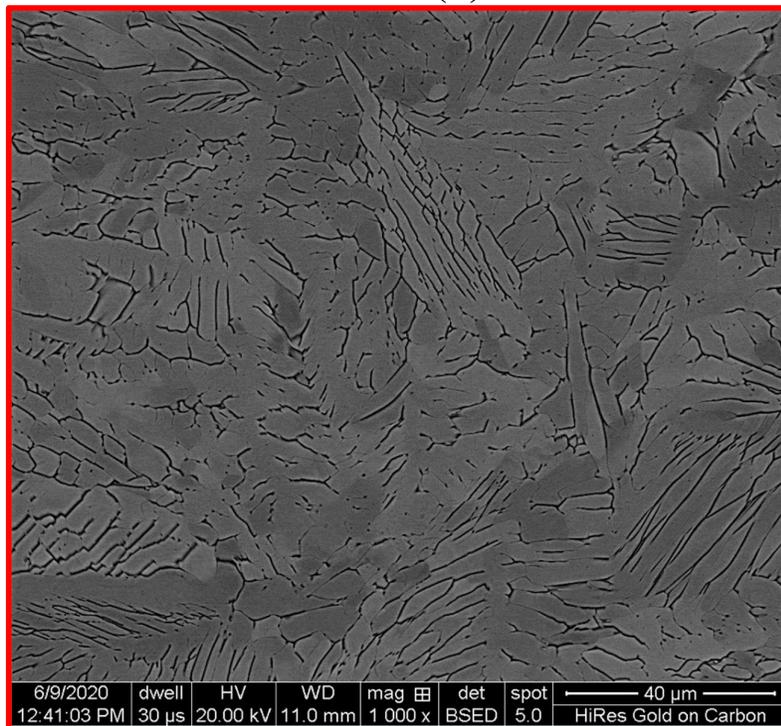
##### 4.2.3.2.1 ZONA DE FUSÃO (ZF)

Nas Figuras 4.43 a 4.47 são exibidas as micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na zona de fusão das amostras D-CR-S1M, D-1LF-S2M, D-1RR-S2M, D-2LF-S2M e D-2RR-S2M, nessa ordem, com aumentos iguais a 500 x e 1000 x.



↓DN

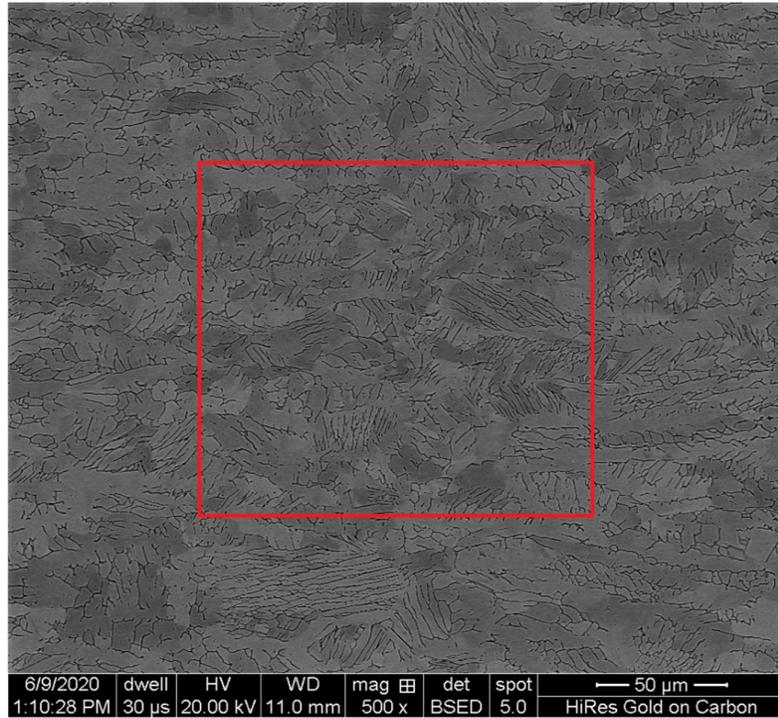
(a)



↓DN

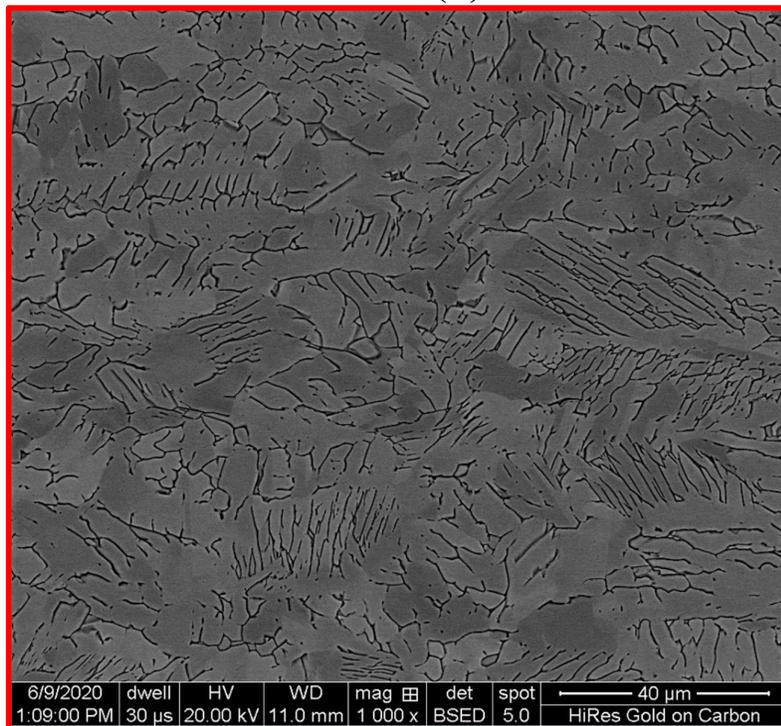
(b)

**Figura 4.43** Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-CR-SIM com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x.



↓DN

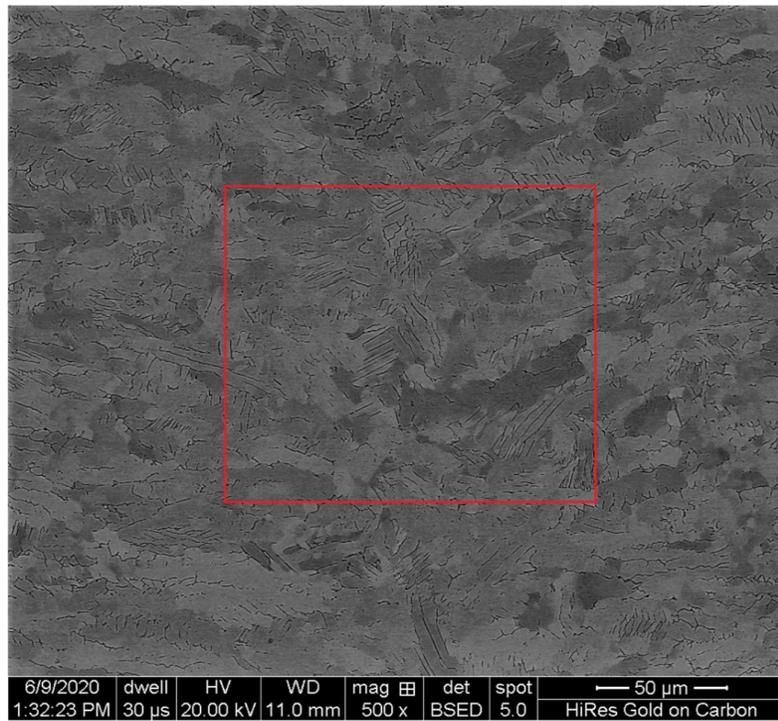
(a)



↓DN

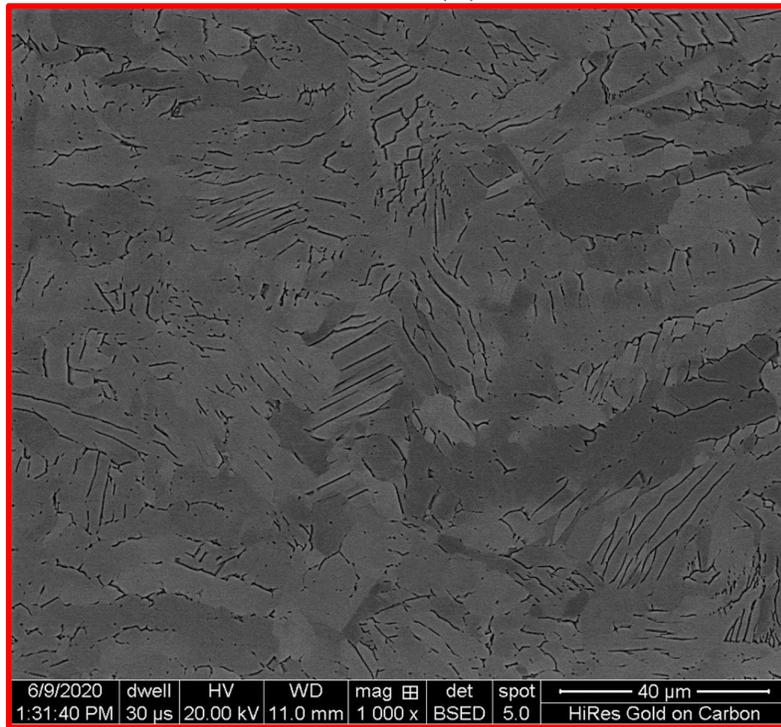
(b)

**Figura 4.44** Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-1LF-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x.



↓DN

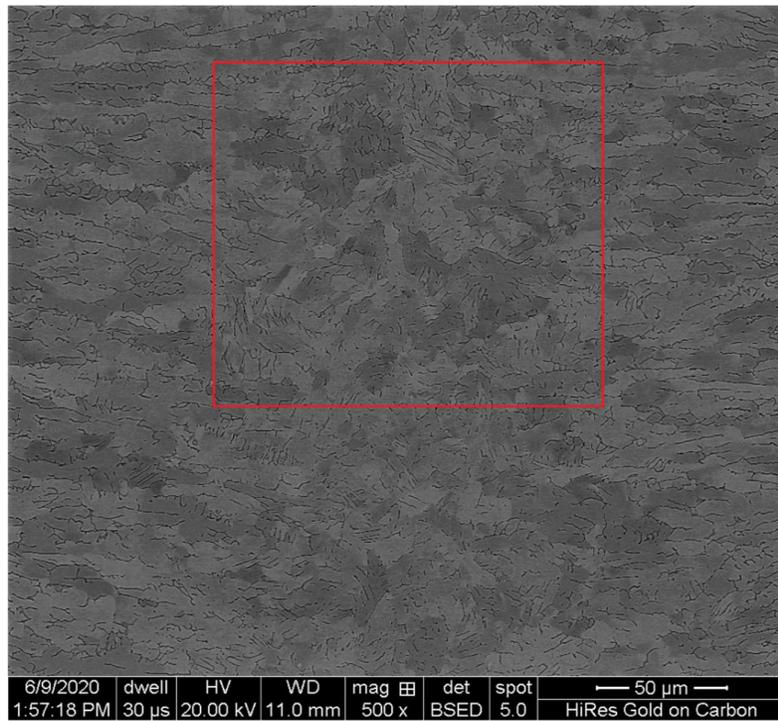
(a)



↓DN

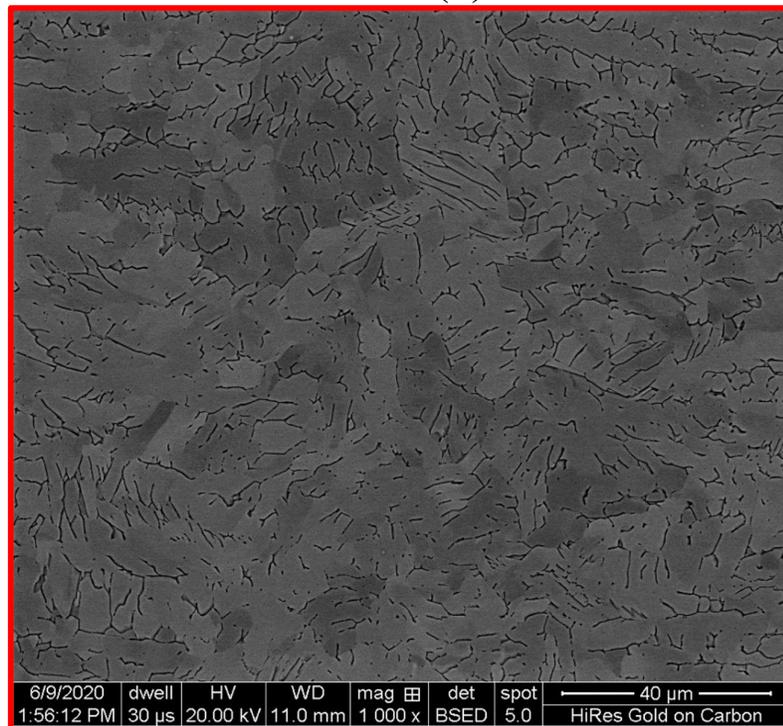
(b)

**Figura 4.45** Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-1RR-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x.



↓DN

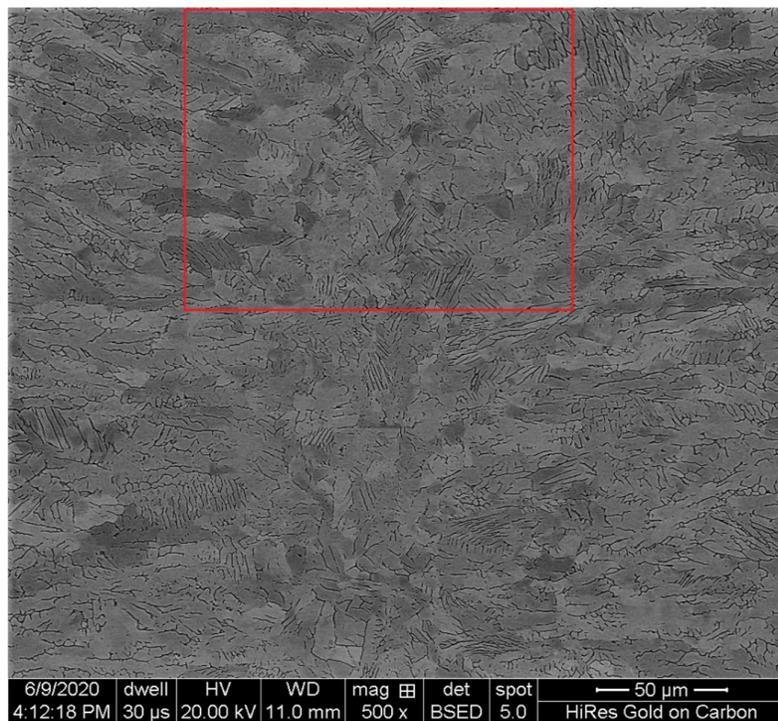
(a)



↓DN

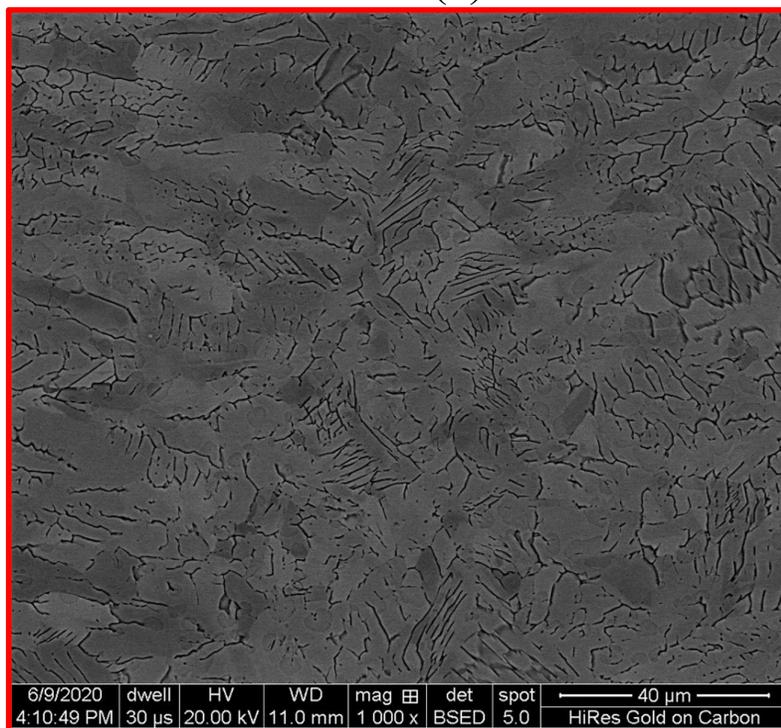
(b)

**Figura 4.46** Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-2LF-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x.



↓DN

(a)



↓DN

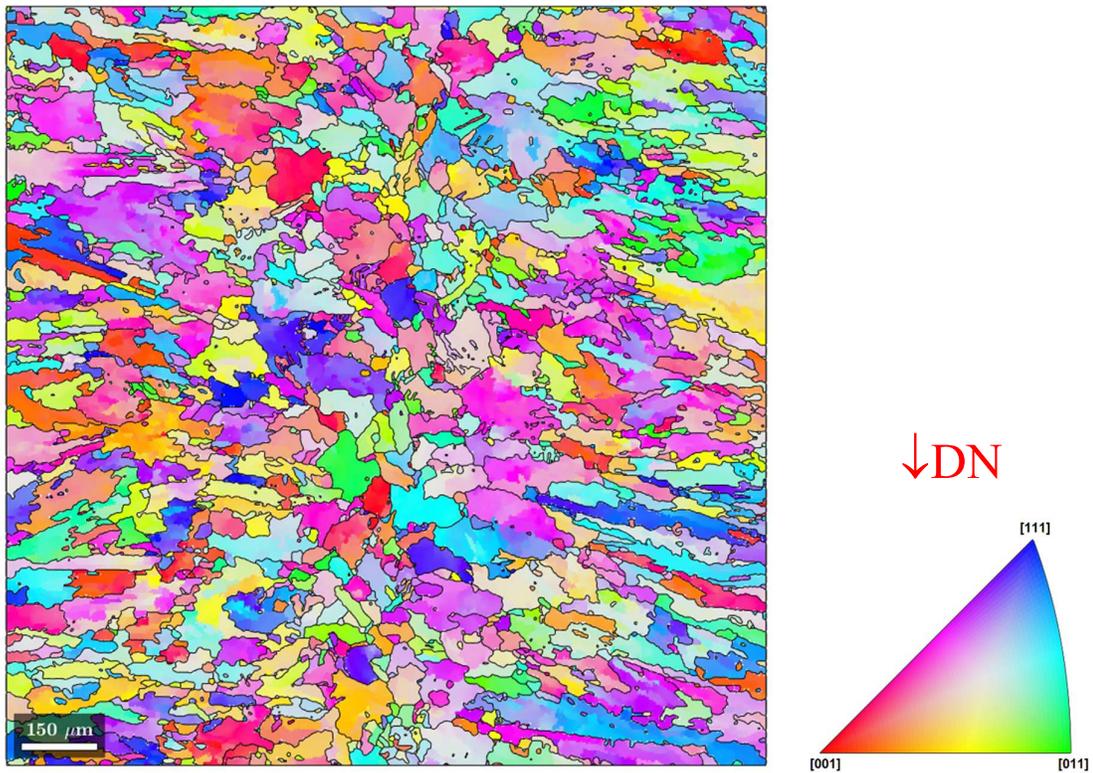
(b)

**Figura 4.47** Micrografias obtidas via MEV do centro espessura e largura localizada na ZF da amostra D-2RR-S2M com aumentos iguais a: (a) 500 x e (b) 1000 x.

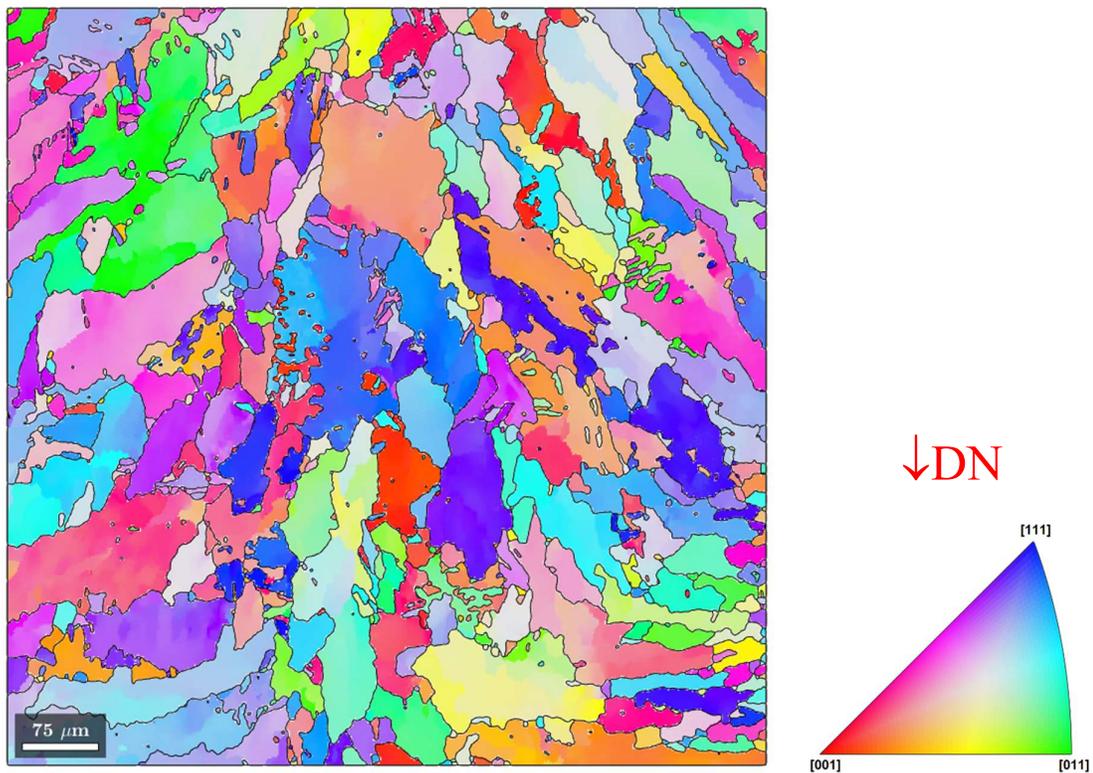
As microestruturas na zona de fusão, de todas as condições soldadas, apresentam aspectos semelhantes que se destacam principalmente por dendritas que crescem ao longo do sentido do gradiente de temperatura máxima de forma perpendicular à linha central da zona de fusão, típico de soldagem de alta potência (ALALI, TODD e WYNNE, 2017; JUNG *et al.*, 2020; LIU *et al.*, 2018).

