

HENRIQUE NARDON FERRARESI

EFEITO DOS CICLOS TÉRMICOS DA MANUFATURA
ADITIVA POR SOLDAGEM A ARCO SOBRE A
DUREZA E MICROESTRUTURA DA ZAC DE UM
FERRO FUNDIDO NODULAR



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
2018

HENRIQUE NARDON FERRARESI

**EFEITO DOS CICLOS TÉRMICOS DA MANUFATURA ADITIVA POR
SOLDAGEM A ARCO SOBRE A DUREZA E MICROESTRUTURA DA
ZAC DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Américo Scotti.

UBERLÂNDIA-MG
2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

F374 Ferraresi, Henrique Nardon, 1991-
2018 Efeito dos ciclos térmicos da manufatura aditiva por soldagem a arco sobre a dureza e microestrutura da zac de um ferro fundido nodular [recurso eletrônico] / Henrique Nardon Ferraresi. - 2018.

Orientador: Américo Scotti.
Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2018.987>
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Soldagem elétrica. 3. Ferro fundido. I. Scotti, Américo, 1955- (Orient.) II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

Maria Salete de Freitas Pinheiro - CRB-6/1262



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

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



TERMO

ALUNO: Henrique Nardon Ferraresi

MATRÍCULA: 11712EMC005

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação **LINHA DE PESQUISA:** Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)

PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL MESTRADO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: “Efeito dos Ciclos Térmicos da Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco sobre a Dureza e Microestrutura da ZAC de um Ferro Fundido Nodular”

ORIENTADOR: Prof. Dr. Américo Scotti

A Dissertação foi **APROVADA** em reunião pública, realizada na Sala de Reuniões 1M313 do Bloco 1M, Campus Santa Mônica, em 28 de agosto de 2018, às 09:00 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

Prof. Dr. Américo Scotti	UFU
--------------------------	-----

Prof. Dr. Ruham Pablo Reis	UFU
----------------------------	-----

Prof. Dr. Wilson Luiz Guesser	UDESC
-------------------------------	-------

Uberlândia, 04 de setembro de 2018



Documento assinado eletronicamente por **Américo Scotti, Professor(a) do Magistério Superior**, em 04/09/2018, às 08:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ruham Pablo Reis, Professor(a) do Magistério Superior**, em 04/09/2018, às 09:08, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Wilson Luiz Guesser, Usuário Externo**, em 10/09/2018, às 16:48, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0686869** e o código CRC **A1BEBC4F**.

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar este Curso.

Ao meu orientador, Prof. Américo Scotti, pela orientação, profissionalismo e ensinamentos ao longo desses anos e permitir a realização deste trabalho.

Ao meu Pai, Prof. Valtair Antônio Ferraresi, pelos ensinamentos ao longo de toda a vida, pela orientação e revisão deste trabalho.

A minha esposa Tatiane Santana e ao meu filho Pedro pelo apoio, carinho e paciência que tiveram para a realização deste trabalho.

Aos amigos e amigas do curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia e do LAPROSOLDA, especialmente ao Leandro João da Silva pela ajuda operacional e companheirismo durante esses dois anos de pesquisa.

A CAPES pela concessão da bolsa de estudo durante todo o projeto.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pelo financiamento de publicações e materiais

Aos colaboradores da Tupy, Mauro Antônio Barros Peres e Luciano André Kluge, pela doação do material e informações prestadas. Agradeço as prof^a Rosineide Junkes Lussoli (UniSociesc) e prof^a Danielle Bond (UDESC) que também estiveram envolvidas nesse projeto

E a todos aqueles que me apoiaram de alguma forma na realização deste trabalho.

FERRARESI, H. N. **Efeito dos Ciclos Térmicos da Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco sobre a Dureza e Microestrutura da ZAC de um Ferro Fundido Nodular.** 2018. 125 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

No setor automotivo, moldes e matrizes para a conformação de chapas têm sido fabricados em ferro fundidos, substituindo economicamente o aço ferramenta, os quais apresentam maiores custos para usinagem. A alteração do design dessas matrizes, devido ao lançamento de novos produtos, implica na substituição prematura desses ferramentais. Além disso, a fabricação de uma matriz nova por fundição tem altos custos e longos prazos de entrega. Uma solução seria a fabricação de matrizes de ferro fundido de forma customizada, mas sem a necessidade de moldagem ou usinagem a partir de um bloco. A Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco (MASA) com o processo GMAW (Gas Metal Arc Welding) é uma técnica promissora para este tipo de customização. A MASA consiste na fabricação de pré-formas metálicas a partir da deposição de multicamadas de cordões de solda sobre um substrato. Uns dos grandes desafios da MASA para a customização de moldes e matrizes de ferros fundido está relacionado com a formação de uma microestrutura de alta dureza na região da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e na Zona de Ligação (ZL) durante a soldagem. Estas regiões frágeis, aliadas às tensões de contração, podem levar à formação de trincas na aplicação da matriz. Nesse sentido, o presente trabalho tem como objetivo determinar os efeitos do ciclo térmico da MASA-GMAW sobre a dureza da ZAC e ZL de um substrato de ferro fundido nodular, oriundos da aplicação de camadas de amanteigamento. Para atingir tal objetivo, realizou-se 5 camadas de amanteigamento de forma escalonada e adquiriu-se os respectivos ciclos térmicos de soldagens através da inserção de um termopar no substrato. Nesta etapa foi analisado sistematicamente as transformações microestruturais e de microdureza que ocorreram na ZAC e ZL da 1^a Camada devido às subsequentes camadas (2^a, 3^a, 4^a e 5^a). Com os ciclos térmicos de soldagens reais foi possível realizar simulações físicas através de um simulador de ZAC. Concluiu-se através das soldagens reais e das simulações que as subsequentes camadas de solda causam o revenimento da ZAC do ferro fundido. Avaliou-se também, através da simulação, a possibilidade de se controlar a microdureza e tipo de microestrutura final da ZAC através da temperatura de pré-aquecimento, de interpasso e de pós-aquecimento. Por fim, a validação do estudo se deu através da construção de uma matriz de dobramento em dimensões reduzidas e pela submissão da mesma a trabalho. Os resultados mostraram que o uso da MASA-GMAW para a customização de uma matriz de ferro fundido nodular é adequado e promissor.

Palavras-chave: Manufatura Aditiva a Arco, GMAW, Customização, Ferro Fundido Nodular

FERRARESI, H. N. **Effect of Additive Manufacturing Thermal Cycles by Arc Welding on the Hardness and Microstructure of ZAC of a Nodular Cast Iron.** 2018. 125 f. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

In the automotive sector, molds and dies for sheet forming have been manufactured in cast iron, economically replacing tool steel, which present higher costs for machining. The change in the design of these matrices, due to the launch of new products, implies the premature replacement of these tools. However, the manufacturing of a new matrix by casting has high costs and long lead times. One solution would be to manufacture cast iron molds in a custom way, but without the need for molding or machining from a block. The Arc Welding Additive Manufacturing (MASA) with the GMAW (Gas Metal Arc Welding) process is a promising technique for this type of customization. The MASA consists of the manufacture of metal preforms from the deposition of multilayer of weld beads on a substrate. One of the great challenges of MASA for casting molds and die cast irons is related to the formation of a high hardness microstructure in the region of the Heat Affected Zone (HAZ) and in the Partially-Melted Zone (PMZ) during welding. These fragile regions, together with the contraction tensions, can lead to the formation of cracks in the matrix application. In this sense, the present work has as objective to determine the effects of the thermal cycle of the MASA-GMAW on the hardness of HAZ and PMZ of a nodular cast iron substrate, from the application of buttery layers. To achieve this goal, 5 layers of buttery were staggered and the respective thermal welding cycles were acquired by inserting a thermocouple into the substrate. In this step, the microstructural and microhardness transformations that occurred in the HAZ and PMZ of the 1st Layer were analyzed systematically due to the subsequent layers (2nd, 3rd, 4th and 5th). With the actual welding thermal cycles it was possible to perform physical simulations through a HAZ simulator. It was concluded through the actual welding and the simulations that the subsequent layers of weld cause the ZAC tempering of the cast iron. Through the simulation, it was also possible to control the microhardness and the final microstructure type of the HAZ through the preheating, intercalation and post-heating temperature. Finally, the validation of the study occurred through the construction of a folded matrix in reduced dimensions and the submission of the same to work. The results showed that the use of MASA-GMAW for the customization of a nodular cast iron matrix is adequate and promising.

Keywords: Arc Additive Manufacturing, GMAW, Custom, Nodular Cast Iron

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Processos gerais da manufatura aditiva.....	6
Figura 2.2 - Esquema da MASA; (a) modelo CAD 3D; (b) divisão do modelo em camadas; (c) deposição das camadas robotizadas.....	9
Figura 2.3 - Diagrama esquemático mostrando as fases para a construção de uma peça com o sistema MASA.....	9
Figura 2.4 - (a) Esquema da aplicação das várias camadas com o processo GMAW; (b) tocha conectada ao robô.....	10
Figura 2.5 - Esquema de um molde com canais de refrigeração.....	11
Figura 2.6 - Microestruturas típicas dos ferros fundidos: (A) ferro fundido cinzento, com grafita lamelar em matriz ferrítica; (B) ferro fundido nodular, em matriz ferrítica; (C) ferro fundido branco, com regiões de cementita (claras) em matriz perlítica; (D) ferro fundido maleável, com grafita em forma de rosetas em matriz ferrítica (obtido através do tratamento térmico)	14
Figura 2.7 - Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos.....	16
Figura 2.8 - Micrografias evidenciando a matriz Ferrítica/Perlítica.....	18
Figura 2.9 - Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico de austêmpera para obtenção do nodular austemperado.....	20
Figura 2.10 - (a) ferro fundido nodular ferrítico/perlítico; (b) ferro fundido nodular bainítico.....	21
Figura 2.11 - Zonas formadas na região da solda de um ferro fundido.....	22
Figura 2.12 - Exemplo de aplicação da técnica de amanteigamento. (a) preparado para revestir. (b) superfície amanteigada. (c) superfície amanteigada preparada para a soldagem da junta (d) conjunto alinhado para a soldagem. (e) junta soldada com metal de enchimento.....	26
Figura 2.13 - Microestrutura do cordão de solda. (a) – Metal de adição de 57.2 % Ni + 41 % Fe; (b) metal de adição de 97.6 % Ni.....	29
Figura 2.14 - Micrografia da região de transição entre o ferro fundido nodular e a camadas de amanteigamento, contendo a ZAC; ZL; e ZF.....	29
Figura 2.15 - Transição entre o substrato e a camada de amanteigamento: (A) formação de martensita (ripas) na ZAC, ledeburita (ferro fundido branco) na ZPF e (B) uma rede de cementita na ZAC	30