Tendo em vista que a constituição da ZF das amostras recozidas e somente laminadas de mesma espessura terão características semelhantes e que o objetivo do trabalho concentra-se em avaliar o efeito da solda nas propriedades mecânicas nas condições recozidas, a partir deste ponto, as caracterizações se concentraram somente na amostra CR e amostras recozidas (D-1RR e D-2RR).

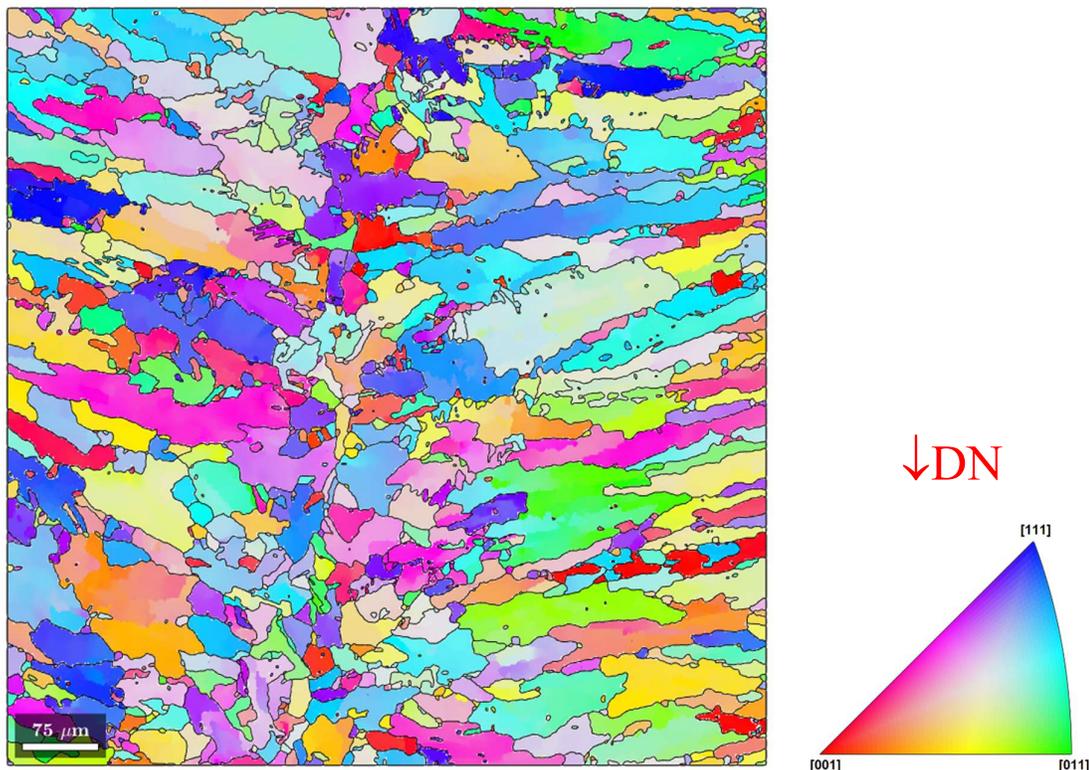
É possível observar, sobretudo nos mapas das imagens de orientação dos grãos gerados a partir dos dados coletados pelo detector de EBSD das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M (Figuras 4.48 a 4.50, respectivamente), um refinamento microestrutural na estrutura em geral em função da redução da espessura das chapas soldadas (D-CR, D-1RR e D-2RR, nesta ordem), como também, que na linha central do centro da ZF há indícios de alguns poucos grãos com morfologia distinta, contudo é necessário realizar análise microestrutural/microtextural na linha de solda, particularmente ao plano da chapa, para confirmar se tal morfologia é axial ou equiaxial, visto que grãos axiais ao serem observados somente na região com corte na espessura, transversal à linha de solda, resulta na falsa evidência de grãos equiaxiais. A formação de grãos equiaxiais e a não formação de uma linha central no meio da ZF é favorável por reduzir a microsegregação de componentes que poderiam contribuir com a redução das propriedades mecânicas e resistência à corrosão (ALALI, TODD e WYNNE, 2017; LIU *et al.*, 2018). Além de garantir melhor resistência à propagação de trincas, uma vez que a formação da linha central em determinadas soldas atua como concentrações de tensões residuais (KOU, 2003; HUNZIKER, DYE e REED, 2000; KANNATEY-ASIBU JR. 2009).



**Figura 4.48** Mapa de imagem de orientação do grão, com aumento de 200 x, obtido pela análise EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, no meio da largura e espessura da ZF da amostra D-CR-S1M e seu respectivo IPF de referência da estrutura CFC.



**Figura 4.49** Mapa de imagem de orientação do grão, com aumento de 400 x, obtido pela análise EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, no meio da largura e espessura da ZF da amostra D-1RR-S2M e seu respectivo IPF de referência da estrutura CFC.

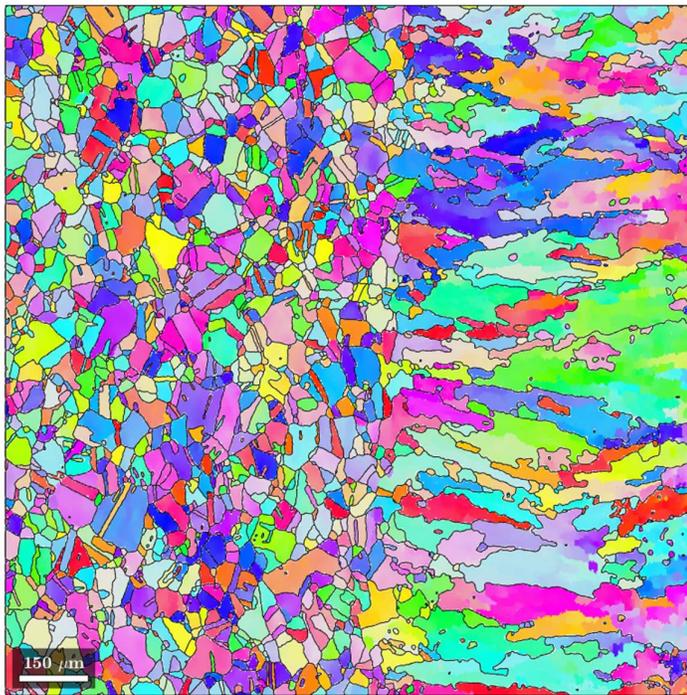


**Figura 4.50** Mapa de imagem de orientação do grão, com aumento de 400 x, obtido pela análise EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, no meio da largura e espessura da ZF da amostra D-2RR-S2M e seu respectivo IPF de referência da estrutura CFC.

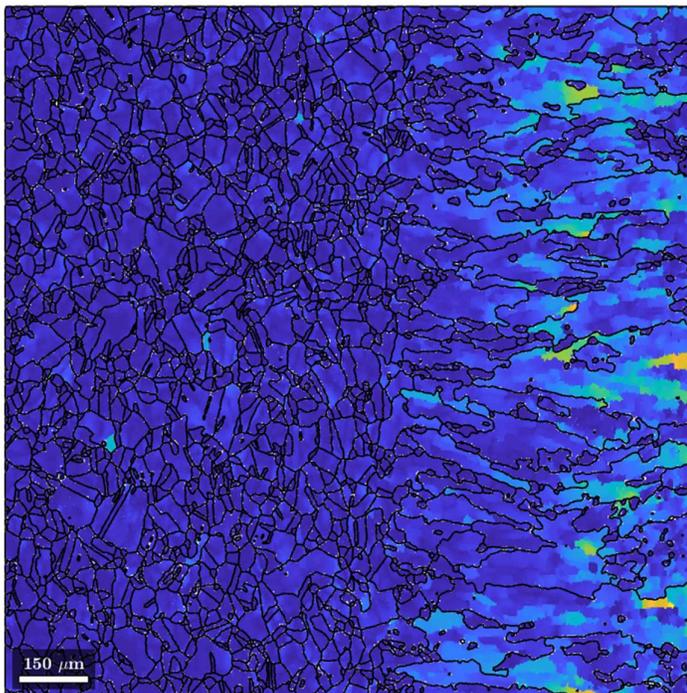
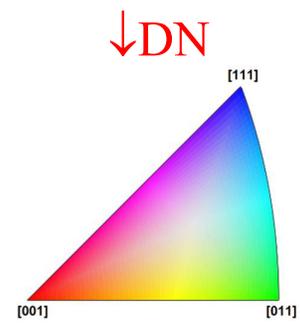
Face as semelhanças em termos de presença de grãos equiaxiais, e diferenças, em termos de refinamento microestrutural da estrutura de grãos, na região mais central da zona fundida para distintas condições estruturais soldadas, buscou-se também observa o ponto de partida da formação da zona fundida, ou seja, a interface da ZF e ZTA, com auxílio da técnica de EBSD.

Com base nos mapas de imagem de orientação de grãos apresentados nas Figuras 4.51 a 4.53, observa-se que os grãos colunares da ZF (à direita das imagens) apresentam a mesma orientação dos supostos grãos equiaxiais presentes no limite entre a ZTA e ZF (no centro das imagens), indicando o crescimento por fenômeno de epitaxia (SHI *et al.*, 2018; KOU, 2003) em grãos colunares nesta interface, em que algumas orientações prevalecem em detrimento do desaparecimento de outras, mas que o número de campos analisado por amostras não permite inferir quantitativamente nestas orientações que se prevalecem. Mas pode-se inferir, com base em dados da literatura (FLEMINGS, 1974; KOU, 2003) que após dado o crescimento por epitaxia dá-se início ao mecanismo de crescimento competitivo em direção ao maior gradiente de temperatura, direção de fácil crescimento, até o meio da ZF. Por isso os grãos colunares possuem tamanhos diferentes com alguns desvios de orientação, ou seja, misorientações, dentro

da zona fundida, como pode ser visto nos mapas de orientações e misorientações, respectivamente, apresentados nas Figuras 4.51 a 4.53 das amostras D-CR-S1M (com aumento igual a 200 x), D-1RR-S2M e D-2RR-S2M (com aumento igual a 400 x), nessa ordem.

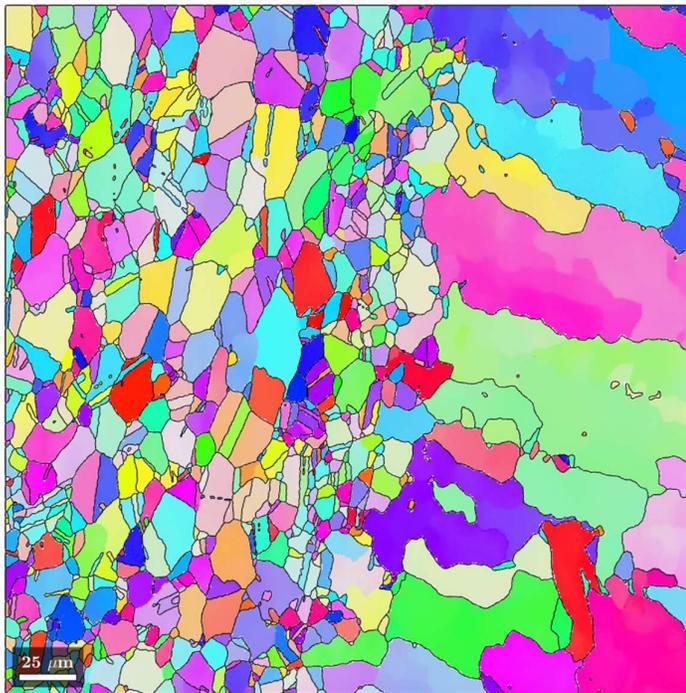


(a)

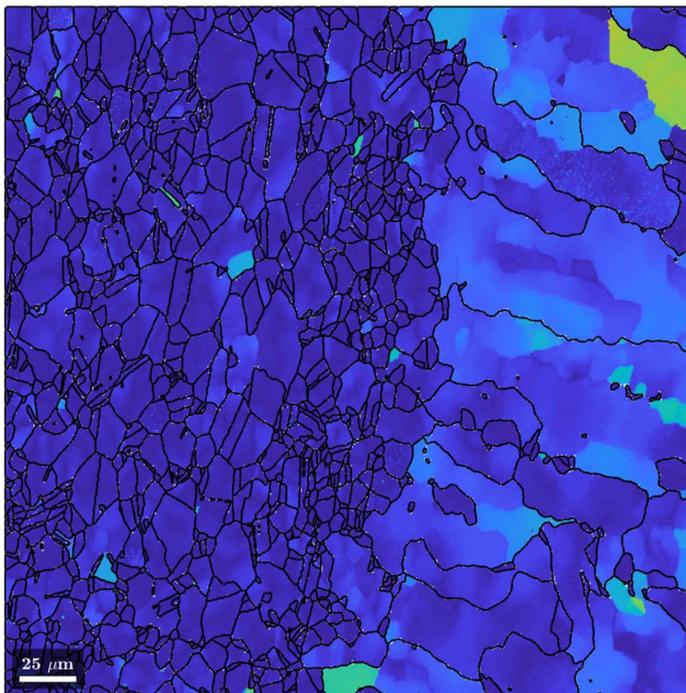
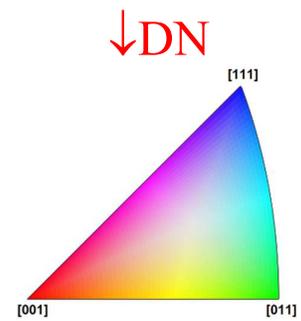


(b)

**Figura 4.51** Dados obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da amostra D-CR-S1M, na interface ZTA-ZF - com aumento de 200 x: (a) mapa de imagem de orientação dos grãos com o IPF de referência da estrutura CFC e (b) mapa de misorientação.

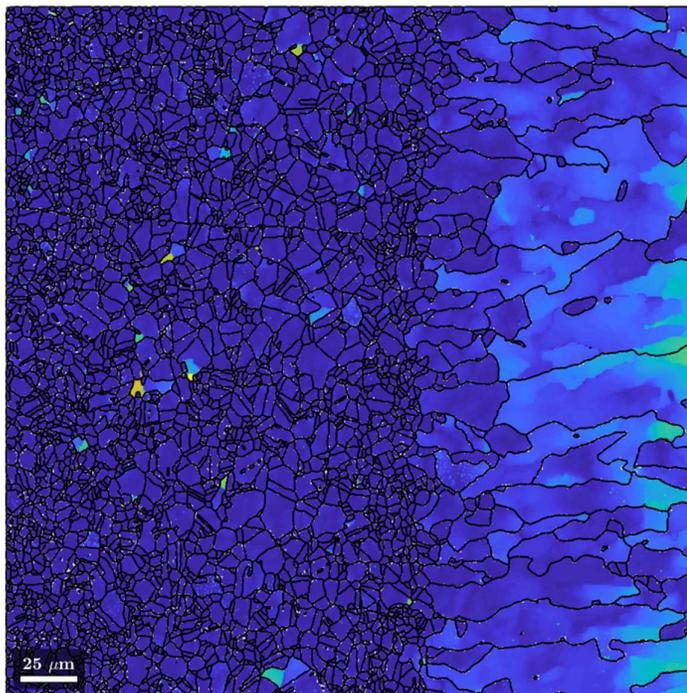
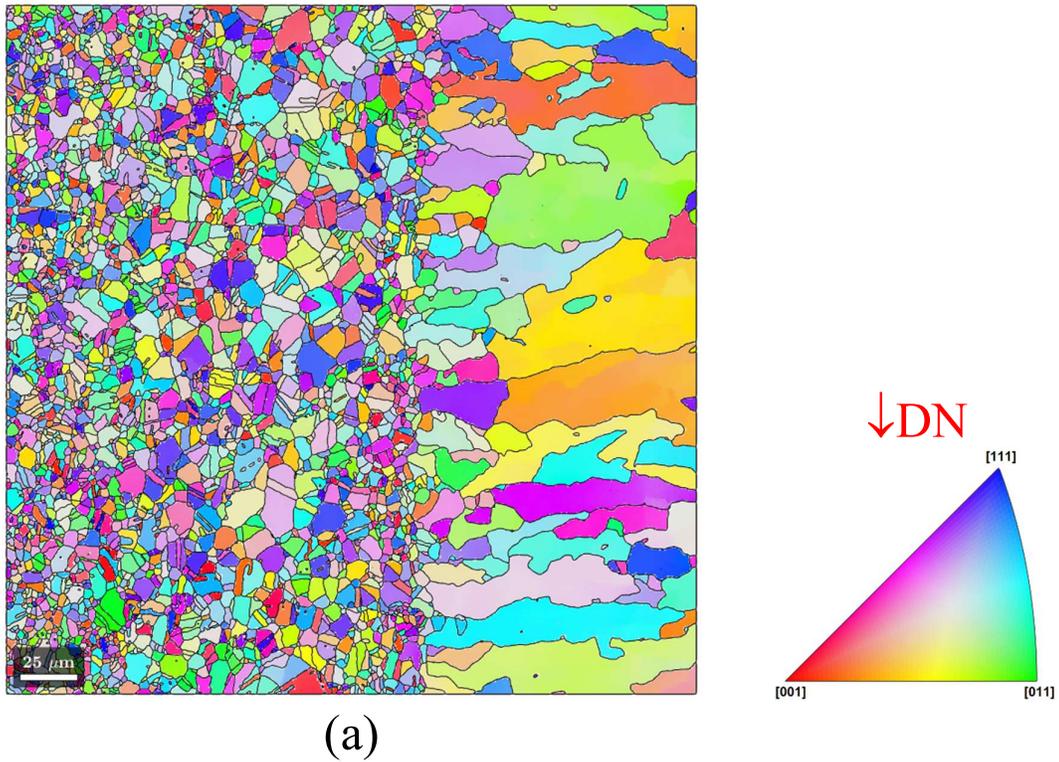


(a)



(b)

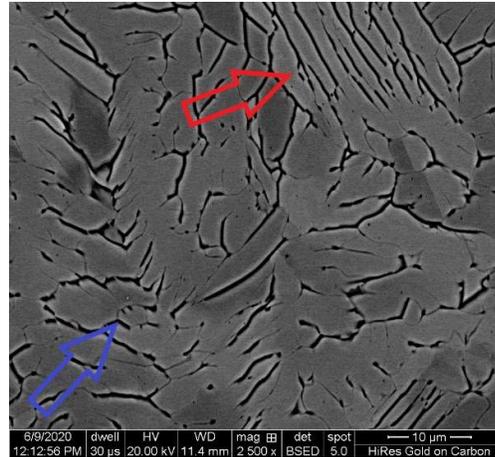
**Figura 4.52** Dados obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da amostra D-1RR-S2M, na interface ZTA-ZF - com aumento de 1000 x: (a) mapa de imagem de orientação dos grãos com o IPF de referência da estrutura CFC e (b) mapa de misorientação.



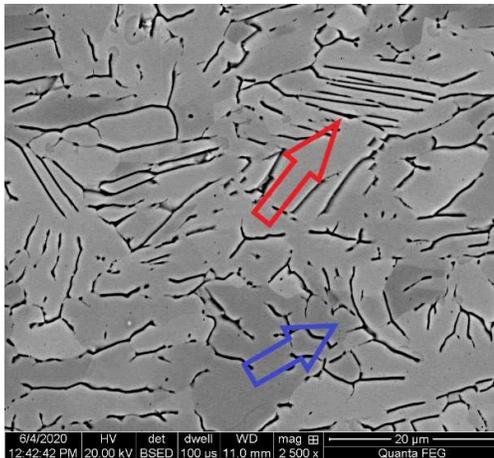
**Figura 4.53** Dados obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da amostra D-2RR-S2M, na interface ZTA-ZF - com aumento de 1000 x: (a) mapa de imagem de orientação dos grãos com o IPF de referência da estrutura CFC e (b) mapa de misorientação.

Os grãos da amostra D-1RR-S2M na ZF, próximo à interface ZF/ZTA (Figuras 4.51 a 4.53), se apresentaram maiores que da D-2RR-S2M, podendo ser consequência da microestrutura mais refinada desta, uma vez que os grãos colunares da ZF crescem a partir dos grãos no limite entre ZTA e ZF (KOU, 2003). Como a espessura da chapa da amostra D-2RR-S2M é menor, a taxa de resfriamento pode ter sido maior, o que também pode ter contribuído para uma estrutura de grãos mais finos e menor espaçamento de braço dendrítico (RAGAVENDRAN e VASUDEVAN, 2020).

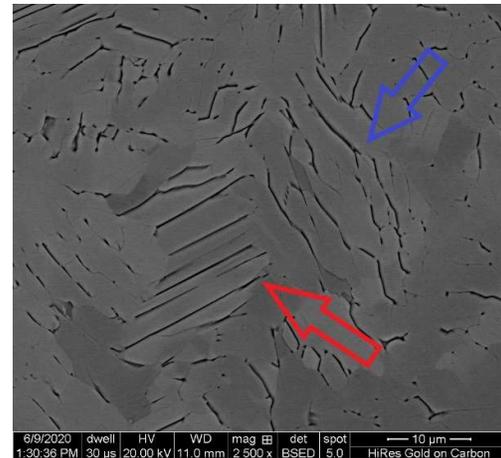
Outro ponto observado na análise via MEV com os detectores de BSE e BSED foi quanto a presença de outras fases na ZF, além da austenita. Segundo as equações 2.2 e 2.3, o material em estudo possui uma razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  igual a 1,33. Por esta razão, e segundo a relação PSM e razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  estipulada por CHUAIPHAN e SRIJAROENPRAMONG, 2020 (Tabela 2.8), a previsão do modo de solidificação primário foi do tipo AF. Nas micrografias via MEV com aumento maior igual a 2500 x (Figura 4.54) observa-se estruturas de ferrita  $\delta$  vermicular (indicadas por setas azuis) que se formaram durante a solidificação e, também, ferrita  $\delta$  em forma de ripa (indicadas pelas setas em vermelho) que pode ter sido causada pela alta taxa de resfriamento, que restringe a difusão durante a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  (VASHISHTHA *et al.*, 2017). De modo a observar se não seria um efeito da microestrutura prévia ou da espessura, foram analisadas as regiões do meio da largura e da espessura de todas as amostras do processamento definitivo soldadas, em confronto com a CR, onde em todos os casos os aspectos microestruturais foram semelhantes quanto às evidências destas morfologias de ferritas  $\delta$ .