Figura 2.16 - Diagrama de CCT de ferro fundido nodular carbídico com a composição química: 3,75 % C; 2,40 % Si; 0,33 % Mn; 0,51 % de Cr; 1,41 % Mo; 1,03 % Cu. F - ferrita, P – perlita, B – bainita, A – austenita, M – martensita, C – carbonetos.....	32
Figura 2.17 - Diagrama CCT de ZAC simulada próximo ao metal base - Temperatura máxima de 1223 K, sendo A – austenita; F – ferrita; P – perlita; B – bainita; M – martensita.....	33
Figura 2.18 - Diagrama CCT de ZAC simulada próximo ao metal base - Temperatura máxima de 1323 K, sendo A – austenita; F – ferrita; P – perlita; B – bainita; M – martensita.....	33
Figura 3.1 - Metal de base, Ferro Fundido Nodular, dimensões: 25 x 80 x 300 mm.....	35
Figura 3.2 - Micrografia do metal de base: microestrutura composta por grafita nodular em matriz predominantemente perlítica, contendo traços ferrita, Ataque: Nital a 3 %.....	35
Figura 3.3 - Vista frontal da fonte de soldagem, cilindro de gás de proteção e regulador de vazão.....	36
Figura 3.4 - Bancada experimental de soldagem.....	37
Figura 3.5 - Desenho da amostra cilíndrica com seus parâmetros, possui dois braços de comprimento (C1) e diâmetro (D1) e um rebaixo central com comprimento (C2) e diâmetro (D2)	38
Figura 3.6 - Vista geral do simulador de zona afetada pelo calor com aquecimento por efeito Joule.....	39
Figura 3.7 - Bancada para soldagem de termopar, por descarga capacitiva, composta um por um fonte elétrica de tensão regulável e um banco de capacitores.....	39
Figura 3.8 - Esquema elétrico simplificado do funcionamento do simulador de Zona Afetadas pelo Calor.....	40
Figura 3.9 - Curva de calibração do sistema de aquisição de temperatura, Tensão VS Temperatura.....	42
Figura 3.10 - (a) Cortadora Metalográfica; (b) Embutidora metalográfica.....	42
Figura 3.12 - lixadeira/politriz Arotec.....	43
Figura 3.13 - Microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-G série 2.....	43
Figura 3.14 - Microscópio óptico Leica, modelo DM750, com sistema de aquisição de imagens.....	44
Figura 3.15 - Passo-a-passo do modo como o termopar é soldado no fim do furo.....	45

Figura 3.16 – Esquema para obtenção do ciclo térmico de soldagem com a aplicação de cada camada de solda (cordão) e análise sistemática da microestrutura da ZAC devido aos cordões subsequentes através dos cortes A-A, B-B, C-C, D-D, e E-E.....	45
Figura 3.17 - Caso 1: Ilustração de vários ciclos térmicos sofridos pela amostra a fim de simular uma soldagem multicamada.....	46
Figura 3.18 - Caso 2: Ilustração de uma simulação de um pico e um tempo de pós-aquecimento.....	46
Figura 3.19 - Caso 3: Simulação da ZAC com vários picos de temperatura com controle da temperatura de interpasso.....	47
Figura 3.20 - Perspectiva do desenho da Matriz em 'U' e do Punção do ensaio de dobramento.....	48
Figura 4.1 - Oscilograma de tensão e de corrente obtida com os parâmetros de soldagem apresentados na Tab. 4.1.....	50
Figura 4.2 - Revelação em vermelho do ensaio por líquido penetrante evidenciando a trinca longitudinal e de cratera no cordão de solda.....	50
Figura 4.3 - Seção transversal do cordão de solda, sendo: (a) macrografia da região da trinca; (b) micrografia da raiz do cordão de solda; (c) região da interface das ZF, ZL e ZAC; (d) zona fundida próxima a ZL (Ataque de Nital 5 %).....	51
Figura 4.4 - (a) cordão de solda sobre a superfície que foi usinada seguida de escovamento; (b) cordão de solda sobre a superfície que foi esmerilhada seguido de escovamento.....	52
Figura 4.5 - Oscilogramas de tensão e corrente com os parâmetros da Tab. 4.2.....	53
Figura 4.6 - Seção transversal do cordão de solda, sendo: (a) macrografia do cordão de solda; (b) micrografia da raiz do cordão de solda (Ataque de Nital 5 %).....	53
Figura 4.7 - Secção transversal de duas amostras: (a) Furo cego a 2 mm para a superfície e; (b) Furo cego a 1 mm para a superfície.....	54
Figura 4.8 - (a) Ciclo térmico de soldagem de dois cordões sobrepostos da amostra com o termopar a 2 mm da superfície; (b) Ciclo térmico de soldagem de dois cordões sobrepostos da amostra com o termopar a 1 mm da superfície.....	55
Figura 4.9 - Ilustração da técnica de escalonamento dos cordões para aquisição da temperatura e futura caracterização da ZAC a cada passe, que são os cortes A-A, B-B, C-C, D-D e E-E.....	56