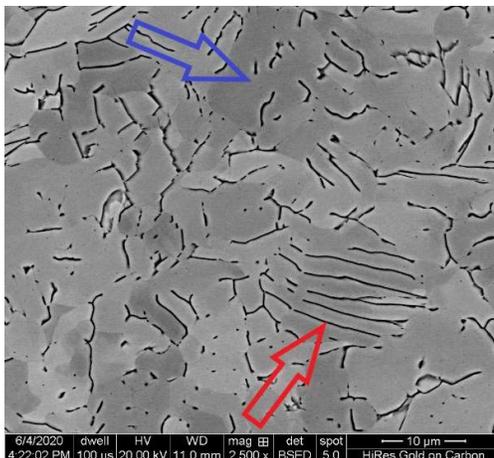
(a)



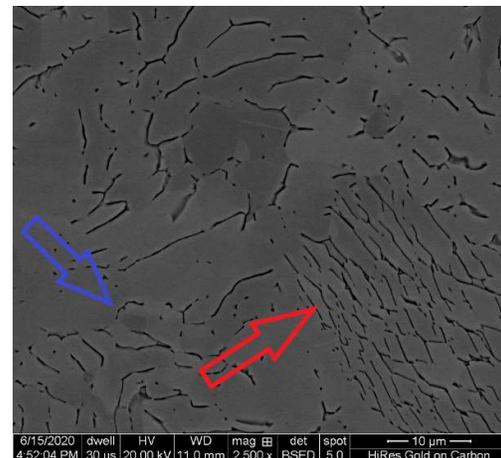
(b)



(c)



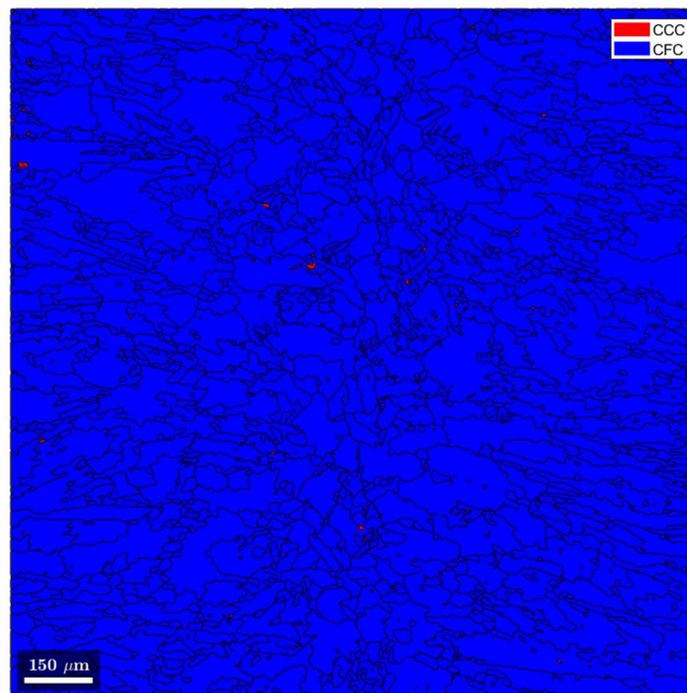
(d)



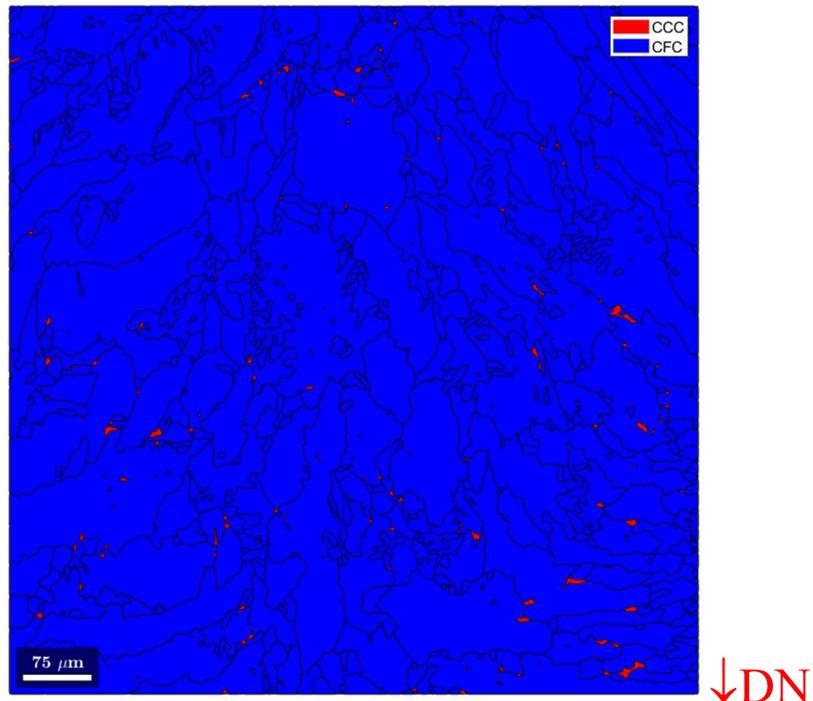
(e)

**Figura 4.54** Micrografias obtidas via MEV da ZF com aumento igual a 2500 x, no meio da largura e espessura da ZF das amostras: (a) D-CR-S1M, (b) D-1LF-S2M, (c) D-1RR-S2M, (d) D-2LF-S2M e (e) D-2RR-S2M. As setas azuis indicam a presença de ferrita  $\delta$  vermicular e as em vermelho em forma de ripa.

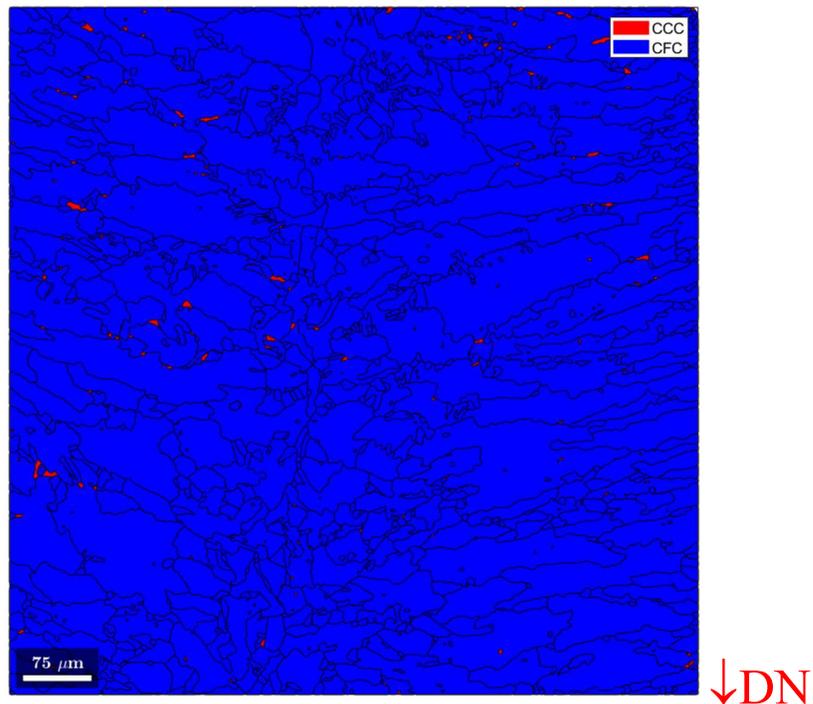
Após completa solidificação e transformação  $\delta \rightarrow \gamma$ , parte da ferrita delta não transformada difusionalmente pode ainda ter sofrido uma transformação maciça em  $\gamma$ , sem difusão. Contudo, através dos mapas de fases obtidos na análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, das amostras D-CR-S1M (Figura 4.55), D-1RR-S2M e D-2RR-S2M (Figura 4.56), observa-se a presença de  $\delta$  remanescente (estrutura CCC em vermelho) entre os contornos de grãos de matriz austenítica (estrutura CFC em azul), onde tem potencial de ter havido uma pequena segregação de Cr (elemento estabilizante da ferrita). Conforme já discutido neste trabalho, uma pequena quantidade de  $\delta$  pode ser benéfica em soldas por prevenir trincas a quente (KOU, 2003). Para a amostra D-CR-S1M a análise foi obtida com 200 x de aumento (Figura 4.55) e 400 x para as amostras D-1RR-S2M (Figura 4.56) e D-2RR-S2M (Figura 4.56).



**Figura 4.55** Mapa de fases obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex no meio da largura e espessura da ZF da amostra (a) D-CR-S1M com 200 x de aumento. CCC = ferrita  $\delta$ ; CFC = austenita  $\gamma$ .



(a)



(b)

**Figura 4.56** Mapa de fases obtidos na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex no meio da largura e espessura da ZF das amostras (a) D-1RR-S2M e (b) D-2RR-S2M, com 400 x de aumento. CCC = ferrita  $\delta$ ; CFC = austenita  $\gamma$ .

A quantidade de fase CCC, ou seja, de ferrita  $\delta$  na zona de fusão das amostras (Tabela 4.12) foi medida por meio da análise cristalográfica para identificação de fases via MEV/EBSD, utilizando o *software* ESPRIT 1.9. A fim de se ter uma maior confiabilidade na quantificação de fases, foram realizadas três varreduras em distintas áreas da ZF de cada amostra, com aumentos iguais a 200 x para a D-CR-S1M e 400 x para as D-1RR-S2M e D-2RR-S2M. Todas as varreduras e seus respectivos relatório gerados pelo *software* estão apresentadas nos APÊNDICE B deste trabalho.

A quantidade de ferrita  $\delta$  quantificada foi maior para as espessuras menores, nessa ordem D-2RR-S2M > D-1RR-S2M > D-CR-S1M, tanto pelas médias ou pela amplitude de variação dos valores. Como dito anteriormente, quanto menor a espessura maior será a taxa de resfriamento (RAGAVENDRAN e VASUDEVAN, 2020). Então, se a espessura decresce, a taxa de resfriamento aumenta e as temperaturas esperadas para ocorrências das reações de transformação de estado (L para S) e de fases já no sólido irá decrescer se afastando da condição de equilíbrio. Isto pode fazer que a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  não se dê por completo e aumente a fração de ferrita  $\delta$  retida (ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989; KUMAR, MUKHERJEE e BANDYOPADHYAY, 2017; LIENERT e LIPPOLD, 2013; KOU, 2003).

**Tabela 4.12** Quantificação da fase CCC (nesta análise ferrita  $\delta$ ) na ZF através do *software* ESPRIT 1.9 via análise EBSD das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M.

Amostras	% fase CCC	Média
D-CRS1M - 1	1,11	
D-CRS1M - 2	0,52	0,71 ± 0,35
D-CRS1M - 3	0,49	
D-1RR-S2M - 1	1,18	
D-1RR-S2M - 2	1,42	1,16 ± 0,28
D-1RR-S2M - 3	0,87	
D-2RR-S2M - 1	1,35	
D-2RR-S2M - 2	1,47	1,50 ± 0,16
D-2RR-S2M - 3	1,67	

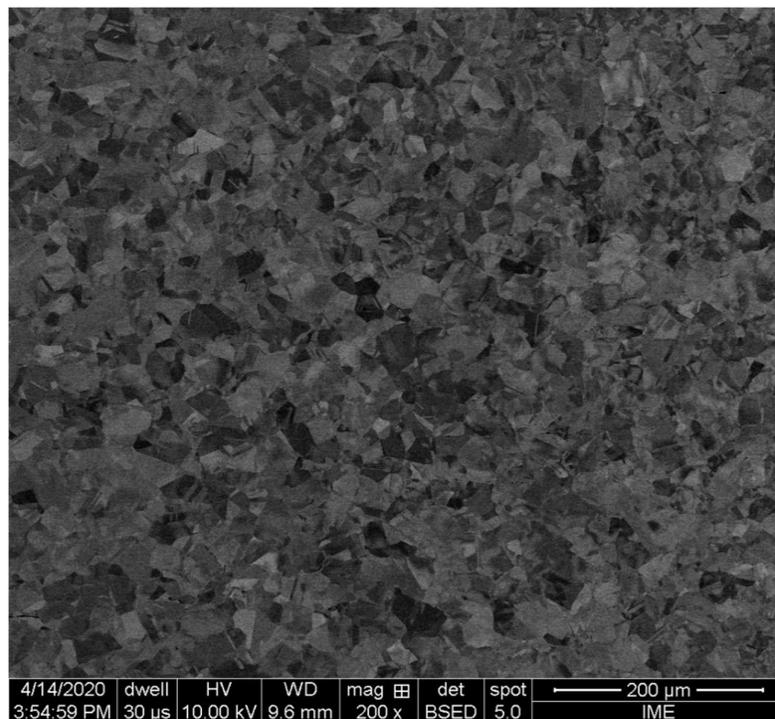
#### 4.2.3.2.2 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)

Nas Figuras 4.57 e 4.58 são apresentadas as micrografias obtidas via MEV da ZTA (em região próxima a interface da ZF, esta última a direita) e MB da amostra D-CR-S1M, com aumentos iguais a 200 e 500 x, respectivamente. Tanto no MB quanto na ZTA a microestrutura é composta de grãos equiaxiais de austenita, com presença de maclas. A amostra D-CR-S1M

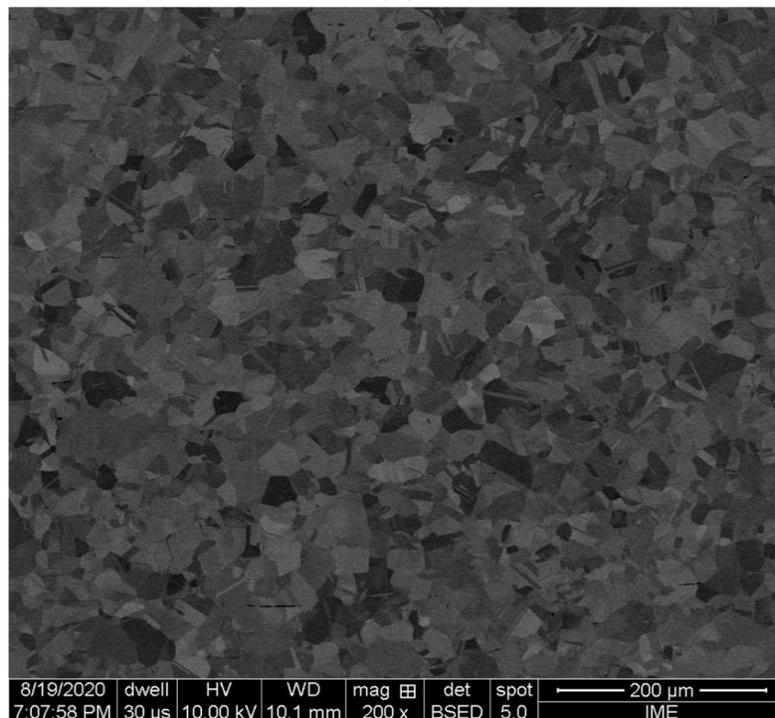
exibiu uma ZTA imperceptível. Os grãos de austenita apresentam tamanhos uniformes até a extensão do MB, ou seja, não há diferença muito aparente de tamanho de grão entre a ZTA e o MB. Porém ao observar as micrografias em maior aumento, 500 x, comparando ZTA e MB (Figura 4.58) a microestrutura da ZTA aparenta ser ligeiramente mais refinada. A estabilidade estrutural do metal base em não se destacar a produção de uma ZTA perceptível pode estar associada a dois aspectos:

- fato da amostra CR ter sido fornecida totalmente recristalizada, devido ao processamento na APERAM de laminação a quente seguido de recozimento contínuo a 1050 °C; e

- a presença de elementos (como Ti, Nb e V) formadores de precipitados finos e dispersos que atrasam e tornam mais lenta a cinética para crescimento de grão após a completa recristalização, como também a transição  $\gamma \rightarrow \delta$  no aquecimento e de  $\delta \rightarrow \gamma$  no resfriamento nos curtos tempos do ciclo térmico da soldagem na ZTA mais próxima a ZF.

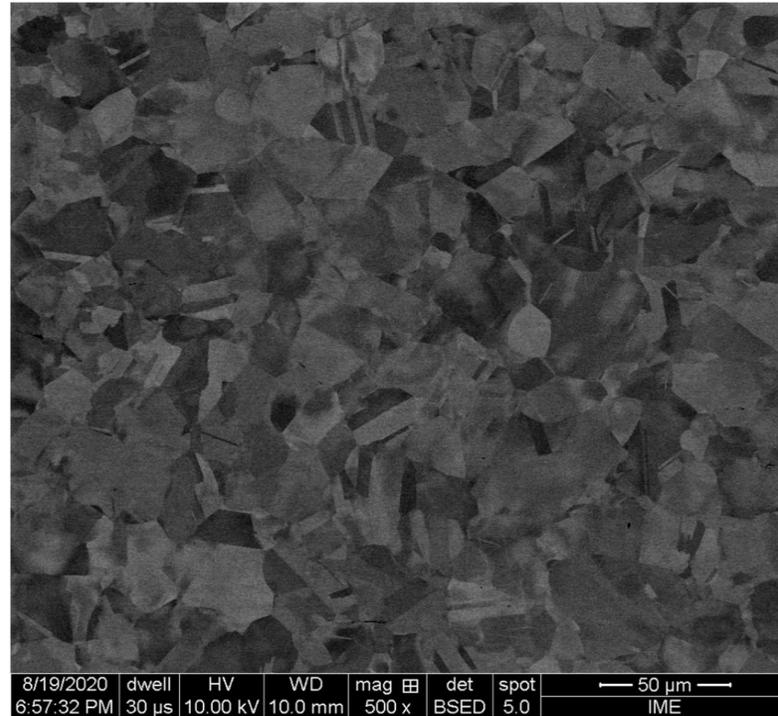


(a)

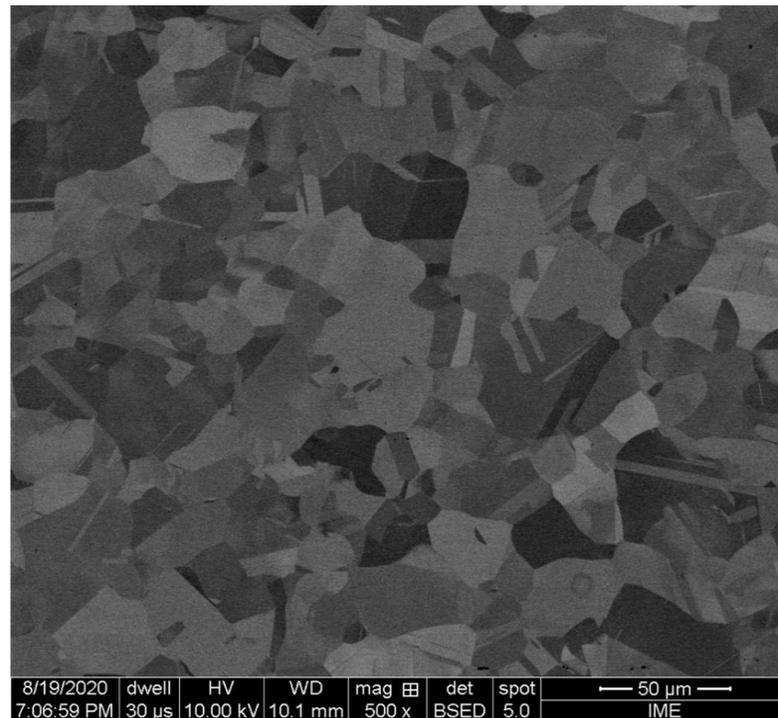


(b)

**Figura 4.57** Micrografias obtidas via MEV com aumento de 200x da amostra D-CR-S1M (Teste 1 – 1000 mm/min e 2000 W): (a) ZTA com a interface da ZF a direita e (b) MB.



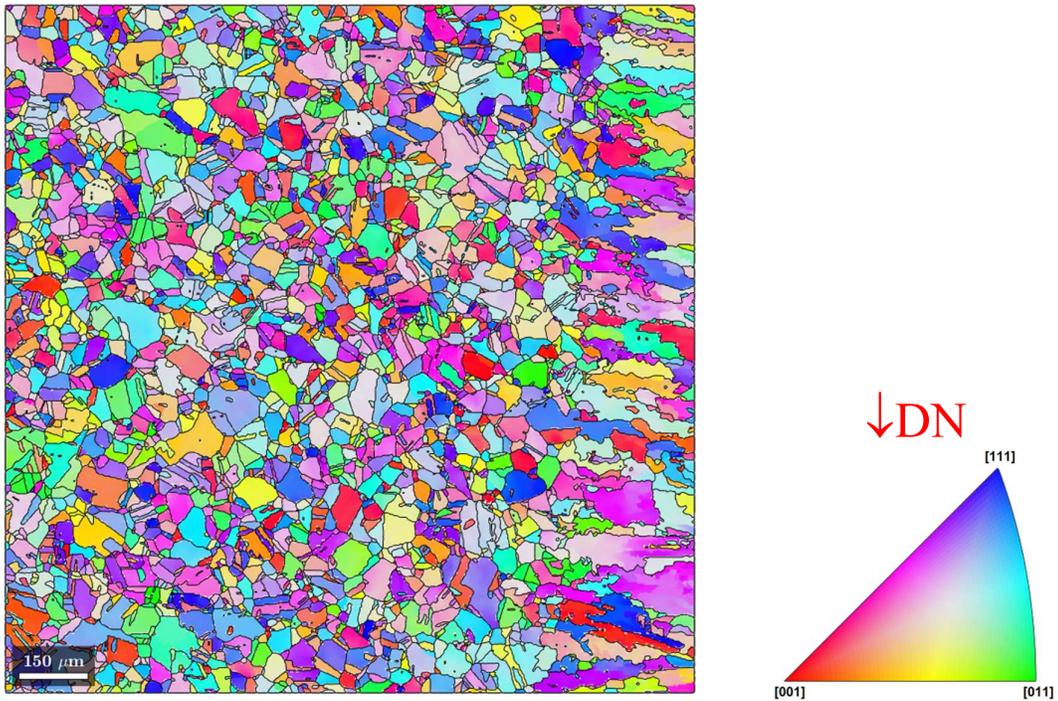
(a)



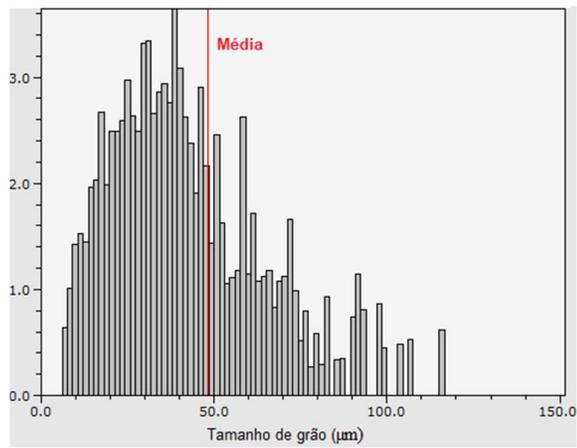
(b)

**Figura 4.58** Micrografias obtidas via MEV com aumento de 500x da amostra D-CR-S1M (Teste 1 – 1000 mm/min e 2000 W): (a) ZTA, com a interface da ZF a direita e (b) MB.

Nas Figuras 4.59 e 4.60 estão apresentados os mapas de imagem de orientação de grãos da austenita, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZTA e MB, nessa ordem, da amostra D-CR-S1M, com 200 x de aumento, e seus respectivos histogramas de distribuição de tamanho de grãos, gerados pelo *software* ESPRIT 1.9 com base nos dados coletados com o detector de EBSD. A média e distribuição dos grãos entre a ZTA e MB não apresentaram uma diferença significativa, o que corrobora com o discutido anteriormente sobre a estabilidade estrutural do MB em não se destacar a produção de uma ZTA perceptível, onde a média dos grãos da ZTA foi igual a 48,4  $\mu\text{m}$  e do MB igual a 45,9  $\mu\text{m}$ , com uma média de população de 3382 e 3766 grãos, respectivamente. Sendo importante ressaltar que o valor da média do tamanho de grão da ZTA pode ter sido incrementado em função da presença de grãos da ZF junto a interface ZTA-ZF a direita do mapa de imagem de orientação (Figura 4.59a), como inclusive é observado pela aparente menor moda para o histograma da ZTA (Figura 4.59b) do que para o MB (Figura 4.60b).

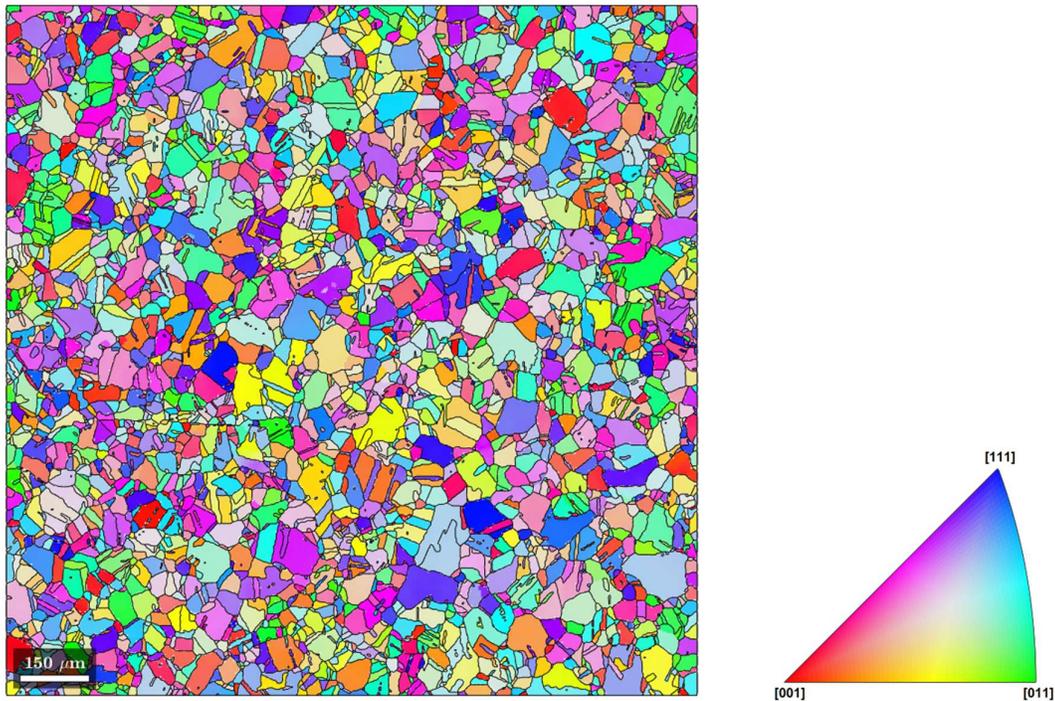


(a)

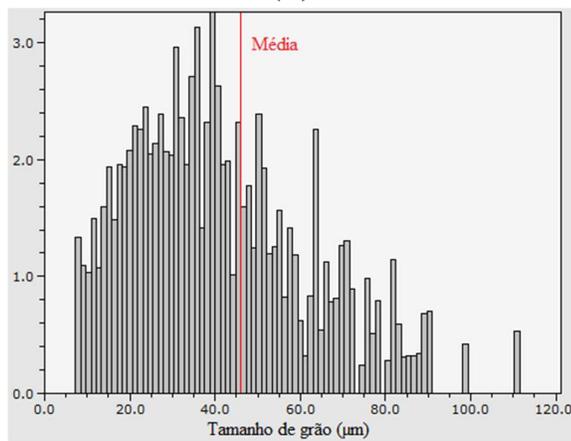


(b)

**Figura 4.59** (a) Mapa de imagem de orientação dos grãos da austenita, com 200 x de aumento, obtido na análise de EBSD da ZTA da amostra D-CR-S1M, com o IPF de referência da estrutura CFC, e (b) histograma de distribuição do tamanho de grão.



(a)

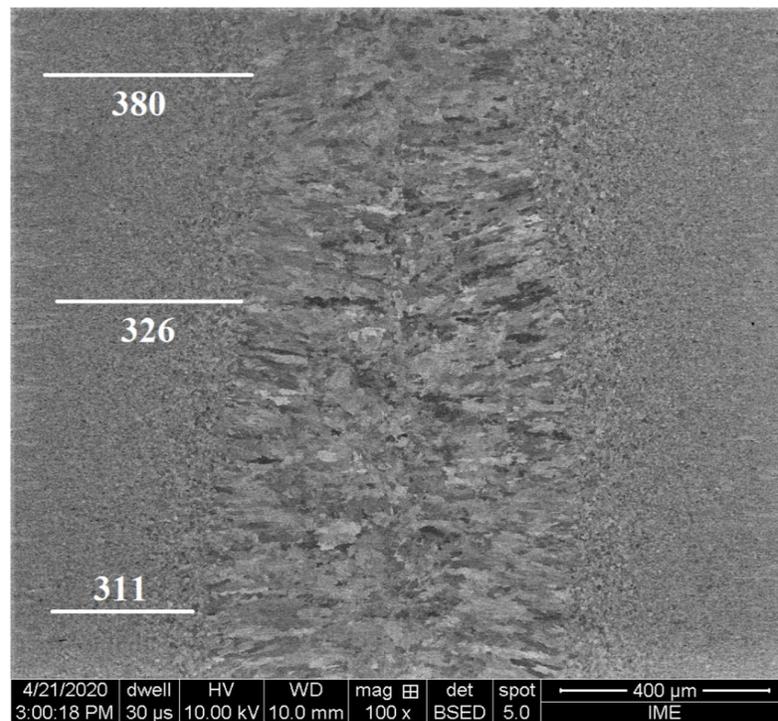


(b)

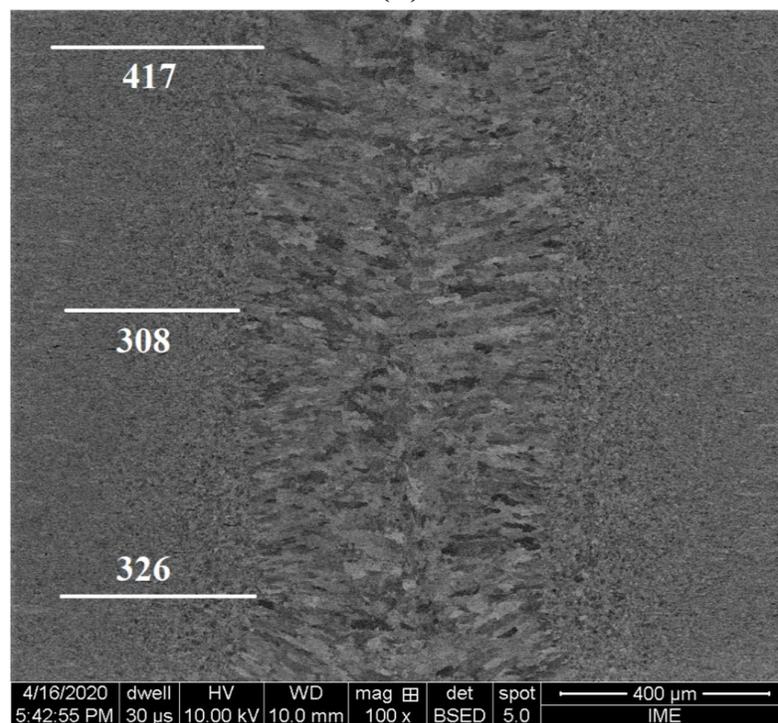
**Figura 4.60** (a) Mapa de imagem de orientação dos grãos da austenita, com 200 x de aumento, obtido na análise de EBSD do MB da amostra D-CR-S1M, com o IPF de referência da estrutura CFC, e (b) histograma de distribuição do tamanho de grão.

As micrografias da ZTA da solda resultante do teste 2 das amostras tratadas termomecanicamente são exibidas nas Figura 4.61 com aumento de 100 x para as amostras D-1LF-S2M e D-1RR-S2M (1500 mm/min e 1000 W), e na Figura 4.62 com aumento de 200 x para as amostras D-2LF-S2M e D-2RR-S2M (1500 mm/min e 500 W). As ZTAs apresentaram serem bastante estreitas, com larguras entre 0,2 e 0,4 mm, onde foram medidas com as micrografias de MEV entre o limite com a ZF, em que os grãos deixam de ser colunares e

passam a ser equiaxiais, até o MB, em começam a aparecer estruturas de martensita ou de austenita encruada de forma homogênea.

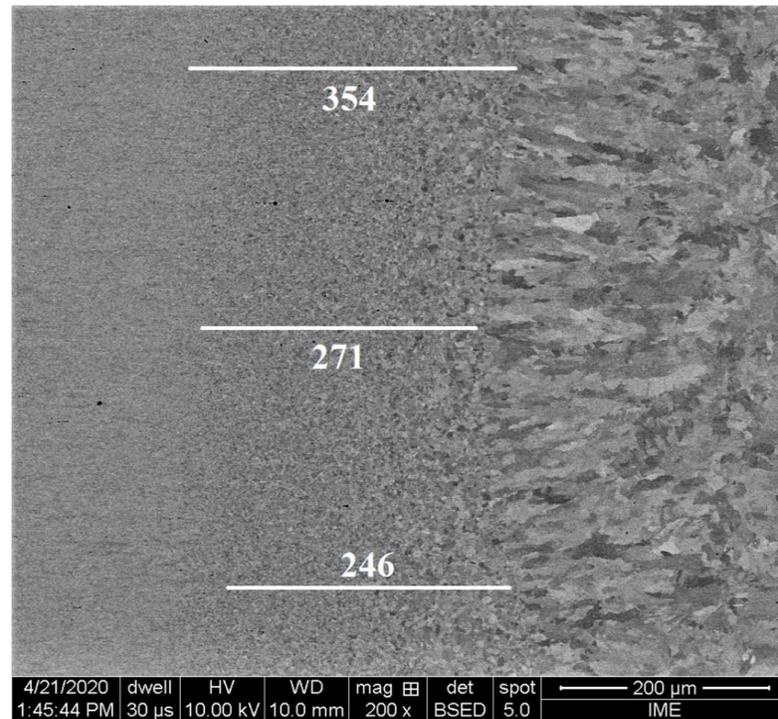


(a)

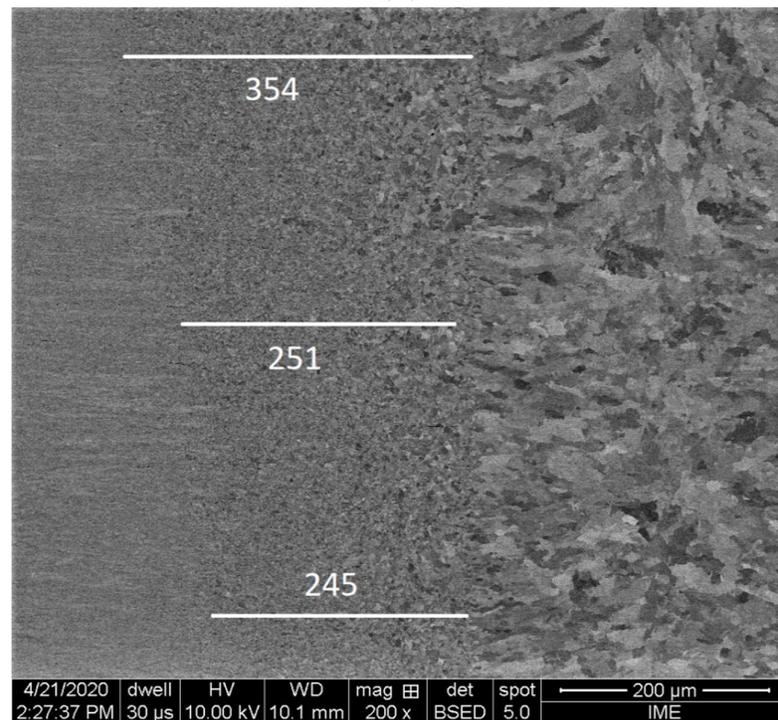


(b)

**Figura 4.61** Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 100 x das amostras soldadas com base nos parâmetros do teste 2 (1500 mm/min e 1000 W): (a) D-1LF-S2M, e (b) D-1RR-S2M. (unidade de medida:  $\mu\text{m}$ ).



(a)

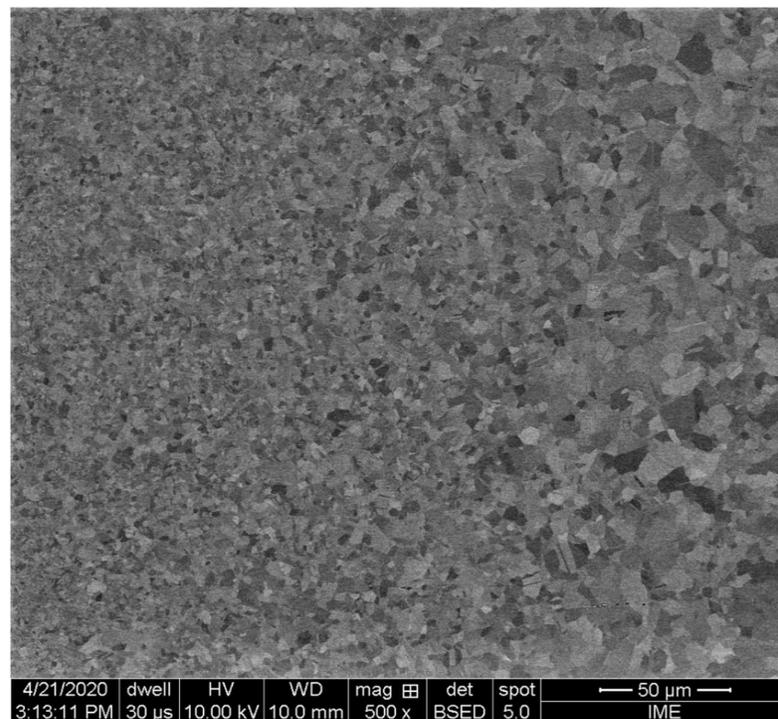


(b)

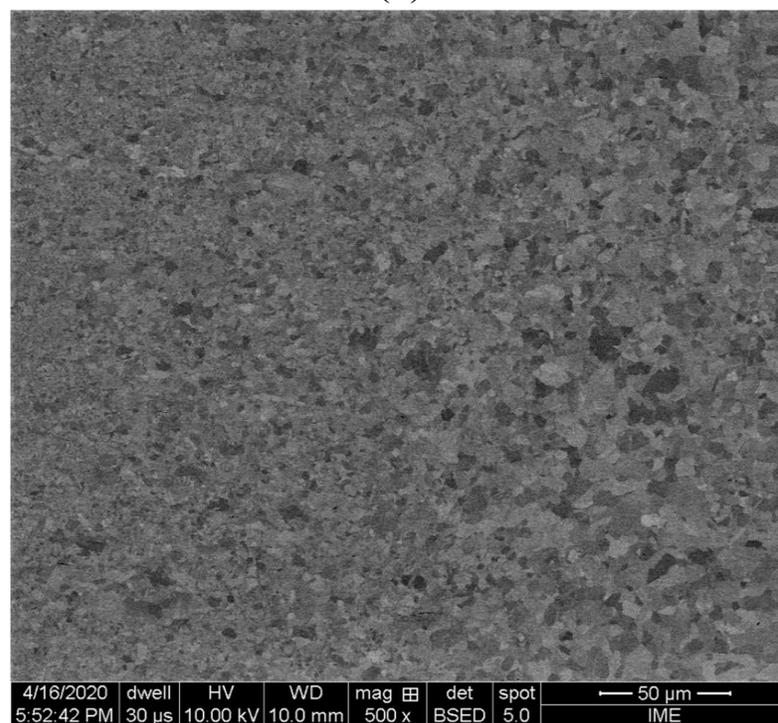
**Figura 4.62** Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 200 x das amostras soldadas com base nos parâmetros do teste 2 (1500 mm/min e 500 W): (a) D-2LF-S2M, e (b) D-2RR-S2M. (unidade de medida:  $\mu\text{m}$ ).

Na Figura 4.63 são apresentadas as micrografias das ZTAs das amostras D-1LF-S2M e D-1RR-S2M e na Figura 4.64 das amostras D-2LF-S2M e D-2RR-S2M, com aumento de 500 x. Em seguida, são apresentadas as micrografias das ZTAs com aumento de 1000x das amostras D-1LF-S2M e D-1RR-S2M (Figura 4.65) e das amostras D-2LF-S2M e D-2RR-S2M (Figura 4.66). É possível observar o aumento do tamanho dos grãos equiaxiais de austenita, entre o MB e a ZF e, de forma discreta ao se observar com 1000 x de aumento (Figuras 4.64 e 4.66):

- o tamanho de grão mais refinado nas amostras D-2LF e D-2RR (Figura 4.64), em função do maior refinamento microestrutural do MB (Figuras 4.23a e 4.24a); e
- a presença de maclas nos grãos de austenita.