Figura 4.10 - (a) Macrografia do ponto onde o termopar foi fixado (corte E-E); (b) Micrografia da secção transversal desse ponto, mostrando a posição do termopar (Ataque de Nital 5 %).....	56
Figura 4.11 - Macrografia dos passes com a respectiva indicação do corte, conforme a Fig. 4.9.....	57
Figura 4.12 - Ciclos térmicos de soldagem de cada passe.....	58
Figura 4.13 - Desenho em escala da projeção da trajetória do arco (Amplitude: 6 mm; Velocidade de Soldagem: 4,166 mm/s; Frequência: 1 Hz) sobre a chapa de soldagem.....	59
Figura 4.14 - Secção longitudinal da amostra soldada, evidenciando as ondulações da Zona Fundida devido ao tecimento.....	59
Figura 4.15 - Temperatura de pico alcançada em cada passe, (a) sem reposicionamento de tocha; (b) com reposicionamento da tocha.....	60
Figura 4.16 - Micrografia da região soldada com primeiro passe, corte A-A conforme Fig. 4.9. <u>MB</u> : Metal de Base; <u>ZAC-BT</u> : Zona Afetada pelo Calor de Baixa Temperatura; <u>ZAC-AT</u> : Zona Afetada pelo Calor de Alta Temperatura; <u>ZL</u> : Zona de Ligação e; <u>ZF</u> : Zona Fundida.....	61
Figura 4.17 - Zona de ligação com indicação de duas fases distintas: parte fundida (ZL-PF) e parte não fundida (ZL-PNF)	61
Figura 4.18 - Valores de microdureza ($HV_{0,3}$) média com IC de 95 % da matriz de cada região do cordão de solda e metal de base.....	63
Figura 4.19 - Micrografias da região soldada correspondente de cada passe (dir.: Zona fundida, ZL, ZAC e Esq.: Metal de base)	66
Figura 4.20 - Micrografia da ZAC, ZL e ZF do 1º passe (Ataque Nital 5 %).....	67
Figura 4.21 - Microestrutura da ZAC-AT mostrando os nódulos de grafita rodeados de martensita (Ataque Nital 5 %).....	68
Figura 4.22 - Ciclo térmico de soldagem plotado sobre um diagrama CCT de um ferro fundido Nodular: M- Martensita; A- Austenita; C- Carbonetos; B- Bainita e F- Ferrita....	69
Figura 4.23 - Ciclo térmico de soldagem plotado sobre um diagrama CCT para soldagem de um ferro fundido Nodular: M- Martensita; A- Austenita; C- Carbonetos; B- Bainita e F- Ferrita.....	70
Figura 4.24 - ZAC-BT, ocorre a difusão de carbono (parte escura) para a ferrita (parte clara em torno do nódulo) e mudança de forma da perlita (parte mais afastada do nódulo).	71
Figura 4.25 - Metal de base (MB), ferrita (parte branca) em torno do nódulo de grafite e perlita (linhas e pontilhados escuros) mais afastada do nódulo.....	71

Figura 4.26 - Micrografia da região ZL-PF e ZL-PNF do 1º cordão de solda com a aplicação da segunda camada (2ºcordão)	72
Figura 4.27 - Microestrutura da ZAC de alta temperatura após o 2º passe.....	73
Figura 4.28 - Microestrutura da ZAC de baixa temperatura após o 2º passe.....	73
Figura 4.29 - Zona de ligação após a aplicação do 3º passe.....	74
Figura 4.30 - ZAC de alta temperatura após a aplicação do 3º passe.....	74
Figura 4.31 - ZAC de baixa temperatura após a aplicação do 3º Passe.....	75
Figura 5.2 - Amostra real com dimensões definida para este trabalho.....	78
Figura 5.3 - Amostra fixada nos blocos de alumínio do simulador, pronta para a realização da simulação.....	78
Figura 5.4 - Ciclo térmico simulado com a geometria da Fig. 5.2 e ciclo térmico de soldagem para o primeiro passe.....	79
Figura 5.5 - Curvas de resfriamentos de soldagem e simulação inserida em um diagrama CCT de ferro fundido nodular, apresentado por Nakata e Kasugai (2016)	80
Figura 5.6 - Ciclo térmico adquirido da simulação da amostra F da Figura 5.2.....	81
Figura 5.7 - Aquisição dos ciclos térmicos imposto na amostra F, comparado com a aquisição dos ciclo térmicos de soldagem.....	82
Figura 5.8 - Tempo de subida da temperatura ambiente até a temperatura de pico de cada ciclo da soldagem e da simulação (ver valores na Tab. 5.3)	83
Figura 5.9 - Tempo de descida (resfriamento da amostra) tendo como referência a temperatura de 200 °C (ver valores na Tab. 5.3)	84
Figura 5.10 - Seção longitudinal da amostra, o centro da parte mais escura é a ZAC, onde foram realizadas as medidas de microturezas.....	84
Figura 5.11 - Microtureza média do metal de base (amostra A) e da região da ZAC das amostras (B, C, D, E e F) simuladas conforme Tab. 5.2, com réplicas.....	85
Figura 5.12 - Valores de microtureza média com intervalo de confiança de 95 % da ZAC de alta temperatura (Soldagem), e das amostras simuladas (B, C, D, E e F) conforme Tab. 5.2, com réplicas.....	88
Figura 5.13 - Microtureza média com intervalo de confiança de 95 % da ZAC de alta temperatura (Soldagem) do 2º passe, das amostras simuladas com pico de 701 °C (amostra C) e 850 °C (amostra G) no 2º passe e uma simulação do 3º passe (amostra H)..	88