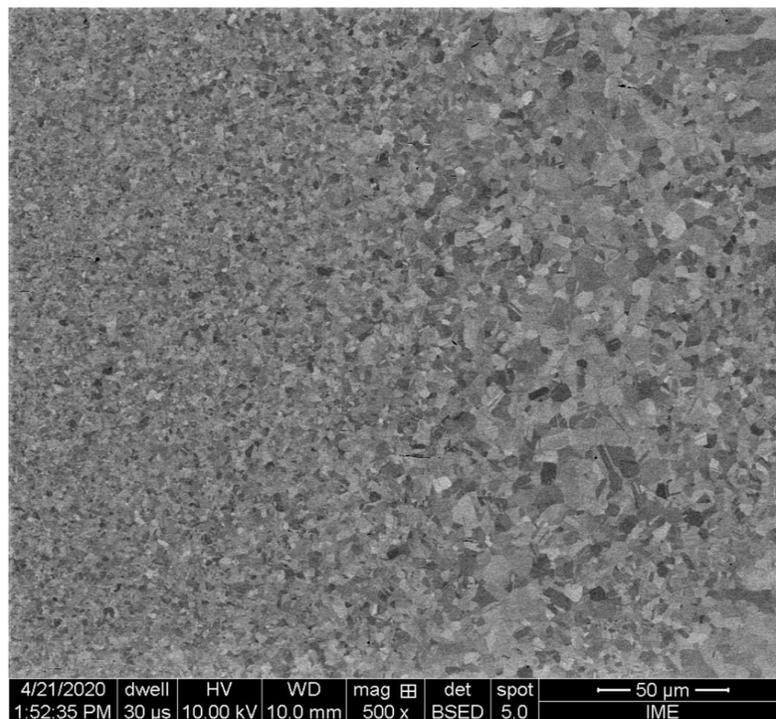


(a)

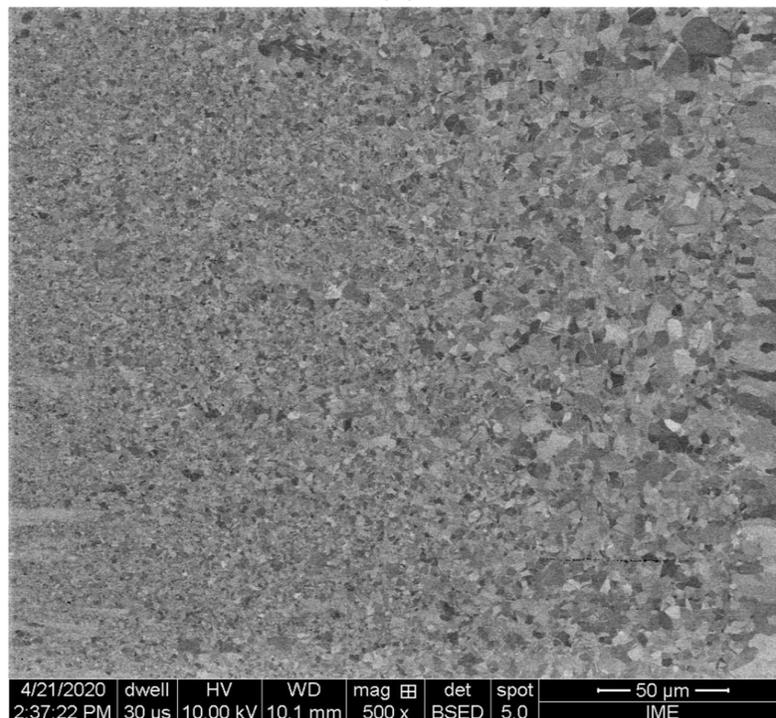


(b)

**Figura 4.63** Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 500 x, das amostras: (a) D-1LF-S2M e (b) D-1RR-S2M.

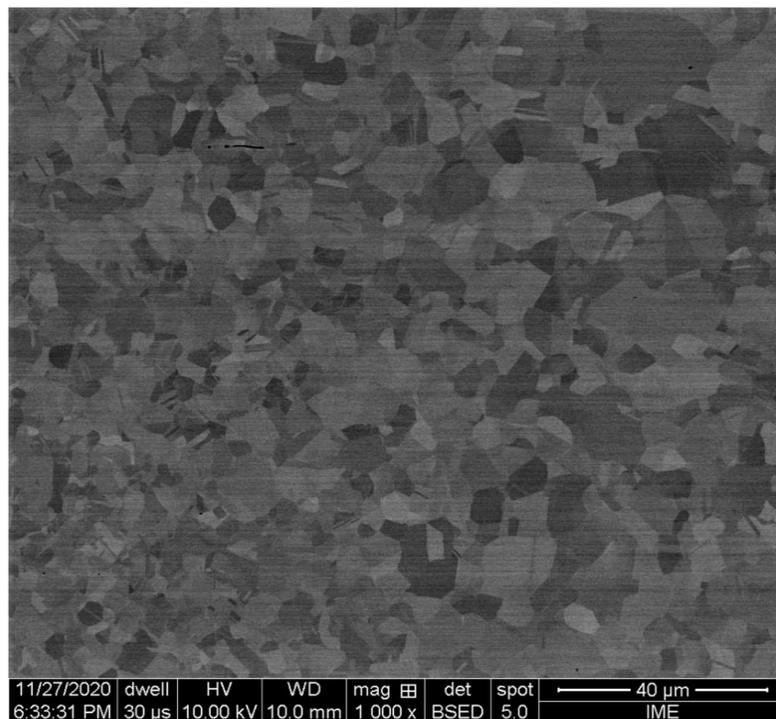


(a)

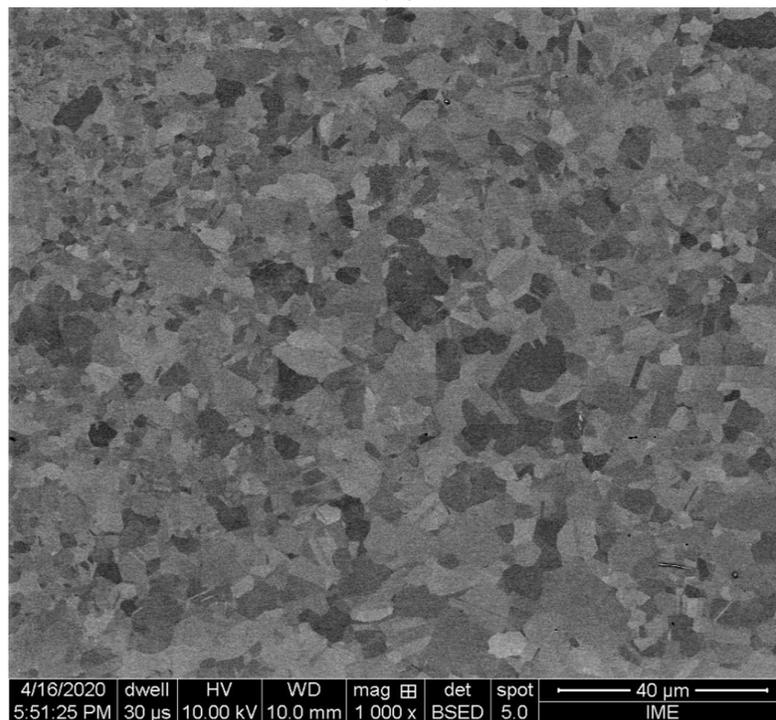


(b)

**Figura 4.64** Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 500 x, das amostras: (a) D-2LF-S2M e (b) D-2RR-S2M.

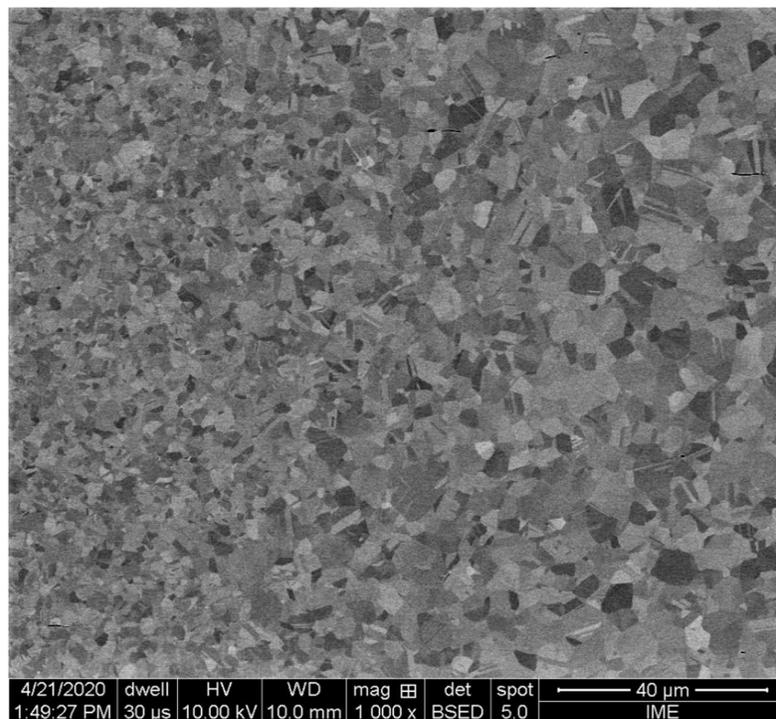


(a)

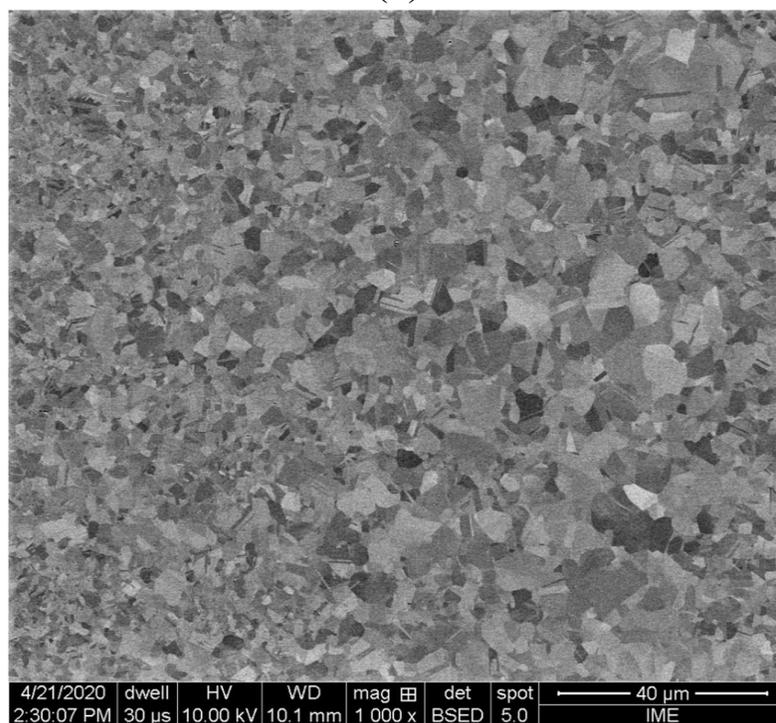


(b)

**Figura 4.65** Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 1000 x, das amostras: (a) D-1LF-S2M, (b) D-1RR-S2M.



(a)



(b)

**Figura 4.66** Micrografias obtidas via MEV da ZTA, com aumento de 1000 x, das amostras: (a) D-2LF-S2M, (b) D-2RR-S2M.

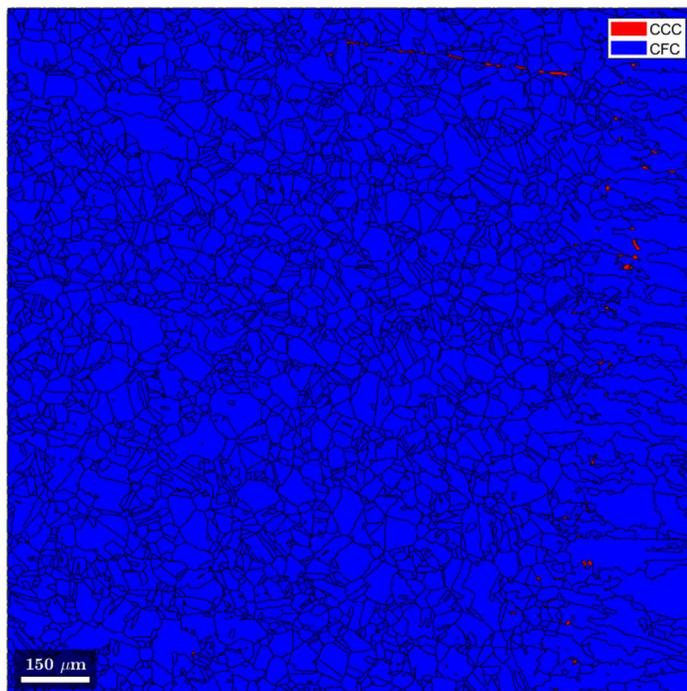
Nas amostras laminadas e recozidas quatro processos podem ocorrer na ZTA, reversão da martensita em austenita, recristalização da austenita encruada, crescimento de grão da austenita e transformação  $\gamma \leftrightarrow \delta$  nas temperaturas máximas próximas a temperatura solidus da liga. As transformações de fase que cada região da ZTA experimentou depende da quantidade de calor adicionada no processo de soldagem, onde próximo ao limite de ZF é provável que tenha ocorrido todos os processos mencionados e perto do limite com o MB tenha acontecido apenas reversão de fase e/ou recristalização da austenita encruada.

Na Figura 4.67 é exibido o mapa de fases obtido na análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da amostra D-CR-S1M, seguido dos mapas de fases das amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M (Figura 4.68), que exibiram microestrutura essencialmente CFC, ou seja, fase austenítica. Os pontos em vermelho revelam a presença da fase CCC, que podem indicar duas possibilidades:

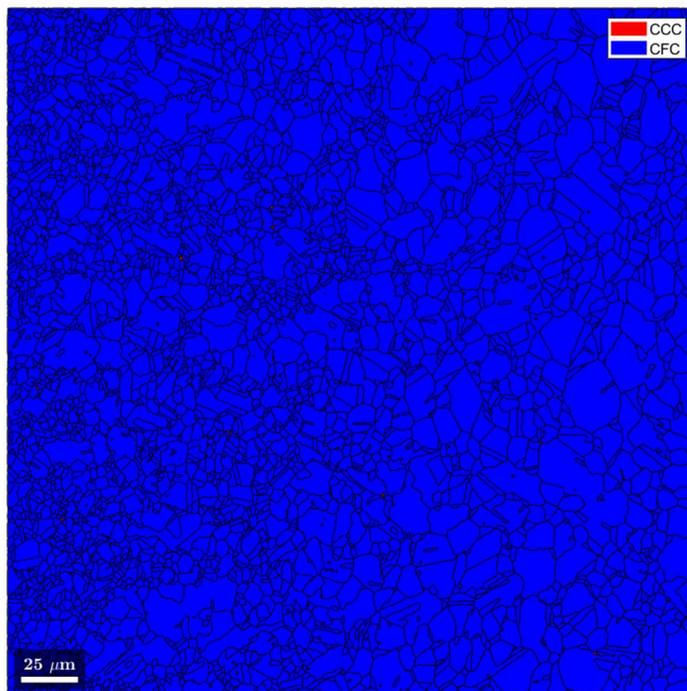
- região da ZTA mais próxima a ZF, alguma segregação de Cr, elemento estabilizante da ferrita, impossibilitando a transformação no resfriamento  $\delta \rightarrow \gamma$  naquela região;
- nas regiões mais próximas ao MB, para as amostras laminadas e recozidas no processamento termomecânico realizado neste trabalho, a presença de alguma martensita  $\alpha'$  não revertida.

Na D-CR-S1M é identificada a fase  $\delta$  em pequenas regiões no início da ZF, que se encontra no canto esquerdo do mapa de fase e em uma região na parte superior da ZTA, próximo ao limite com a ZF. Esta pode ter sido provocada pela alta temperatura experimentada durante a soldagem a laser, que contribuiu com o incremento do coeficiente de difusão do Cr naquela região, e alta taxa de resfriamento, que restringe a difusão do Cr, não havendo tempo suficiente para a transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  no resfriamento como descrito anteriormente (VASHISHTHA *et al.*, 2017; ELMER, ALLEN e EAGAR, 1989; KOU, 2003).

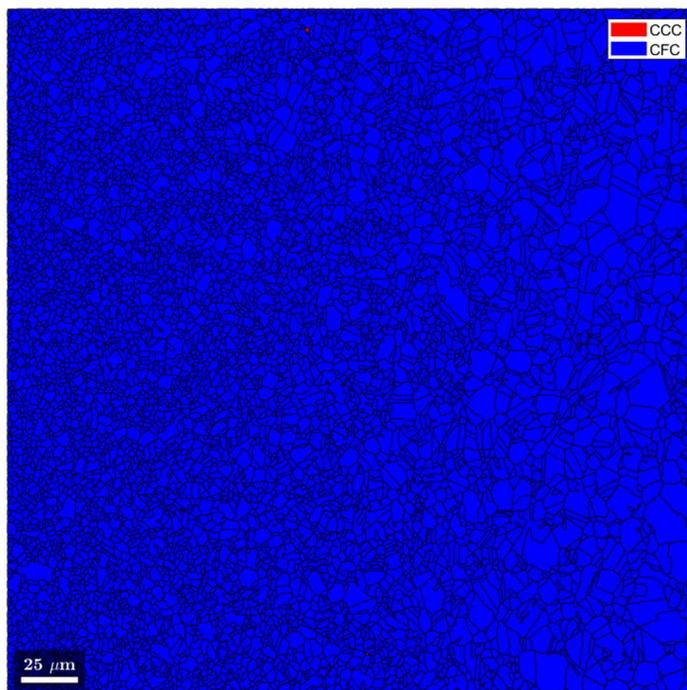
Por outro lado, nas amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M a presença de fase CCC é quase imperceptível, em toda a extensão da ZTA, seja ela associada a martensita  $\alpha'$  mais próxima ao MB ou ferrita  $\delta$  mais próxima a ZF. Este resultado destaca que o processamento termomecânico, apesar de não ser estável do ponto de vista da repartição térmica localizada na ZTA para os fenômenos de restauração da estrutura encruada e reversão da martensita, provavelmente gera atrasos na cinética de transformação  $\gamma \rightarrow \delta$  no aquecimento, evitando assim a retenção de ferrita  $\delta$  oriunda da transformação  $\delta \rightarrow \gamma$  incompleta no resfriamento.



**Figura 4.67** Mapa de fases obtido na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da ZTA das amostras D-CR-S1M. CCC =  $\delta$  ou  $\alpha'$ ; CFC =  $\gamma$ .



(a)



(b)

**Figura 4.68** Mapa de fases obtido na análise de EBSD após tratamento no Matlab com a macro Mtex da ZTA das amostras (a) D-1RR-S2M e (b) D-2RR-S2M. CCC =  $\delta$  ou  $\alpha'$ ; FCC =  $\gamma$ .

## 4.2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS

## 4.2.4.1 MICRODUREZA VICKERS (HV)

Os valores de HV medidos nas distintas regiões da junta soldada, tomados a meia espessura com base no esquema descrito na Figura 3.12 da subseção 3.3.3.4, das distintas amostras D-CR1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M estão descritos na Tabela 4.13, assim como as médias e os desvios-padrão de cada região para cada amostra.

**Tabela 4.13** Valores de microdureza Vickers (HV) das indentações realizadas nas regiões MB, ZTA e ZF das amostras D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M, para medida, tomada a  $\frac{1}{2}$  espessura.

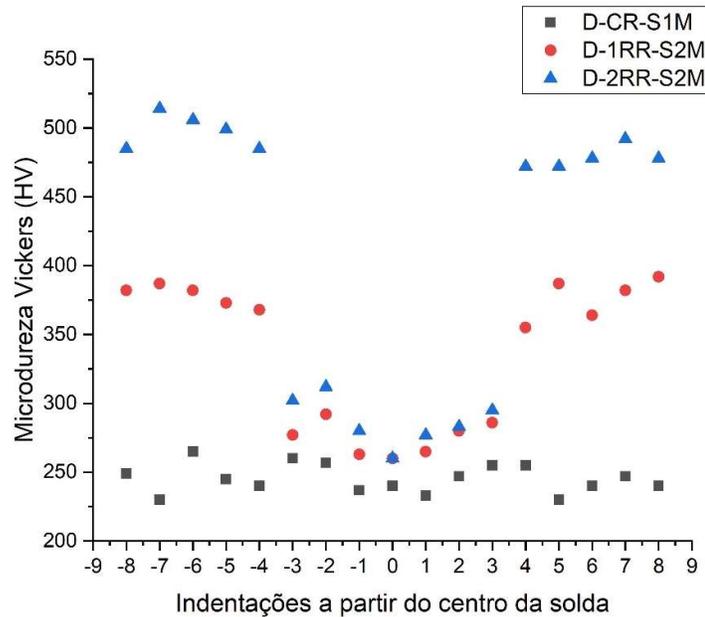
Regiões das amostras	Indentações	Microdureza (HV)			
		CR1M	1RR-S2M	2RR-S2M	
MB	A esquerda da ZTA	-8	249	382	485
		-7	230	387	514
		-6	265	382	506
		-5	245	373	499
		-4	240	368	485
	A direita da ZTA	4	255	355	472
		5	230	387	472
		6	240	364	478
		7	247	382	492
		8	240	392	478
Média		244	377	488	
Desvio-padrão		10,2	11,2	13,7	
ZTA	A esquerda da ZF	-3	260	277	302
		-2	257	292	312
	A direita da ZF	2	247	280	283
		3	255	286	295
	Média		255	284	298
Desvio-padrão		4,8	5,8	10,6	
ZF	Da esquerda para direita	-1	237	263	280
		0	240	260	260
		1	233	265	277
	Média		237	263	272
Desvio-padrão		2,9	2,1	8,8	

O objetivo do cálculo da média e do desvio padrão dos valores tomados em uma mesma região da junta soldada das distintas amostras foi inicialmente conduzido para se observar a homogeneidade das medidas em cada uma destas regiões de forma a validar a seleção das regiões.

Inicialmente pelo MB da amostra D-CR-S1M, que os valores destes são semelhantes entre as distintas regiões da solda em função da amplitude da variação de valores obtidas (Tabela 4.13). No entanto, os valores da HV para o MB das amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M incrementam nesta ordem e são bem superiores ao apresentado pela amostra D-CR-S1M, o que já era esperado em função do refinamento microestrutural que se destacam nas mesmas (Figura 3.1– CR, Figura 4.20 e 4.21 – D-1RR e Figura 4.24 e 4.25 – D-2RR), onde o tamanho de grão da austenita reduz com o incremento das sequências de laminação e recozimento para reversão. Por outro lado, observa-se uma redução significativa dos valores medidos de microdureza do MB para a ZTA e muito maior do MB para a ZF, com uma pequena diferença entre os valores da ZTA e ZF.

De modo a melhor observar o perfil de microdureza ao longo da junta soldada os valores individuais apresentados na Tabela 4.13 foram apresentados na forma de gráfico na Figura 4.69, observando-se assim o perfil de microdureza das amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M, que se manifestou da seguinte forma:  $MB > ZTA > ZF$ . Já na amostra D-CR-S1M, a média dos valores de dureza da ZTA foi um pouco maior que a do MB, o que pode ser justificado pelo fato da D-CR-S1M não ter apresentado uma ZTA aparente, isto é, a soldagem não provocou uma variação microestrutural na ZTA que pudesse provocar uma mudança na dureza do material. Já nas amostras recozidas para reversão há uma notável diferença de microestrutura e tamanhos de grãos da austenita entre as regiões da solda (MB, ZTA e ZF), que provavelmente explica porque os valores de dureza do MB são demasiadamente maiores que os da ZTA e ZF para as amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M, podendo destacar essas diferenças microestruturais da seguinte forma:

- no MB os grãos da austenita são bem menores;
- apesar da presença residual de austenita encruada e martensita  $\alpha'$  não revertida. Os teores de martensita encontrados pela técnica de ferritoscopia nas amostras D-1RR-S2M e D-2RR-S2M são baixos (1,7 e 2%, respectivamente), como também as evidências de grãos encruados de austenita na análise via BSE no MEV, para terem uma contribuição efetiva no aumento da dureza do MB.
- enquanto na ZF os grãos são muito maiores pelo seu aspecto de estrutura fundida dendrítica.



**Figura 4.69** Perfil de microdureza Vickers a partir do centro da ZF para as extremidades da junta soldada (MB-ZTA a esquerda e ZTA-MB a direita) das amostras soldadas D-CR-S1M, D-1RR-S2M e D-2RR-S2M.

#### 4.2.4.2 TRAÇÃO UNIAXIAL E FERRITOSCOPIA

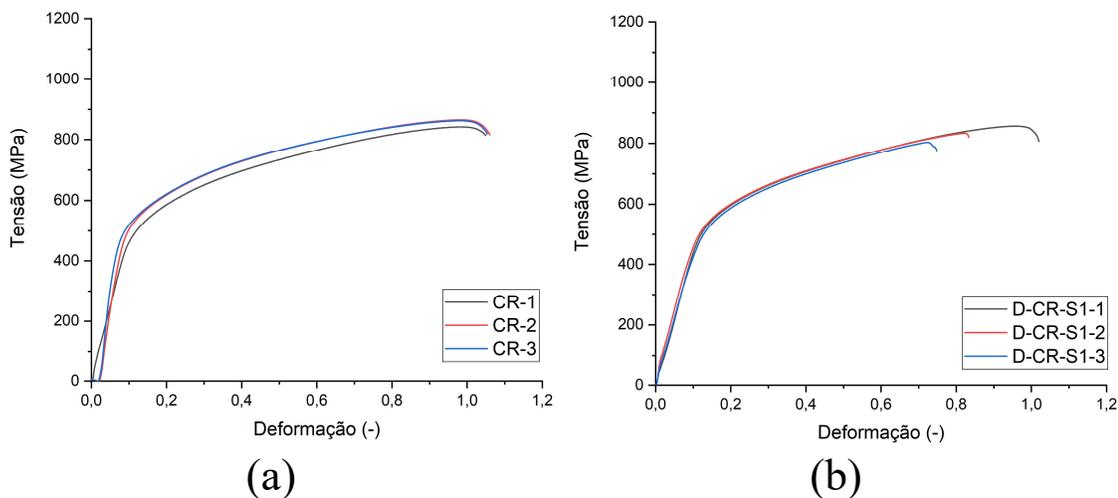
Com o intuito de avaliar a influencia das condições otimizadas de soldagem no comportamento mecânico em tração uniaxial das amostras D-1CR-S1 (1000 mm/min e 2000 W), D-1RR-S2 (1500 mm/min e 1000 W) e D-2RR-S2 (1500 mm/min e 500 W), estas foram comparadas com ensaios de tração CPs na mesma condição de processamento termomecânico sem solda.

Em função do elevado alongamento apresentado pela condição como recebida, acima da capacidade de extensão do extensômetro para CPs de base de medida 25 mm, decidiu que todos os ensaios de tração uniaxial deste estudo seriam conduzidos sem extensômetro. Com isto é de sua importância que análise quanto ao comportamento mecânico em relação:

- ao regime elástico não seja tomada em conta neste trabalho, pois as curvas tensão versus deformação de engenharia é fortemente influenciada nos primeiros estágios do ensaio pela deformação elástica da máquina universal de ensaios mecânicos – o que normalmente ocorre em ensaios sem extensômetro.

- aos valores do LE e alongamento uniforme, pela análise das Tabelas 4.14, 4.16 e 4.18 que destacam os valores determinados nos gráficos para o *off-set* de LE e para as medidas da deformação da base útil de medida dos CPs antes e após os ensaios.

Analisando inicialmente a condição como recebida, em função do efeito da solda conduzida a 1000 mm/min e 2000 W com o laser Yb:fibra, pode-se observar semelhança nos aspectos das curvas de tensão *versus* deformação (Figura 4.70) em que diz aspecto a seu formato, mas com diferença na dispersão dos resultados quanto a tensão-deformação para o limite de resistência máximo e para ruptura – destacando que todos os corpos soldados romperam na linha de solda, na região da ZF, conforme Figura 10(b) do APÊNDICE C. No entanto, com base nas análises dos valores das propriedades avaliadas (Tabela 4.14), observa-se que o LE não foi afetado pela presença da solda, mas nota-se um decréscimo nos valores médios de LRT e do alongamento uniforme e incremento na dispersão dos valores destes. Na Tabela 4.15 são apresentadas as diferenças percentuais ( $\Delta\%$ ) dos valores de LRT, LE e AL uniforme entre a amostra CR com e sem solda. Este comportamento de decaimento do LRT e alongamento para o ASS com solda também foi observado em outros trabalhos (CHUAIPHAN e SRIJAROENPRAMONG, 2020; LIU *et al.*, 2018; VASHISHTHA *et al.*, 2017), em que pode ser justificado pela microestrutura grosseira bruta de fusão presente na junta soldada na região da ZF (Figura 4.48), mas com resistência mecânica em função das medidas de microdureza, próxima ao limite inferior da dispersão dos resultados do MB (Tabela 4.13 e Figura 4.69).



**Figura 4.70** Curvas de Tensão *versus* Deformação de Engenharia, para tração uniaxial sem extensômetro, das amostras (a) CR sem solda e (b) CR com solda a 1000 mm/min e 2000 W.

**Tabela 4.14** Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras CR (sem solda) e D-CR-S1 (com solda a 1000 mm/min e 2000 W).

Corpos de prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento uniforme (%)
D-CR sem solda			
CR-1	400,0	865,2	84,6
CR-2	452,0	847,4	80,3
CR-3	437,0	840,7	81,9
Média	429,7	851,1	82,3
Desvio-padrão	21,9	10,3	1,8
D-CR com solda			
D-CR-S1-1	454,0	857,1	77,3
D-CR-S1-2	437,0	833,5	64,6
D-CR-S1-3	402,0	803,9	56,7
Média	431,0	831,5	66,2
Desvio-padrão	21,7	21,8	8,5

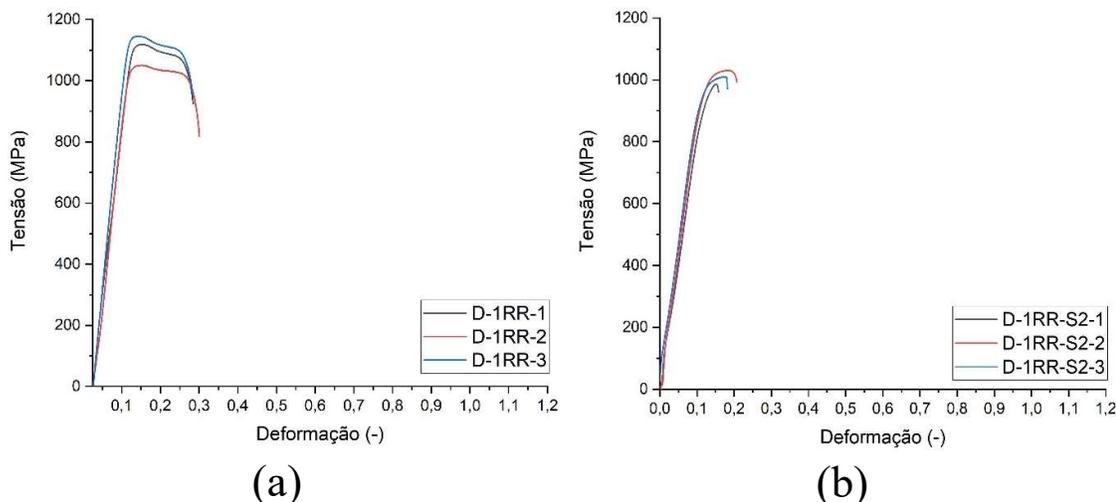
**Tabela 4.15** Comparação das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras CR (sem solda) e D-CR-S1 (com solda a 1000 mm/min e 2000 W).

Amostras	LE (MPa)	LRT (MPa)	AL uniforme (%)
CR	429,7	851,1	82,3
D-CR-S1	431,0	831,5	66,2
$\Delta\%$	0,3	-2,3	-19,6

Na Figura 4.71 são apresentadas as curvas de tensão *versus* deformação amostra D-1RR (sem solda) e D-1RR-S2 (soldada a 1500 mm/min e 1000 W). Fazendo uma análise em função do efeito da solda, é notável a mudança no aspecto entre as curvas causado, sobretudo, pela diminuição do LE das amostras soldadas. Ao se analisar as propriedades extraídas dos ensaios de tração (Tabela 4.16) e fazer uma comparação desses resultados (Tabela 4.17), observa-se um decaimento considerável no LE médio (-23,4%). Porém, mesmo com essa redução no LE, este ainda se mostra superior ao LE da amostra CR. A presença da solda também contribuiu para a redução do LRT, de forma menos significativa (-9,6%), mas com uma maior dispersão dos resultados. Os alongamentos uniformes se apresentaram semelhantes, apenas com um deslocamento na dispersão dos valores das amostras soldadas para uma faixa ligeiramente superior em termos de mínimo e máximo.

Como dito anteriormente, a diminuição do LE e LRT foi devida à re-solidificação da estrutura na zona de fusão, se tornando um ponto de fragilidade dos CPs. Isso é comprovado comparando os locais de ruptura dos CPs das amostras recozidas com e sem solda (APÊNDICE C) onde, devido à microestrutura bimodal, os CPs sem solda das amostras D-1RR e D-2RR se

romperam na parte superior da área útil e os CPs com solda se romperam no meio da área útil, onde se localizavam as soldas.



**Figura 4.71** Curvas de Tensão *versus* Deformação de Engenharia, para tração uniaxial sem extensômetro, das amostras (a) D-2RR (sem solda) e (b) D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 1000 W).

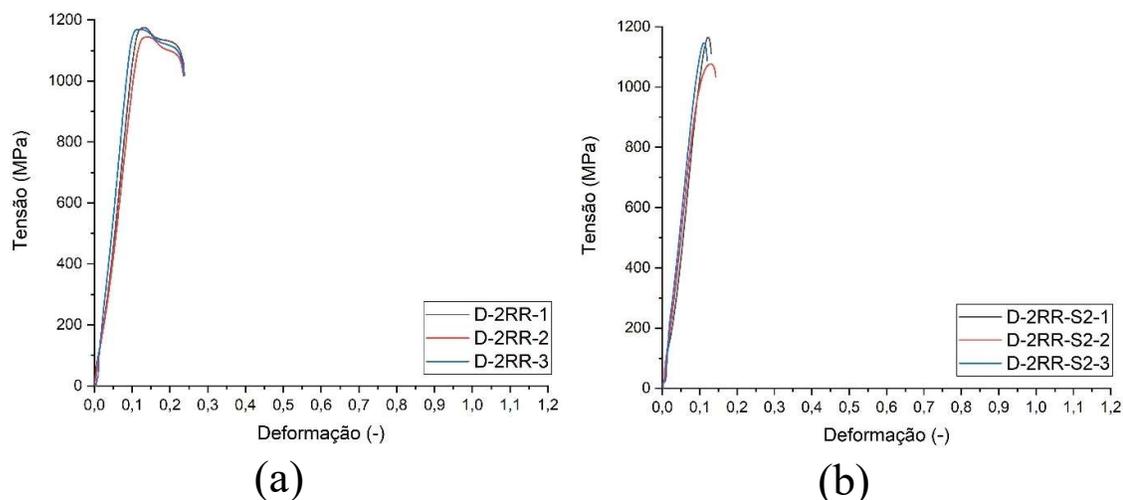
**Tabela 4.16** Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-1RR (sem solda) e D-1RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 1000 W).

Corpos de prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento uniforme (%)
D-1RR sem solda			
D-1RR-1	1068,0	1118,4	15,0
D-1RR-2	975,0	1050,3	19,1
D-1RR-3	1006,0	1146,0	16,6
Média	1016,3	1104,9	16,9
Desvio-padrão	38,6	40,2	1,7
D-1RR com solda			
D-1RR-S2-1	789,0	986,4	15,6
D-1RR-S2-2	790,0	1030,6	19,9
D-1RR-S2-3	831,0	1107,2	18,4
Média	778,6	999,1	17,9
Desvio-padrão	34,1	64,6	1,8

**Tabela 4.17** Comparação das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-1RR (sem solda) e D-1RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 1000 W).

Amostras	LE (MPa)	LRT (MPa)	AL uniforme (%)
1RR	1016,3	1104,9	16,9
D-1RR-S2	778,6	999,1	17,9
$\Delta\%$	-23,4	-9,6	6,0

Analisando o efeito da soldagem (1500 mm/min e 500 W) nas curvas tensão *versus* deformação da amostra D-1RR (Figura 4.72) é possível observar uma maior mudança nos formatos das mesmas, onde a soldagem provocou perda no alongamento, com uma ruptura repentina logo no início da deformação plástica. Como visto através das análises microestruturais via MO na seção 4.2.3.1, as dimensões da ZF da amostra D-2RR-S2 foi menor quando comparada com as das amostras D-CR-S1 e D-1RR-S2. Logo, esse comportamento pode estar associado à maior concentração de tensão local sofrido nesta região. KUMAR, MUKHERJEE e BANDYOPADHYAY (2017) realizaram um estudo comparativo de soldagem a laser de Nd:YAG em metais AISI 304 e AISI 316, variando potência, pulso e velocidade de soldagem, no qual observaram o mesmo comportamento de ruptura abrupta no início da deformação plástica, associado à área de ZF reduzida, onde a concentração de stress local foi significativamente alta. Apesar disso, como pode ser visto na Tabelas 4.18 e 4.19, mesmo com uma maior dispersão dos resultados, o efeito da soldagem no LE foi bem menor quando comparado com a amostra D-1RR (-3,4% e -23,4%, respectivamente), o que pode ter sido consequência de uma microestrutura mais refinada na ZF apresentada pela amostra D-2RR-S2M quando comparada à da D-1RR-S2M, como analisado nas micrografias via MEV, na seção 4.2.3.2.1. O LRT teve uma redução (-9,1%) semelhante à da amostra D-1RR (-9,6%).



**Figura 4.72** Curvas de Tensão *versus* Deformação de Engenharia, para tração uniaxial sem extensômetro, das amostras (a) D-2RR (sem solda) e (b) D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 500 W).

**Tabela 4.18** Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-2RR (sem solda) e D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 500 W).

Corpos de prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento uniforme (%)
2RR sem solda			
D-2RR-1	1095,0	1167,0	22,6
D-2RR-2	1049,0	1144,8	14,6
D-2RR-3	1085,0	1169,9	15,5
Média	1076,3	1160,6	17,6
Desvio-padrão	19,8	11,2	3,6
2RR com solda			
D-2RR-S2-1	1016,0	1157,0	16,2
D-2RR-S2-2	895,0	1068,6	18,4
D-2RR-S2-3	1024,0	1138,4	13,3
Média	978,3	1121,3	15,9
Desvio-padrão	59,0	38,1	2,1

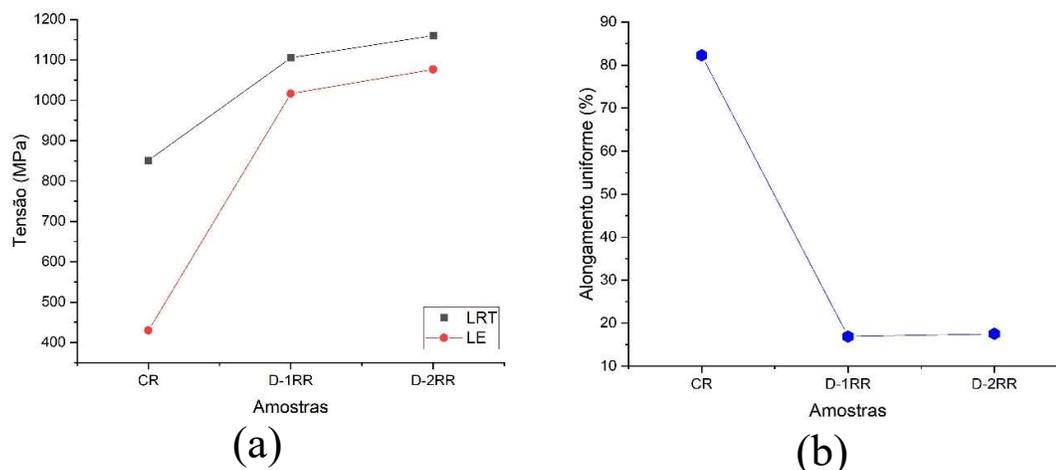
**Tabela 4.19** Comparação das propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial sem extensômetro, das amostras D-2RR (sem solda) e D-2RR-S2 (com solda a 1500 mm/min e 500 W).

Amostras	LRT (MPa)	LE (MPa)	AL uniforme (%)
D-2RR	1160,6	1076,3	17,6
D-2RR-S2	1121,3	978,3	15,9
$\Delta\%$	-3,4	-9,1	-9,2

Analisando as propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração das amostras CR, D-1RR e D-2RR sem solda, é possível observar uma mudança significativa dos valores de LRT, LE e AL uniforme (Figura 4.73). As amostras laminadas e recozidas alcançaram valores de

LRT e LE consideravelmente superiores que a amostra como recebida. Em contrapartida, houve uma perda na ductilidade, onde os alongamentos uniformes das amostras 1RR e 2RR (16,91 e 17,55%) atingiram apenas cerca de 20% do AL uniforme da amostra CR (82,28%).

O incremento nos valores do LE e LRT nas amostras recozidas está associado ao refinamento microestrutural, elucidado pela significativa redução no tamanho de grão austenítico, conjugada à presença de alguma austenita encruada residual. Uma vez que o incremento na área de contornos, como também na densidade de discordância, aumenta a resistência de oposição à deformação ao longo de toda a extensão do intervalo da deformação plástica (REED-HILL, 1982; DIETER, 1988). Uma vez que o recozimento se deu em uma temperatura abaixo da temperatura de completa recristalização da matriz austenítica a fim de propiciar de forma mais significativa a reversão da martensita  $\alpha'$  em austenita.



**Figura 4.73** Evolução das propriedades extraídas dos ensaios de tração das amostras CR, D-1RR e D-2RR sem solda: (a) LRT e LE e (b) Alongamento uniforme.

Após os ensaios de tração uniaxial os CPs foram submetidos à análise de ferritoscopia para quantificar o percentual de martensita (%M), formada em consequência do efeito TRIP. As medidas foram realizadas na região útil dos corpos de prova, em que não houve estrição nem fratura. A médias das leituras para cada CP estão exibidas na Tabela 4.20.

Como já havia se apresentado e discutido na seção 4.2.1, o processamento termomecânico imposto nas amostras produzidas para este estudo promoveu tanto um refinamento significativo do tamanho de grão austenítico, como também reduziu a susceptibilidade do aço ASTM 201LN a transformação martensítica induzida por deformação, em função dos percentuais de martensita  $\alpha'$  quantificados a partir das medidas de DRX (Tabela 4.5) e de ferritoscopia (Tabela 4.20) quando comparada a condição CR, como também a propensão do aço em exibir o efeito

TRIP, ou seja, pelo decréscimo da plasticidade deste em função dos menores valores de alongamento uniforme exibidos (Figuras 4.71 e 4.72 e Tabelas 4.16 e 4.18) comparada a condição como recebida (Figura 4.70 e Tabela 4.14). No entanto, quando se observa os percentuais de martensita  $\alpha'$ , medidos com o ferritoscópio no MB na região de deformação uniforme, dos CPs com solda, verifica-se uma dispersão maior nos resultados da amostra das três condições analisadas, como também valores inferiores para as condições D-1RR-S2 e D-2RR-S2. Como o efeito TRIP é afetado pelo modo como se dá a deformação e, aparentemente, a distribuição de deformação ao longo do comprimento útil dos CPs com solda, que se distribui de forma não homogênea entre o MB e a junta soldada (ZTA/ZF), isto pode ter afetado a forma como se deu a solitação mecânica no MB para assim justificar estes valores de martensita  $\alpha'$  medidos.

**Tabela 4.20** Porcentagem de martensita (%M), avaliada por Ferritoscopia, medida da região e deformação uniforme dos CPs submetidos à tração uniaxial até a ruptura.