Figura 5.14 - Microestrutura da amostra A, metal de base (Ataque Nital 5 %).....	89
Figura 5.15 - Microestrutura da amostra B, simulando o 1º Passe (Temperatura de pico de 1027 °C) (Ataque Nital 5 %).....	89
Figura 5.16 - Microestrutura da amostra C, simulando o 2º Passe (temperatura de pico a 1027 °C e 701 °C), Ataque Nital 5 %.....	90
Figura 5.17 - Microestrutura da amostra D, simulando o 3º Passe (picos de 1027 °C, 701 °C e 576 °C), Ataque Nital 5 %.....	90
Figura 5.18 - Microestrutura da amostra E, simulando o 4º Passe (picos de 1027 °C, 701 °C, 576 °C e 422 °C) (Ataque Nital 5 %).....	91
Figura 5.19 - Microestrutura da amostra F, simulando o 5º Passe (picos de 1027 °C, 701 °C, 576 °C, 422 °C e 332 °C), Ataque Nital 5 %.....	91
Figura 5.20 - Microestrutura da amostra G, simulando o 2º Passe (picos de 1027 °C e 850 °C), Ataque Nital 5 %.....	92
Figura 5.21 - Microestrutura da amostra H, simulando o 3º Passe (picos de 1027 °C, 850 °C e 576 °C) (Ataque Nital 5 %)	92
Figura 5.22 - Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 150 °C por 5 min (Amostra J)	94
Figura 5.23 - Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 250 °C por 5 min (Amostra K)	94
Figura 5.24 - Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 250 °C por 10 min (Amostra L)	94
Figura 5.25 - Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 350 °C por 5 min (Amostra M)	94
Figura 5.26 - Ciclo térmico simulando um pré-aquecimento de 250 °C por 5 min seguido de um pico a 1027 °C (Amostra N)	95
Figura 5.27 - Valores médios de microdureza (HV _{0,3}) com IC de 95 % das amostras da Tab. 5.8.....	96
Figura 5.28 - Microestrutura da amostra ‘I’ (sem pré e pós-aquecimento) (Ataque Nital 5 %)	97
Figura 5.29 - Microestrutura da mostra ‘M’ (manutenção à 350 °C por 5 minutos) (Ataque Nital 5 %).....	98

Figura 5.30 - Ciclo térmico simulando 4 picos (1027, 850, 576 e 422 °C) com interpasso a 300 °C por aproximadamente 1min e pós-aquecimento de 300 °C por 1min (Amostra O)	99
Figura 5.31 - Ciclo térmico simulando um pré-aquecimento de 300 °C por 4 min seguido de 4 picos (1027, 850, 576 e 422 °C) com interpasso a 300 °C por aproximadamente 1min (Amostra P)	99
Figura 5.32 - Microdureza Vickers da amostra O (Sem pré-aquecimento) e P (Com pré-aquecimento)	100
Figura 5.33 - Microestrutura da região central da amostra ‘O’ simulada, sem pré-aquecimento (a) com escala de 50 µm (b) com escala de 20 µm (Ataque Nital 3 %).....	102
Figura 5.34 - Microestrutura da região central da amostra ‘P’ simulada, com pré-aquecimento (a) com escala de 50 µm (b) com escala de 20 µm (Ataque Nital 5 %).....	102
Figura 6.1 - Perspectiva do desenho da Matriz em ‘U’ e do Punção.....	103
Figura 6.2 - Desenho técnico da Matriz e do Punção.....	104
Figura 6.3 - Ilustração das duas camadas de amanteigamento enumeradas na ordem de deposição.....	105
Figura 6.4 - Ilustração das 16 camadas de aço enumeradas na ordem de deposição.....	105
Figura 6.5 - Perspectiva do perfil fabricado com duas camadas de amanteigamento e 16 camadas de aço.....	106
Figura 6.6 - (A) Micrografia da região entre o amanteigamento e as duas primeiras camadas de aço; (B) micrografia da terceira e quarta camada de aço; (C) micrografia da quinta e sexta camada de aço (Ataque 3 % Nital)	107
Figura 6.7 - (A) Microdureza média; (B) Interface da 1° Camada de aço (Austenítica) e 2° Camada de Aço (Ferrítica).....	108
Figura 6.8 - Interface entre a primeira e a segunda camada de aço E70S-6 (Ataque 3 % Nital)	108
Figura 6.9 - Matriz (esq.) e Punção (dir.) com as indicações de cada região.....	109
Figura 6.10 - Posicionamento do punção e da matriz para os ensaios de dobramento.....	109
Figura 6.11 - Prensa manual hidráulica da marca: Carver Modelo ‘C’, de carga máxima de 11 toneladas e resolução mínima de 100 Kg.....	110
Figura 6.12 - Sequência de imagens demonstrando o ensaio completo de dobramento.....	111

Figura 6.13 - Tiras dobradas nos três materiais diferentes: Inox Ferrítico; Inox Austenítico e Aço ABNT 1020, totalizando 18 testes..... 111

Figura 6.14 - Macrografia da região dobrada dos três materiais..... 112

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Processos de manufatura aditiva.....	8
Tabela 2.2 - Classificação geral dos ferros fundido comum por designação comercial, microestrutural e aspecto da fratura.....	13
Tabela 2.3 - Faixa de composição de ferros fundidos típicos comuns.....	15
Tabela 3.1 - Caracterização da microestrutura segundo ASTM.....	35
Tabela 3.2 - Características do arame eletrodo UTP A 8051 Ti - 60Ni40Fe (AWS A5.15)	35
Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem e de oscilação da tocha.....	49
Tabela 4.2 - Novos parâmetros de soldagem e de oscilação da tocha.....	52
Tabela 4.3 - Tempos encontrados do ciclo térmico do 1º passe de solda.....	58
Tabela 4.4 - Valores médios da microdureza HV _{0,3} e I.C. 95 %.....	62
Tabela 5.1 - Comparativo entre o ciclo térmico de soldagem e o ciclo térmico simulado.....	79
Tabela 5.2 - Planejamento experimental para o ciclo térmico.....	81
Tabela 5.3 - Comparaçāo dos tempos de subida e de descida da soldagem real com a simulada	83
Tabela 5.4 - Valores médios de microdureza com I.C. de 95 %, carga HV _{0,3} por 15 s....	85
Tabela 5.5 - Planejamento experimental da simulação com estimativa da temperatura do segundo ciclo.....	87
Tabela 5.6 - Microdureza Vickers das novas simulações, conforme a Tab. 5.4, carga HV _{0,3} por 15 s.....	87
Tabela 5.7 - Planejamento experimental com temperaturas de pré-aquecimento e pós-aquecimento.....	93
Tabela 5.8 - Valores de microdureza média e de I.C. de 95 %, com carga de HV _{0,3} por 15 s.....	95
Tabela 5.9 - Planejamento experimental com temperaturas de pré-aquecimento e pós-aquecimento e interpasse.....	99