CPs sem solda	% M	CPs com solda	% M
CR-1	18,86	D-CR-S1-1	19,05
CR-2	16,14	D-CR-S1-2	15,02
CR-3	16,53	D-CR-S1-3	11,50
Média	17,18	Média	15,19
Desvio-padrão	1,20	Desvio-padrão	3,09
1RR-1	3,17	D-1RR-S2-1	2,64
1RR-2	3,01	D-1RR-S2-2	2,92
1RR-3	3,45	D-1RR-S2-3	2,57
Média	3,21	Média	2,71
Desvio-padrão	0,18	Desvio-padrão	0,15
2RR-1	2,98	D-2RR-S2-1	5,00
2RR-2	2,86	D-2RR-S2-2	3,04
2RR-3	3,04	D-2RR-S2-3	5,19
Média	2,96	Média	4,41
Desvio-padrão	0,08	Desvio-padrão	0,97

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos objetivos de otimização de soldagem a laser Yb:fibra do aço ASTM 201LN, no estado como recebido e de chapas extraídas ao longo das etapas do processamento termomecânico para refinamento dos grãos e incremento da resistência mecânica com atenção aos efeitos na ductilidade, em função dos valores de LE e LRT, pode-se concluir que:

- O processamento termomecânico adotado no trabalho, que consistiu de duas etapas de laminação a frio para indução de martensita intercaladas com duas etapas de recozimento para reversão de fase, foi eficiente no refino dos grãos de austenita, com distribuição heterogênea e coexistência de austenita encruada que favoreceu o incremento nas propriedades de microdureza, LE e LRT, mas com redução significativa na ductilidade do aço. A quantificação de fases por DRX, utilizando o método de Rietveld, das amostras retiradas da primeira e da segunda etapa de laminação (amostras 1LF e 2LF, nessa ordem) resultaram em percentuais de martensita iguais a 26,19 % e 15,27 %, respectivamente, reversão total para a primeira etapa de recozimento para reversão (amostra 1RR), ou seja, 100% de fase austenita e um percentual residual de martensita igual a 3,42% para a segunda etapa de recozimento (amostra 2RR);
- Foram realizados 7 testes de soldagem a laser Yb:fibra variando a velocidade e potência. Os valores ótimos de velocidades e potências de laser, que geraram um aporte térmico ideal, gerando uma solda com regiões de ZTA e ZF mais estreitas foram: 1000 mm/min e 2000 W para a amostra CR, 1500 mm/min e 1000 W para as amostras da primeira etapa de tratamento termomecânico (1LF e 1RR) e 1500 mm/min e 500W para as amostras da segunda etapa (2LF e 2RR);
- Para a amostra CR – mais espessa, o aumento da velocidade de soldagem que resulta em menor aporte térmico provocou uma penetração incompleta da chapa, assim como, nos testes de soldagem onde houve diminuição da potência do laser com diminuição também da velocidade as soldas se apresentaram mais largas e falta de penetração total ao longo da espessura;
- Já para as amostras com processamento termomecânico, de menor espessura e, conseqüentemente, provável redução na condutividade térmica em função da modificação microestrutural, o aumento da velocidade de soldagem, mantendo a

potência, alcançou penetração total e favoreceu regiões da solda (ZF e ZTA) mais estreitas, com formato peculiar do modo *keyhole*, sem defeitos de solda, com boa qualidade em toda a extensão do cordão de solda. A diminuição da potência do feixe concomitante com a diminuição de velocidade, provocou maior aporte térmico gerando regiões mais largas;

- A microestrutura da ZF é composta por grãos dendríticos de matriz austenítica e presença da fase ferrita  $\delta$  residual (abaixo de 2%);
- As amostras recozidas para reversão, com grãos mais refinados, também de menor espessura, apresentaram aumento da porcentagem ferrita  $\delta$  na ZF devido ao aumento da taxa de resfriamento. Assim como ZF e ZTA mais estreitas com microestrutura também mais refinadas, o que gerou menor interferência nas propriedades mecânicas com relação a condição não soldada;
- Em termos de propriedades mecânicas, foi observado um decaimento na resistência à indentação nas regiões da solda ( $MB > ZTA > ZF$ ), em razão da microestrutura mais grosseira da estrutura dendrítica da ZF e evidências de crescimento dos grãos na ZTA gerado pelo ciclo térmico da soldagem;
- Os cordões de solda se mostraram como ponto de fragilização dos CPs ensaiados via tração uniaxial, provocando o decaimento das propriedades de LE, LRT e alongamento uniforme. Mas, mesmo com a solda, as amostras que sofreram processamento termomecânico exibiram LE e LRT consideravelmente maior que a amostra como recebida. Comportamento este extremamente positivo para uma possibilidade de aplicabilidade de um material de elevadas resistências, sem exigência de significativo alongamento;
- Por fim, foi observado pela quantificação da porcentagem de martensita  $\alpha'$  via ferritoscopia após a realização dos ensaios de tração, das amostras austeníticas, a redução da susceptibilidade do aço ASTM 201LN ao efeito TRIP pela imposição do processamento termomecânico, sobretudo da segunda etapa, quando comparada com a amostra CR.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos e discussão realizada, sugere-se que:

- Realizar as laminações em ambiente com temperatura controlada, de modo a ter maior controle sobre a formação de martensita  $\alpha'$  durante a deformação, no caso de estudos em escala piloto em que não se faz uso soluções lubrificantes e refrigerantes durante a laminação. Assim como, monitorar a taxa de aquecimento do forno de forma a analisar com maior precisão a evolução microestrutural durante o recozimento;
- Avaliar o uso de outras soluções para o ataque eletrolítico, de forma a revelar a microestrutura do MB e ZTA, obtendo micrografias via MEV com melhor qualidade, sem formação de pites e melhor identificação das fases. Assim como, uma análise detalhada dos aspectos microestruturais, sobretudo das amostras laminadas, via EBSD/MEV e Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET);
- Conduzir novos testes da soldagem a laser de Yb:fibra na amostra CR, aumentando a potência e velocidade a fim de se obter um cordão de solda com menor descontinuidade ao longo do cordão de solda;
- Proceder a análise microestrutural via MEV no plano da chapa, na região da solda, para confirmar a morfologia de grãos equiaxiais ou axiais no centro da ZF;
- Realizar análises de microdifração nas regiões da solda (MB, ZTA e ZF) para identificação e quantificação das fases presentes em cada região e para a realização do estudo de tensões residuais das juntas soldadas;
- Conduzir estudos quanto evolução microestrutural na região de estrição e do aspecto da fratura com e sem solda;
- Realizar ensaios de corrosão para avaliar a influência da soldagem nas propriedades de resistência à corrosão do aço.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AK STEEL. **301 Stainless Steel**: Product Data Bulletin. AK Steel Corporation. 2006. Disponível em: [https://www.aksteel.com/sites/default/files/2018-01/301201706\\_0.pdf](https://www.aksteel.com/sites/default/files/2018-01/301201706_0.pdf).
- ALALI, M.; TODD, I.; WYNNE, B. P. Through-thickness microstructure and mechanical properties of electron beam welded 20 mm thick AISI 316L austenitic stainless steel. **Materials & Design**, v. 130, p. 488-500, 2017.
- ALLAIN, S.; CHATEAU, J.-P.; BOUAZIZ, O. A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 387-389, p.143-147, dez. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.060>.
- APERAM. **Catálogo de produtos**. Aperam South America. 2011. Disponível em: <<http://guides.com.br/home/wp-content/uploads/2011/11/cat-amib.pdf>>.
- ASM INTERNATIONAL. **Welding, Brazing and Soldering**. V. 6. ASM HANDBOOK, 1998.
- ATHANAZIO N. M. A. **Influência da Nitretação na Eficiência da Soldagem entre Metais Dissimilares Ti-Al-4V e AA6013-T4 Realizados com Laser**. [Dissertação de Mestrado] Instituto Tecnológico da Aeronáutica, 2016.
- BADESHIA H.D.K.H **Worked examples in the Geometry of Crystal** [Livro], The Institute of Metals, 2ª ed., 2001.
- BAGHBADORANI, H. S. et al. Influence of Nb-Microalloying on the Formation of Nano/Ultrafine-Grained Microstructure and Mechanical Properties During Martensite Reversion Process in a 201-Type Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s.l.], v. 46, n. 8, p.3406-3413, 5 maio 2015. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-015-2931-3>.
- BEHJATI, P. et al. Influence of prior cold rolling reduction on microstructure and mechanical properties of a reversion annealed high-Mn austenitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 650, p.119-128, jan. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.069>.
- BEHJATI, P.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. Application of martensitic transformation fundamentals to select appropriate alloys for grain refining through martensite thermomechanical treatment. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Springer, v. 44, n. 8, p. 3524–3531, 2013.
- BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. **Steels: microstructure and properties**. Butterworth-Heinemann, 2017.

BYUN, T.S; HASHIMOTO, N; FARRELL, K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 52, n. 13, p.3889-3899, ago. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2004.05.003>.

CHALLA, V.s.a. et al. Influence of grain structure on the deformation mechanism in martensitic shear reversion-induced Fe-16Cr-10Ni model austenitic alloy with low interstitial content: Coarse-grained versus nano-grained/ultrafine-grained structure. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 661, p.51-60, abr. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.002>.

CHARLES, J.; MITHIEUX, J.D.; SANTACREU, P.O.; PEGUET, L.; The ferritic stainless steel family: the appropriate answer to nickel volatility?, **Science and Market** 106(3), pp.124-139, 2009.

CHAWLA, K. K.; MEYERS, M. A. **Mechanical behavior of materials**. 2 ed. [livro], - 2008.

CHUAIPHAN, W.; SRIJAROENPRAMONG, L. Optimization of gas tungsten arc welding parameters for the dissimilar welding between AISI 304 and AISI 201 stainless steels. **Defence technology**, v. 15, n. 2, p. 170-178, 2019.

CHUAIPHAN, W.; SRIJAROENPRAMONG, L. Effect of hydrogen in argon shielding gas for welding stainless steel grade SUS 201 by GTA welding process. **Journal of Advanced Joining Processes**, p. 100016, 2020.

COELHO, B. N. et al. A Comparative Study of the Heat Input During Laser Welding of Aeronautical Aluminum Alloy AA6013-T4. **Journal of Aerospace Technology and Management**, [s.l.], v. 10, p.1-12, 14 jun. 2018. Institute of Aeronautics and Space. <http://dx.doi.org/10.5028/jatm.v10.925>.

DELONG, W. T. A modified phases diagram for stainless steel weld metals, **Met. Prog.**, Vol 77, Feb 1960, p 98

DI, X., ZHONG, Z., DENG, C., WANG, D. e GUO, X. (2016). **Microstructural evolution of transition zone of clad X70 with duplex stainless steel**. *Materials and Design*, 95(92), 231–236.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. McGraw-Hill Book Company, 1988.

EBRAHIMZADEH, H. et al. Microstructural analyses of aluminum–magnesium–silicon alloys welded by pulsed Nd: YAG laser welding. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 27, n. 5, p. 660-668, 2020.

EL-BATAHGY, A-M. Laser Beam Welding of Austenitic Stainless Steels – Similar Butt and Dissimilar Lap Joints. **Welding Processes**, [s.l.], p.93-116, 21 nov. 2012. InTech. <http://dx.doi.org/10.5772/48756>.

ELMER, J. W.; ALLEN, S. M.; EAGAR, T. W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. **Metallurgical transactions A**, v. 20, n. 10, p. 2117-2131, 1989.

ERIKSSON, I; POWELL, J; KAPLAN, A F H. Measurements of fluid flow on keyhole front during laser welding. **Science And Technology Of Welding And Joining**, [s.l.], v. 16, n. 7, p.636-641, out. 2011. Informa UK Limited.  
<http://dx.doi.org/10.1179/1362171811y.0000000050>.

ESKANDARI, M.; NAJAFIZADEH, A.; KERMANPUR, A. Effect of strain-induced martensite on the formation of nanocrystalline 316L stainless steel after cold rolling and annealing. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 519, n. 1-2, p.46-50, ago. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.04.038>.

FLEMINGS, M. C. Solidification processing. **Metallurgical transactions**, v. 5, n. 10, p. 2121-2134, 1974.

FORTUNA, S. V. et al. Selection of the severe plastic deformation mode for improving mechanical properties of AISI 201 steel. In: **AIP Conference Proceedings**. AIP Publishing LLC, 2018. p. 020093.

FRITZLEN G.A. e ELBAUM J.K. **Cobalt-Chromiun-Tungsten-Molybdenum Wear-Resistant Alloys** [Livro]. – [s.l.]: 1961.

GALINDO-NAVA, E. I.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. E. J. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 128, p.120-134, abr. 2017. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.02.004>.

GAUSS, C. et al. In situ synchrotron X-ray evaluation of strain-induced martensite in AISI 201 austenitic stainless steel during tensile testing. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 651, p.507-516, jan. 2016. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.110>.

GOIA, F. A. **Endurecimento da superfície do aço ferramenta VC131 utilizando laser a fibra**. [Dissertação de mestrado]. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos – SP, 2010.

GURGEL, M. A. M.; **Evolução estrutural de um aço dp laminado a frio e submetido ao recozimento intercrítico sob distintas condições de resfriamento**. [Dissertação de mestrado]. Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda – RJ, 2016.

HAMADA, A.S. et al. Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr–Mn grade austenitic stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 559, p.336-344, jan. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.108>.

HAMADA, A.S. et al. Enhancement of mechanical properties of a TRIP-aided austenitic stainless steel by controlled reversion annealing. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 628, p.154-159, mar. 2015. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.042>.

HE, Y.M. et al. Effect of carbide precipitation on strain-hardening behavior and deformation mechanism of metastable austenitic stainless steel after repetitive cold rolling and reversion

annealing. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 708, p.248-253, dez. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.103>.

HEDAYATI, A. et al. The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 210, n. 8, p.1017-1022, jun. 2010. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.02.010>.

HULL, D.; BACON, D. J. **Introduction to dislocations**. Butterworth-Heinemann, 2001.

HUNZIKER, O.; DYE, D.; REED, R. C. On the formation of a centreline grain boundary during fusion welding. **Acta Materialia**, v. 48, n. 17, p. 4191-4201, 2000.

ISSFc, **Stainless Steel in Figures, 2020**, Disponível em: [https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF\\_Stainless\\_Steel\\_in\\_Figures\\_2020\\_English\\_public\\_version.pdf](https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Stainless_Steel_in_Figures_2020_English_public_version.pdf)

IWAMOTO, T.; TSUTA, T.; TOMITA, Y. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 40, n. 2-3, p. 173-182, 1998.

JUNG, S-M. et al. Study on mechanical properties of austenitic stainless steel depending on heat input at laser welding. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 34, n. 1, p. 117-126, 2020.

KANNATEY-ASIBU JR, E. **Principles of laser materials processing**. John Wiley & Sons, 2009.

KISKO, A. et al. The influence of grain size on the strain-induced martensite formation in tensile straining of an austenitic 15Cr–9Mn–Ni–Cu stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 578, p.408-416, ago. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.04.107>.

KOU, S. **Welding metallurgy**. New Jersey, USA, 3 ed., 2003.

KOTECKI, D. J.; LIPPOLD, J. C. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. [livro]. **John Willey & Sons, Inc.**, 2005.

KRUPP, U.; WEST, C.; CHRIST, H.-J. Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: Influence of temperature and carbon content. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 481-482, p.713-717, maio 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.211>.

KUMAR, N.; MUKHERJEE, M.; BANDYOPADHYAY, A. Comparative study of pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 and AISI 316 stainless steels. **Optics & Laser Technology**, v. 88, p. 24-39, 2017.

LEE, J. Y. et al. Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 35, n. 13, p. 1570, 2002.

LIENERT, T. J.; LIPPOLD, J. C. Improved weldability diagram for pulsed laser welded austenitic stainless steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 8, n. 1, p. 1-9, 2003.

LIMA, M. S. F. et al. SOLDAGEM A LASER DA LIGA Ti-6Al-4V. **Abm Proceedings**, [s.l.], p.364-373, out. 2018. Editora Blucher. <http://dx.doi.org/10.5151/1516-392x-26269>.

LIPPOLD, J. C. et al. **Welding Metallurgy and Weldability**. John Wiley & Sons Incorporated, 2015.

LISCHKA, F.T.; **Efeito do cobre e da deformação no efeito TRIP de um aço inoxidável austenítico AISI304, avaliado por diversos métodos de análise**, Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina – SC, 2013.

LIU, S. et al. Real weld geometry determining mechanical properties of high power laser welded medium plates. **Optics and Laser Technology**, [s.l.], v. 102, p.100-110, jun. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.11.047>

LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R**, [s.l.], v. 65, n. 4-6, p.39-104, 29 maio 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>.

LU, J. et al. Stacking fault energies in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 111, p.39-46, jun. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.042>.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3 Ed. 1 reimpressão. UFMG, 2011.

MCGUIRE, M. **Stainless steels for design engineers**. [livro]: 2009.

MESSLER JR, R. W. **Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy**. John Wiley & Sons, 2008.

MISRA, R. D. K. et al. Nanograined/ultrafine-grained structure and tensile deformation behavior of shear phase reversion-induced 301 austenitic stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 41, n. 8, p. 2162-2174, 2010.

MOALLEMI, M. et al. Deformation-induced martensitic transformation in a 201 austenitic steel: The synergy of stacking fault energy and chemical driving force. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 653, p.147-152, jan. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.006>.

MOALLEMI, M. et al. Effect of reversion annealing on the formation of nano/ultrafine grained structure in 201 austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 530, p.378-381, dez. 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.099>.

MOALLEMI, M. et al. Formation of nano/ultrafine grain structure in a 201 stainless steel through the repetitive martensite thermomechanical treatment. **Materials Letters**, [s.l.], v. 89, p.22-24, dez. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2012.08.058>.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. **Introdução à metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, 2012.

MOREIRA, L.P. et al. Análise Numérica da Estampagem de Chapas de Aços com Efeitos de Transformação de Fases, In: VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2010 – Paraíba / Brazil.

NISHIYAMA, N. **Martensitic Transformation** [livro], Academic Press, Inc. 1978.

NOHARA, K.; ONO, Y.; OHASHI, N. Composition and grain size dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels. **Tetsu-to-Hagané**, v. 63, n. 5, p. 772-782, 1977.

OLSON, G. B.; COHEN, M. A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. [livro]. **Journal of the Less Common Metals**, v. 28, n. 1, p. 107-118, 1972.

OLSON, G. B.; COHEN, M. Kinetics of nucleation strain-induced martensitic. **Metall. Mater. Trans. A**, v. 6, p. 791, 1975.

OUTOKUMPU **Handbook of Stainless Steel** [Livro]. - 2013.

PADILHA, A. F.; JUNIOR, F. S. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. ABM, 2005.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços Inoxidáveis austeníticos, Hemus Editora. **São Paulo**, v. 342, 1994.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. Diffusional transformations in solids. In: **Phase transformations in metals and alloys**. Springer US, 1992. p. 263-381.

RAGAVENDRAN, M.; VASUDEVAN, M. Laser and hybrid laser welding of type 316L (N) austenitic stainless steel plates. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 35, n. 8, p. 922-934, 2020.

REED-HILL, R. E., **Princípios de metalurgia física**, 2 ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois S.A., 1982

REZAEI, A.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; MOALLEMI, M. Production of nano/ultrafine grained aisi 2011 stainless steel through advanced thermo-mechanical treatment. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 528, n. 15, p. 5025–5029, 2011.

SABOONI, S. et al. The role of martensitic transformation on bimodal grain structure in ultrafine grained AISI 304L stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 636, p.221-230, jun. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.101>.

SADEGHPOUR, S.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. Influence of Ti microalloying on the formation of nanocrystalline structure in the 201L austenitic stainless steel during

martensite thermomechanical treatment. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 584, p.177-183, nov. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.014>.

SAEED-AKBARI, A. et al. Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40, n. 13, p. 3076-3090, 2009.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal progress**, v. 56, n. 11, p. 680, 1949.

SCHRAMM, R. E.; REED, R. P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, [s.l.], v. 6, n. 7, p.1345-1351, jul. 1975. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/bf02641927>.

SHEN, Y.F. et al. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 552, p.514-522, ago. 2012. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.05.080>.

SHIMADZU. **Dynamic Ultra-micro Hardness Tester DUH-211/ DUH-211S** (2009)

SHIRDEL, M.; MIRZADEH, H.; PARSA, M.H. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 103, p.150-161, maio 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2015.03.031>.

SILVA, A.L.V.C. e MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais** [Livro] - [s.l.]: 2006

SIQUEIRA, H. M. S. **Soldagem a Laser Autógena em Passe Único de Juntas T de Alumínio AA 6013-T4 com Alta Resistência Mecânica**. [Tese de doutorado]. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2016.

SOUZA, C. O. **Desenvolvimento de Estruturas de Grãos Ultrafinos em Aço inoxidável ASTM 201LN Via Múltiplas Etapas de Laminação a Frio e Recozimento para Reversão**. [Tese de doutorado]. Instituto Militar de Engenharia, 2019.

SOUZA FILHO, I. R. et al. Austenite reversion in AISI 201 austenitic stainless steel evaluated via in situ synchrotron X-ray diffraction during slow continuous annealing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 755, p. 267-277, 2019.

SOUZA FILHO, I. R. et al. Effects of strain-induced martensite and its reversion on the magnetic properties of AISI 201 austenitic stainless steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 419, p. 156-165, 2016.

STANDARD, A. S. T. M. E8/E8M-13a. **Standard test methods for tension testing of metallic materials**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.

SUN, G.S. et al. The significant role of heating rate on reverse transformation and coordinated straining behavior in a cold-rolled austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 732, p.350-358, ago. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.024>.

TAKALO, T.; SUUTALA, N.; MOISIO, T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 8, p. 1173-1181, 1979.

TALONEN, J.; ASPEGREN, P.; HÄNNINEN, H. Comparison of different methods for measuring strain induced  $\alpha$ -martensite content in austenitic steels. **Materials Science and Technology**, v. 20, n. 12, p. 1506-1512, 2004.

TAVARES, S.S.M., PARDAL, J.M., GOMES DA SILVA, M.J., ABREU, H.F.G. e SILVA, M.R. Deformation induced martensitic transformation in a 201 modified austenitic stainless steel. **Mater. Charact.**, 2009 - vol.60 (8) - pp.907-911.

TAYLOR, A. F., FRANCIS, C. S.; **Handbook of Nanophysics** (2010).

TIAN, Y.; BORGSTAM, A.; HEDSTRÖM, P. A Microstructural Investigation of Athermal and Deformation-induced Martensite in Fe-Cr-Ni Alloys. **Materials Today: Proceedings**, [s.l.], v. 2, p.687-690, 2015. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.376>.

TOMIMURA, K.; TAKAKI, S.; TOKUNAGA, Y. Reversion Mechanism from Deformation Induced Martensite to Austenite in Metastable Austenitic Stainless Steels. **Isij International**, [s.l.], v. 31, n. 12, p.1431-1437, 1991. Iron and Steel Institute of Japan.  
<http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.31.1431>.

TOURKI, Z.; BARGUI, H.; SIDHOM, H. The kinetic of induced martensitic formation and its effect on forming limit curves in the AISI 304 stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 166, n. 3, p.330-336, ago. 2005. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.08.010>.

TZENG, Y.-F. Process characterisation of pulsed Nd: YAG laser seam welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 16, n. 1, p. 10-18, 2000.

UNFRIED-SILGADO, J. et al. Stacking fault energy measurements in solid solution strengthened Ni-Cr-Fe alloys using synchrotron radiation. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 558, p.70-75, dez. 2012. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.07.072>.

VASHISHTHA, H. et al. Effect of welding processes on microstructural and mechanical properties of dissimilar weldments between conventional austenitic and high nitrogen austenitic stainless steels. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 25, p. 49-59, 2017.

WAYMAN C. M. e BADESHIA H. K. D. H, **Phase Transformations, Nondiffuse** [Seção do Livro], Physical Metallurgy of Steel / A. do livro CAHN R.W. e HAASEN P., 4ª ed., Vol. 2, 1996.

YAN, J.; GAO, M.; ZENG, X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. **Optics and Lasers In Engineering**, [s.l.], v. 48, n. 4, p.512-517, abr. 2010. Elsevier BV.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.optlaseng.2009.08.009>.

YOUNG, R. A. **The Rietveld method**. Oxford University Press, 1933. ISBN 0-19-855577-6.

XIN, D.; CAI, Y.; HUA, X. Effect of preheating on microstructure and low-temperature toughness for coarse-grained heat-affected zone of 5% Ni steel joint made by laser welding. **Welding in the World**, v. 63, n. 5, p. 1229-1241, 2019.

ZHENG, C.; YU, W. Effect of low-temperature on mechanical behavior for an AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 710, p.359-365, jan. 2018. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.003>.