Tabela 5.10 - Comparativo entre o ciclo térmico sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento.....	100
Tabela 5.11 - Microdureza Vickers, carga HV _{0,3} por 15 s.....	100
Tabela 6.1 - Condições de Soldagem para a deposição da geometria prismática.....	104
Tabela 6.2 - Valores de microdureza.....	107
Tabela 6.3 - Composição química e dimensões de cada tira	110

Sumário

CAPÍTULO I	1
CAPÍTULO II	4
2.1 Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco – MASA.....	4
2.2 Ferro fundido.....	12
2.2.1 Ferro fundido nodular	15
2.3 Soldabilidade do ferro fundido.....	22
2.3.1 Soldabilidade do ferro fundido nodular	26
2.4 Simulação Física da ZAC.....	31
CAPÍTULO III	34
3.1 Soldagem.....	34
3.1.1 Materiais	34
3.1.2 Bancada experimental	35
3.1.2 Fonte de soldagem.....	35
3.1.3 Mesa de coordenadas e aquisição de sinais de tensão, corrente e temperatura	36
3.2 Simulação física da ZAC	37
3.2.1 Amostras para simulação física da ZAC	37
3.2.2 O simulador da ZAC.....	38
3.3 Equipamentos de metalografia, medidas de microdureza e micrografia	42
3.3.1 Cortadora e Embutidora Metalográfica	42
3.3.2 Preparação das amostras para ensaio metalográficos	43
3.3.3 Microdurômetro	43
3.3.4 Microscópio óptico	43
3.4 Procedimento geral de ensaio de soldagem e de simulação	44
3.5 Protótipo	47
CAPÍTULO IV	49
4.1 Parametrização da soldagem	49
4.2 Determinação do ciclo térmico de soldagem na ZAC	54
4.3 Determinação das microdurezas das regiões do cordão de solda.....	62
4.4 Microestrutura do cordão de solda	65
CAPÍTULO V	77
5.1 Definição das dimensões da amostra para a simulação	77
5.2 Ensaios simulando temperaturas de picos – Caso 1	78
5.2.1 Ensaios de microdureza	84

5.2.2 Microestrutura da região simulada	88
5.3 Ensaios simulando temperaturas de pré-aquecimento e de pós-aquecimento – Caso 2	93
5.3.1 Ensaios de microdureza	95
5.3.2 Microestrutura da região simulada	97
5.4 Ensaios simulando temperaturas de pré-aquecimento e de pós-aquecimento com temperatura de interpasso entre os ciclos– Caso 3.....	98
5.4.1 Ensaios de microdureza	100
5.4.2 Microestrutura da região simulada	101
CAPÍTULO VI	103
6.1 Projeto.....	103
6.2 Fabricação via Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco - MASA	104
6.2.1 Amanteigamento	105
6.2.2 Pré-forma	105
6.3 Usinagem da Matriz e do Punção	109
6.4 Ensaios de dobramento	110
CAPÍTULO VII	113
TRABALHOS FUTUROS	116
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	117
APÊNDICE	122

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A partir da década de 1980 iniciaram-se pesquisas relacionadas a fabricação de objetos por meio da adição de materiais, camada por camada a partir de um modelo digital tridimensional, inicialmente a técnica foi denominada de prototipagem rápida (*Rapid Prototyping - RP*). O termo provém da tecnologia (equipamentos) capaz de produzir protótipos tridimensionais de maneira rápida e de forma generalizada, e mais tarde com a evolução da tecnologia estes equipamentos produziram também produtos acabados. A norma ASTM - F2792 (2012) da Sociedade Americana de Teste e Materiais, definiu esta tecnologia de Manufatura Aditiva (*Additive Manufacturing - AM*) como sendo um processo de junção de materiais para fazer objetos a partir de um modelo 3D, geralmente camada sobre camada, em oposição às metodologias de fabricação subtrativa.

Todos os equipamentos de manufatura aditiva comercializados atualmente são baseados na abordagem “camada por camada” e o diferencial entre estes equipamentos está no material que pode ser processado e a fonte de energia utilizada. Verifica-se com isso que na manufatura aditiva pode ser utilizado vários tipos de fontes de energia (equipamentos) para a deposição de camadas por camadas objetivando a construção da peça desejada no formato 3D. Entre as fontes de energia capazes de processar materiais metálicos tem-se: LASER; feixe de elétrons; arco elétrico (principalmente os processos GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e GMAW (*Gas Metal Arc Welding*); resistência elétrica e outros. Mais detalhes sobre a evolução histórica da manufatura aditiva e as técnicas utilizadas são encontrados no artigo da Wohlers e Gornet (2014). Neste trabalho será utilizado o termo MASA – Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco, onde será utilizado o processo de soldagem GMAW.

Giordano, Zancul e Rodrigues (2016) citam que apesar de ainda existirem limitações quanto à qualidade das peças produzidas pela manufatura aditiva em comparação com os meios convencionais de produção, em que a peça é obtida pela retirada de material, em processos como a usinagem, por exemplo, a manufatura aditiva já apresenta diversas características que

têm tornado cada vez mais comum a sua aplicação, existindo benefícios que se sobrepõe às suas limitações.