## APÊNCIDE

### APÊNDICE A – NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS SOLDADAS

Para melhor entendimento, na Tabela 1 deste apêndice é mostrado as nomenclaturas adotadas no trabalho para cada condição de processamento, cada solda utilizada e a parte dos cordões de solda em que foram extraídas. Essas nomenclaturas são precedidas no trabalho com as letras P, para as amostras preliminares, ou D, para as amostras definitivas.

Tabela 1 - Nomenclatura das amostras soldadas nas melhores condições de soldagem.

Amostras	Processamento	Soldas	Partes da solda	Nomenclatura
CR	Como recebida	S1	Início da solda	D-CR-S1I
			Meio da solda	D-CR-S1M
			Fim da solda	D-CR-S1F
		S2	Início da solda	D-CR-S2I
			Meio da solda	D-CR-S2M
			Fim da solda	D-CR-S2F
		S3	Início da solda	D-CR-S3I
			Meio da solda	D-CR-S3M
			Fim da solda	D-CR-S3F
1LF	Laminada com 1 sequência de laminação de 8 passes, com ~10% de redução em cada passe	S1	Início da solda	D-1LF-S1I
			Meio da solda	D-1LF-S1M
			Fim da solda	D-1LF-S1F
		S2	Início da solda	D-1LF-S2I
			Meio da solda	D-1LF-S2M
			Fim da solda	D-1LF-S2F
		S3	Início da solda	D-1LF-S3I
			Meio da solda	D-1LF-S3M
			Fim da solda	D-1LF-S3F
1RR	Laminada com 1 sequência de laminação e recozida a 750 °C - 15 min	S1	Início da solda	D-1RR-S1I
			Meio da solda	D-1RR-S1M
			Fim da solda	D-1RR-S1F
		S2	Início da solda	D-1RR-S2I
			Meio da solda	D-1RR-S2M
			Fim da solda	D-1RR-S2F
		S3	Início da solda	D-1RR-S3I
			Meio da solda	D-1RR-S3M
			Fim da solda	D-1RR-S3F
2LF	Laminada com 2 sequências de laminação (8 e 4 passes) e 1 recozimento intermediário a 750 °C - 15 min	S1	Início da solda	D-2LF-S1I
			Meio da solda	D-2LF-S1M
			Fim da solda	D-2LF-S1F
		S2	Início da solda	D-2LF-S2I
			Meio da solda	D-2LF-S2M
			Fim da solda	D-2LF-S2F
		S3	Início da solda	D-2LF-S3I
			Meio da solda	D-2LF-S3I
			Fim da solda	D-2LF-S3I
2RR	2 sequências de laminação, 1 recozimento intermediário a 750 °C - 15 min + 1 recozimento final a 750 °C - 4 min	S1	Início da solda	D-2RR-S1I
			Meio da solda	D-2RR-S1M
			Fim da solda	D-2RR-S1F
		S2	Início da solda	D-2RR-S2I
			Meio da solda	D-2RR-S2M
			Fim da solda	D-2RR-S2F
		S3	Início da solda	D-2RR-S3I
			Meio da solda	D-2RR-S3M
			Fim da solda	D-2RR-S3F

## APÊNDICE B – MAPAS DE FASE VIA EBSD DA ZF

Nas Figuras 1 a 3 são apresentados os mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, de três regiões distintas das ZFs (denominadas ZF1, ZF2 e ZF3) da amostra D-CR-S1M (com aumentos iguais a 200x). Na Tabela 2 são apresentados os resultados de percentual de fases e tamanhos médios dos grãos da austenita de cada região, adquiridos pelo software ESPRIT 1.9, somente grãos acima de 100 pixels foram considerados.

Figura 1 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF1 da amostra D-CR-S1M.

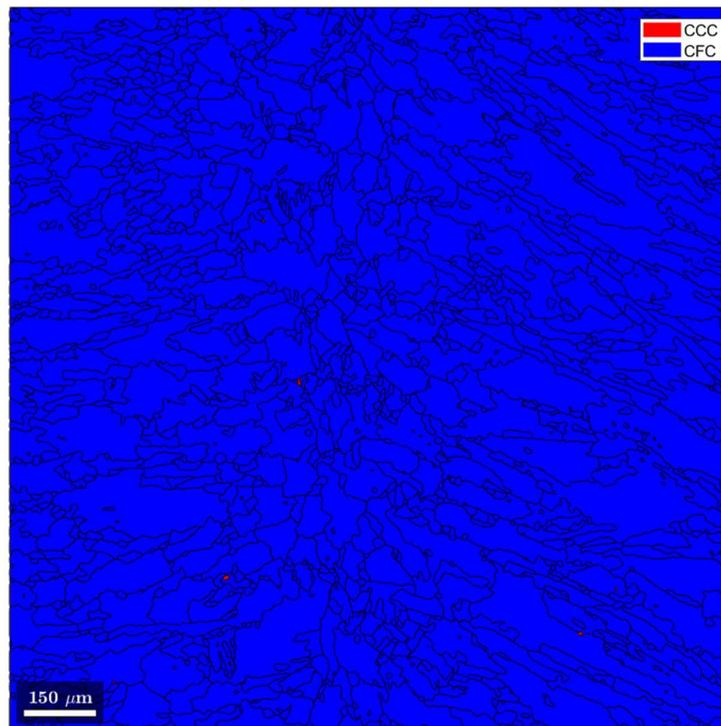


Figura 2 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF2 da amostra D-CR-S1M.

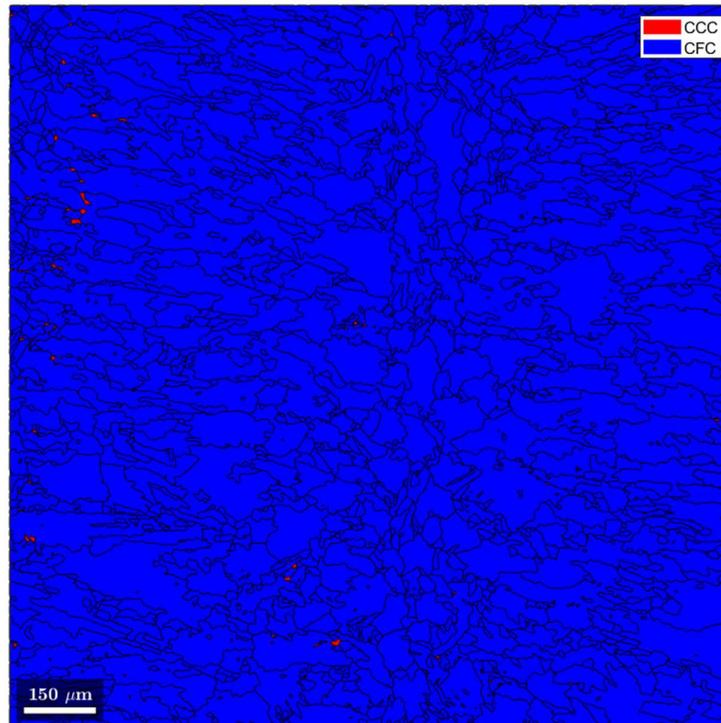


Figura 3 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF3 da amostra D-CR-S1M.

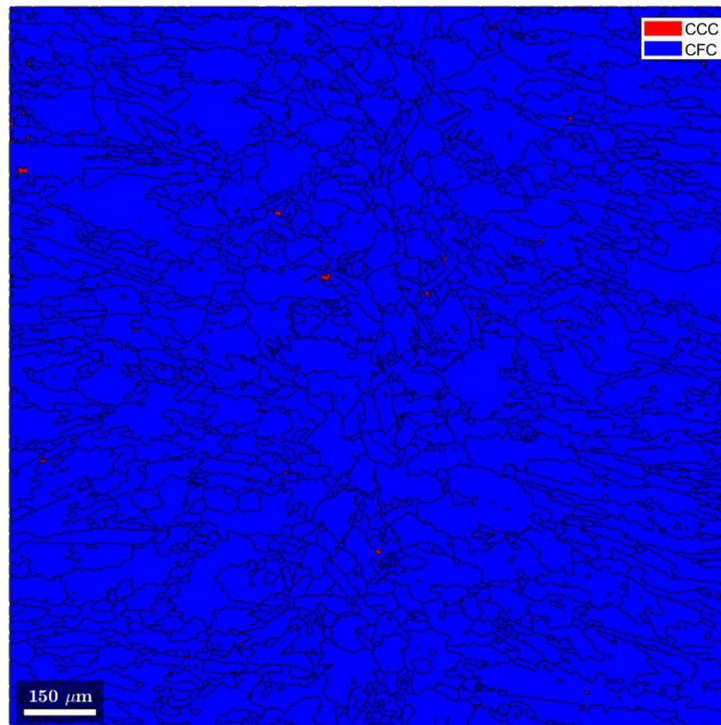


Tabela 2 - Percentual de fase austenita e ferrita e tamanhos médios dos grãos de três regiões distintas da ZF da amostra D-CR-S1M, adquiridos pelo *software* ESPRIT 1.9.

Regiões da ZF	% fases		Tamanho médio dos grãos ( $\mu\text{m}$ )
	Austenita $\gamma$	Ferrita $\delta$	
ZF1	98,89	1,11	65,68
ZF2	99,48	0,52	61,31
ZF3	99,51	0,49	60,94

Nas Figuras 4 a 6 são apresentados os mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, de três regiões distintas das ZFs (denominadas ZF1, ZF2 e ZF3) da amostra D-1RR-S2M (com aumentos iguais a 400 x). Na Tabela 3 são apresentados os resultados de percentual de fases e tamanhos médios dos grãos da austenita de cada região, adquiridos pelo software ESPRIT 1.9, somente grãos acima de 100 pixels foram considerados.

Figura 4 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF1 da amostra D-1RR-S2M.

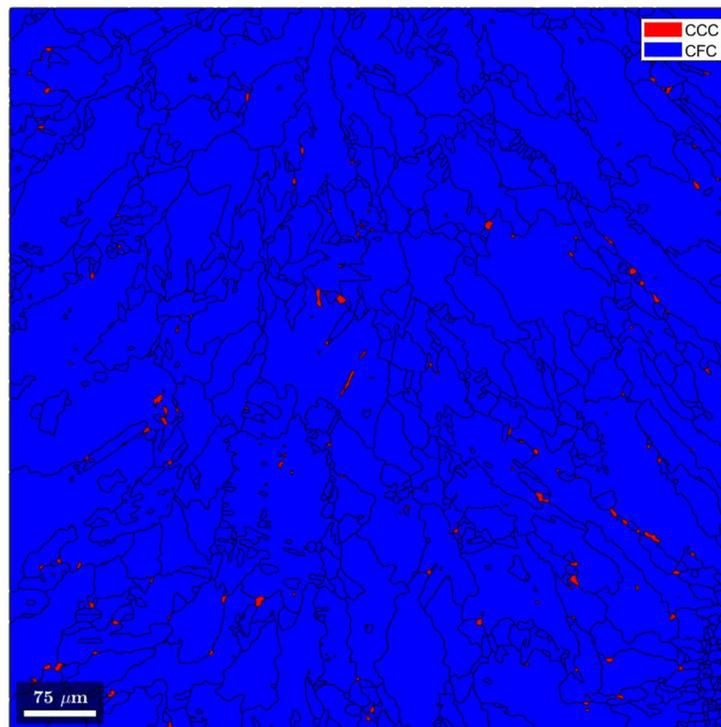


Figura 5 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF2 da amostra D-1RR-S2M.

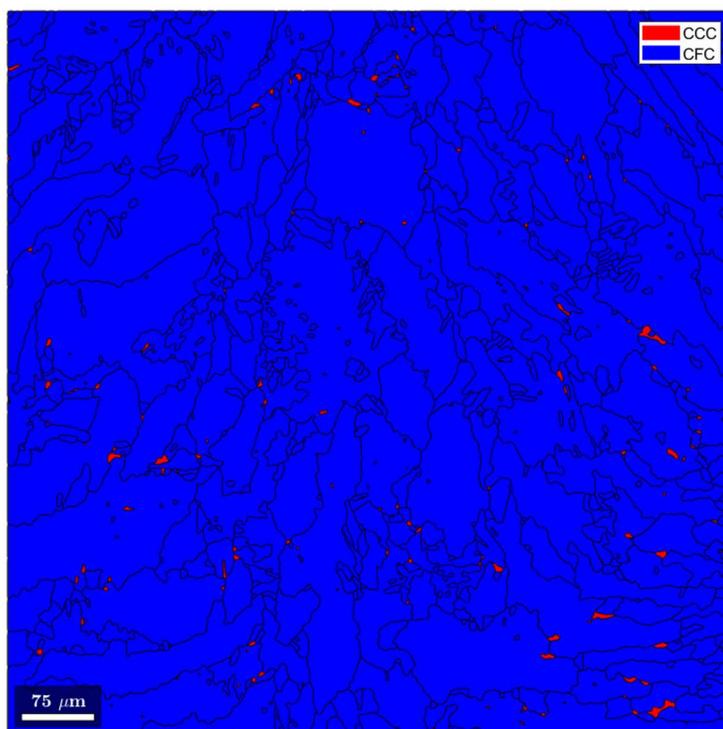


Figura 6 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF3 da amostra D-1RR-S2M.

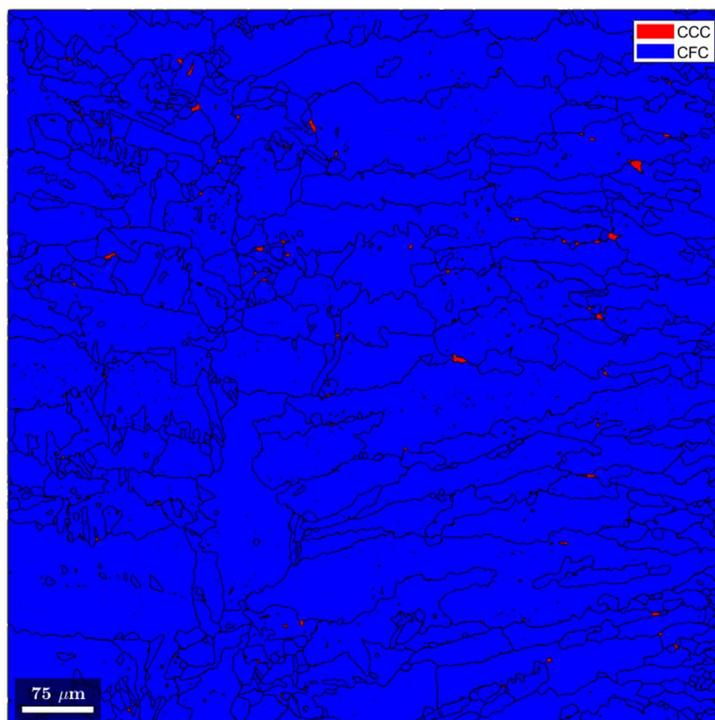


Tabela 3 - Percentual de fase austenita e ferrita e tamanhos médios dos grãos de três regiões distintas da ZF da amostra D-1RR-S2M, adquiridos pelo *software* ESPRIT 1.9.

Regiões da ZF	% fases		Tamanho médio dos grãos da $\gamma$ ( $\mu\text{m}$ )
	Austenita $\gamma$	Ferrita $\delta$	
ZF1	98,82	1,18	40,96
ZF2	98,58	1,42	44,18
ZF3	99,13	0,87	44,79

Nas Figuras 7 a 9 são apresentados os mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, de três regiões distintas das ZFs (denominadas ZF1, ZF2 e ZF3) da amostra D-2RR-S2M (com aumentos iguais a 400 x). Na Tabela 4 são apresentados os resultados de percentual de fases e tamanhos médios dos grãos da austenita de cada região, adquiridos pelo *software* ESPRIT 1.9, somente grãos acima de 100 pixels foram considerados.

Figura 7 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF1 da amostra D-2RR-S2M.

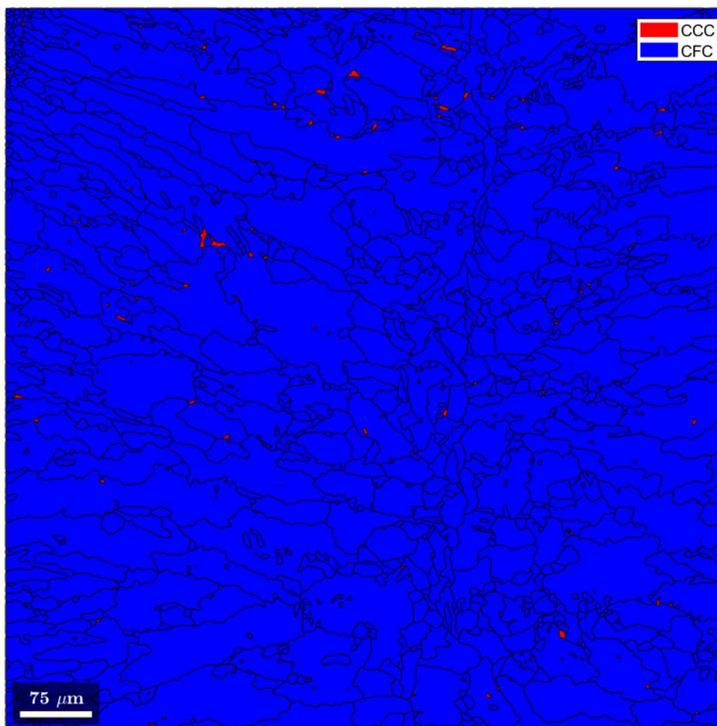


Figura 8 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF2 da amostra D-2RR-S2M.

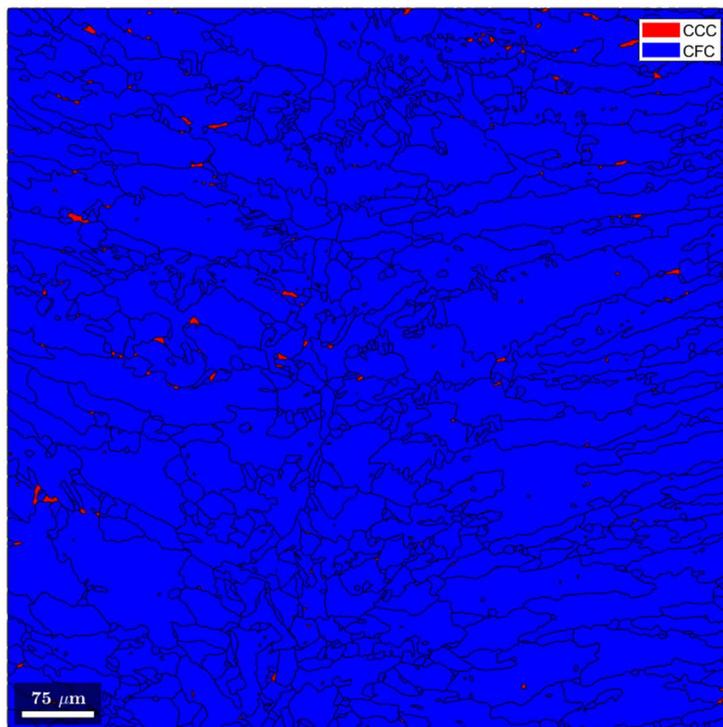


Figura 9 - Mapas de fase, obtidos via análise de EBSD, após tratamento no Matlab com a macro Mtex, da ZF3 da amostra D-2RR-S2M.

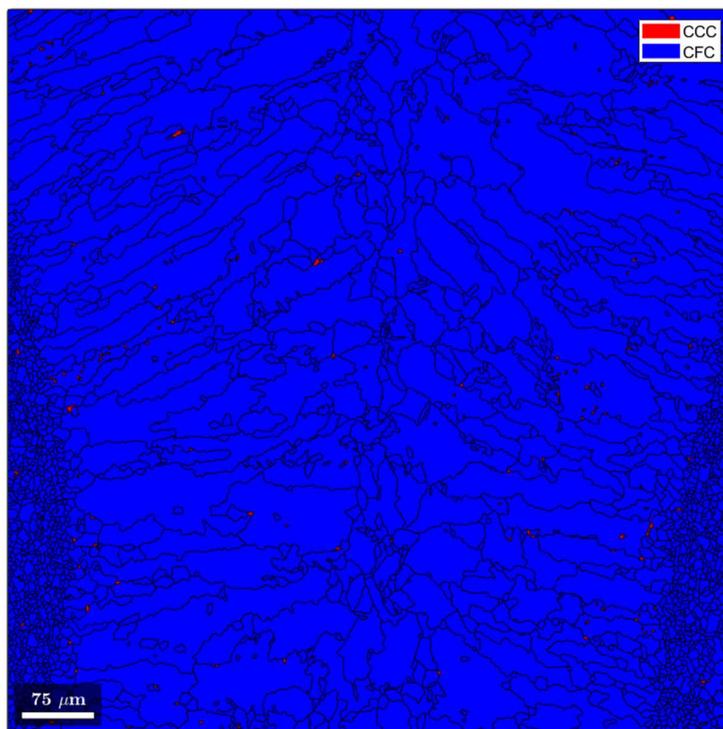


Tabela 4 - Percentual de fase austenita e ferrita e tamanhos médios dos grãos de três regiões distintas da ZF da amostra D-2RR-S2M, adquiridos pelo *software* ESPRIT 1.9.

Regiões da ZF	% fases		Tamanho médio dos grãos da $\gamma$ ( $\mu\text{m}$ )
	Austenita $\gamma$	Ferrita $\delta$	
ZF1	98,65	1,35	35,86
ZF2	98,53	1,47	38,1
ZF3	98,33	1,67	37,7

## APÊNDICE C - IMAGENS MACROSCÓPICAS DOS CPs DE TRAÇÃO APÓS A RUPTURA

Nas Figuras 10 a 12 são exibidas as imagens macroscópicas dos CPs submetidos ao ensaio de tração uniaxial das amostras CR e D-CR-S1, 1RR e D-1RR-S2, 2RR e D-2RR-S2, respectivamente, após ruptura

Figura 10 - CPs de tração após a ruptura das amostras: (a) CR e (b) D-CR-S1



Figura 11 - CPs de tração após a ruptura das amostras: (a) 1RR e (b) D-1RR-S2.



Figura 12 - CPs de tração após a ruptura das amostras: (a) 2RR e (b) D-2RR-S2.