Os ramos industriais que estão sendo transformados pela manufatura aditiva são: aeroespacial; automobilística; médica; setor elétrico; bens de consumo em geral, entre outros. Borille (2016) cita que os setores viáveis para a aplicação desta tecnologia são a construção e/ou reparos de moldes, matrizes e componentes para injeção de plásticos. Para o caso de moldes, é possível obtê-lo com canais de refrigeração acompanhando a superfície de modo a facilitar a troca de calor aumentando com isso a sua vida útil. O autor cita também a possibilidade de construções de machos metálicos complexos para a área de fundição.

Conde, Mariani e Takeya (2017) citam que o chassi de um carro possui cerca de 300 peças estampadas que passaram por mais de 700 estampagens em matrizes diferentes. Em geral, a matriz é constituída de ferro fundido, material relativamente barato com maior facilidade de ser fundido e usinado em comparação com o aço ferramenta. Uma economia estimada de R\$ 1.000 por carro é obtida apenas pela utilização de ferro fundido, ao invés de aço, na confecção de matrizes. No entanto, são gastos cerca de R\$ 100.000 com o seu reparo durante o seu ciclo de vida. Isto demonstra o potencial que ainda existe nessa área para novas tecnologias, como a MASA, visando minimizar custos de fabricação e de reparos.

No setor automotivo onde o lançamento de novos modelos de carros implica na substituição de ferramentais, tais como moldes e matrizes, particularmente aqueles que produzem componentes que compõe o design do automóvel (ex. capô, para-choque, painel etc.) são de alto valor agregado, por isso substituí-los reflete prejuízos financeiros e ambientais significativos. Apesar de haver publicações (CHEN, 2014, WILLIAMS, 2016 e DING, 2015) que indicam a potencialidade de se utilizar MASA-GMAW para customização geométrica de moldes e matrizes, tal aplicação é ainda pouco explorada. No caso da MASA-GMAW é necessário também garantir as propriedades requeridas (mecânicas e microestruturais) do metal depositado por soldagem, que envolvem o metal de base, ZAC (Zona Afetada pelo Calor) e ZF (Zona Fundida).

Um grande desafio atual das indústrias em geral é a diminuição de custos nos seus processos de fabricação. Para isso, torna-se necessário o desenvolvimento de procedimentos mais adequados e inovadores. Procedimentos de soldagem com o pré-aquecimento e/ou pós-aquecimento aumentam o custo de fabricação. Teixeira e Pope (1992) citam que a soldagem ou revestimento de várias camadas apresenta o comportamento próximo a um tratamento térmico na ZAC da primeira camada com a realização da soldagem da segunda camada, isto é, o calor gerado na aplicação da segunda camada pode reduzir a dureza da região dos grãos grosseiros

da ZAC da primeira camada no metal de base, diminuindo com isso o custo relacionado ao pré-aquecimento e/ou pós-aquecimento. O desempenho dessa técnica está relacionado à correta relação entre as energias de soldagem da primeira e segunda camada, bem como o controle da temperatura inicial e de interpasso e uma adequada sobreposição dos cordões de solda.

Vislumbra-se com isto a possibilidade de utilizar esta técnica na MASA com o processo GMAW sem pré-aquecimento, visando sua aplicação em construção, customização ou reparo de moldes e/ou matrizes que tem como base o ferro fundido nodular. O metal de adição das primeiras camadas geralmente é uma liga de níquel, que tem a finalidade de absorver as tensões térmicas e minimizar o aparecimento de trincas na região soldadas (ZAC do substrato). A maior dificuldade desta aplicação está na ZAC do metal de base, onde, para o ferro fundido nodular, apresenta uma microestrutura de alta dureza, sendo esta a parte principal do estudo desta pesquisa.

Com base no exposto acima, este trabalho tem como objetivo geral determinar os efeitos do ciclo térmico da manufatura aditiva por soldagem a arco (MASA) pelo processo GMAW sobre a ZAC de um substrato de Ferro Fundido Nodular, tendo como metal de adição nas primeiras camadas uma liga de níquel e sobre esta serão aplicadas camadas de um aço carbono.

Baseada nas premissas de que o histórico térmico do amanteigamento ou de subsequentes cordões de solda sobre o substrato de ferro fundido levam a redução dureza da ZAC do 1º cordão, este trabalho tem como objetivo específico testar duas hipóteses que justificaria a queda da dureza:

1^a – A região da ZAC e ZL do 1º cordão sofre ação térmica correspondente aos vários ciclos térmicos impostos por subsequentes camadas, acredita-se que esses vários picos térmicos seja o suficiente para revenir essa região;

2^a – Devido à grande quantidade de cordões, a região da ZAC e ZL do 1º cordão sofre ação térmica correspondente da manutenção da temperatura por um período de tempo causado pelos intervalos entre um passe e outro. Acredita-se que esse tempo e temperatura são suficientes para alterar a microestrutura dessa ZAC.

Por fim, um segundo objetivo específico é validar a potencialidade do uso de MASA para construção de matriz com substrato de ferro fundido, esse protótipo tem finalidade de simular uma condição de customização de uma matriz metálica.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco – MASA

O mundo já viu três revoluções industriais em sua história. A primeira remonta ao final do século XVIII que coincidiu com a introdução do motor a vapor. A segunda está historicamente alocada nos últimos trinta anos do século XIX com o advento da eletricidade, que permitiu a primeira produção em massa, e a terceira, desde 1970, com o uso massivo da tecnologia da informação e comunicação nas plantas. A chamada quarta revolução industrial, ou Indústria 4.0, ainda está em andamento. O termo "Indústria 4.0" foi cunhado na Alemanha na prestigiada Feira Industrial de Hannover em 2011. Desde então, tanto os governos nacionais quanto as empresas privadas lançaram inúmeras iniciativas para desenvolver este novo paradigma de manufatura (KHORRAM NIAKI; NONINO, 2018).

O Conselho da Agenda Global do Fórum Econômico Mundial (*WORLD ECONOMIC FORUM*, 2015) lançou uma pesquisa para identificar as megatendências sobre o Futuro do Software e da Sociedade. O relatório produzido em setembro de 2015 propôs seis megatendências:

1. Pessoas e a internet;
2. Computação, comunicações e armazenamento;
3. A internet das coisas;
4. Inteligência artificial (IA) e *big data*;
5. A economia de compartilhamento e confiança distribuída;
6. A digitalização da matéria.

A sexta megatendência refere-se a objetos físicos “impressos” de matérias-primas via manufatura aditiva em 3D. Em função da crescente demanda dessa tecnologia surgiram as padronizações. A Sociedade Americana de Teste e Materiais (ASTM) em conjunto com a Organização Internacional de Normalização (ISO) estão desenvolvendo uma série de normas

(ASTM - F2792/ ISO TC 261) para a padronização na área de manufatura aditiva quanto a seus processos, termos e definições, cadeias de processo (*Hardware* e *Software*), procedimentos de teste, parâmetros de qualidade, contratos de fornecimento e todos os tipos de fundamentos. Os esforços para a padronização da AM também estão sendo realizados na Alemanha (VDI FA 105 e DIN NA 145-04-01 AA), Espanha (AEN / CTN 116), França (AFNOR UNM 920), Suécia (SIS / TK 563), EUA (SAE AMS-AM) e no Reino Unido (BSI AMT / 8).

Um ponto comum das tecnologias que envolve a manufatura aditiva é a fabricação de uma peça a partir de um modelo geométrico tridimensional virtual. A geometria então é convertida através de programas específicos que interpreta e divide em secções, que servem de referência para a determinação dos parâmetros de fabricação da peça. O equipamento de manufatura aditiva (por exemplo, impressora 3D) executa o trabalho de forma automatizada, adicionando camada por camada, sucessivamente, conforme os parâmetros construtivos determinados na etapa anterior, até que a peça esteja terminada (MONTEIRO, 2015). O processo geral de impressão tridimensional, conforme demonstra a Fig. 2.1, possui as etapas comuns independente da tecnologia (equipamentos) utilizada, tendo como ponto de partida um modelo virtual de uma peça a ser materializada.

As etapas apresentadas na Fig. 2.1 e descritas por Gibson, Rosen e Stucker (2010) são:

Etapa 1: Criação da geometria - É a etapa na qual os dados da geometria do objeto são gerados no meio virtual. Essa geometria pode ser construída utilizando-se um *software* do tipo CAD ou obtida através de um escâner 3D, aparelho capaz de digitalizar a forma tridimensional de um objeto físico;

Etapa 2: Conversão de arquivo - O *Software* converte o arquivo criado na etapa 1 para o formato de trabalho próprio do equipamento. Alguns formatos são populares, como o STL (*Stereolithography*), IGES (*Initial Graphics Exchange Specification*), dentre outros;

Etapa 3: Transferência para a máquina - O arquivo, previamente convertido para o formato de trabalho do equipamento, deve então ser transferido para a máquina, o que pode ser feito através de conexão direta, rede ou mesmo uma unidade de memória *flash* (Pen drive);



Figura 2.1 - Processos gerais da manufatura aditiva (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2010)

Etapa 4: Configuração de trabalho – O equipamento (impressora 3D) precisa ter seus parâmetros de trabalho ajustados para a adequada construção da peça, neste ponto são consideradas restrições de materiais, fonte de energia, espessura da camada, tempos, velocidades, etc;

Etapa 5: Fabricação - Esta etapa geralmente é automatizada e não requer a supervisão do processo;

Etapa 6: Remoção - Uma vez que o equipamento de AM (impressora 3D) termina a construção, algumas partes precisam ser removidas, por exemplo o travamento da peça com a base do equipamento;

Etapa 7: Pós-processamento - Após ser removida da máquina, a peça pode requerer um trabalho de limpeza antes de estar pronta para o uso;

Etapa 8: Aplicação - Apesar de estarem disponíveis para o uso, ainda pode ser necessário dar acabamento nas peças antes de estarem aceitáveis para o consumidor, por exemplo, aplicação de primer e pintura para melhorar o acabamento superficial.

Giordano, Zancul e Rodrigues (2016) citam que a manufatura aditiva tem sido apontada como a tecnologia capaz de revolucionar os processos produtivos das empresas e de alterar as estratégias de produção atualmente empregadas. A tendência é que a manufatura aditiva passe

a ser gradativamente utilizada como parte dos processos produtivos de produtos finais à medida que atinja maiores níveis de qualidade, tais como precisão dimensional, acabamento e tolerâncias, além de menores custos de produção, aproximando-se mais daqueles existentes na produção em larga escala.

É verificado no artigo de Wohlers e Gornet (2014) que existem mais de 30 técnicas e equipamentos de produção de manufatura aditiva que surgiram a partir do primeiro equipamento comercializado em 1988 pela empresa 3D Systems, que utilizava o sistema de estereolitografia (STL), no qual uma resina fotossensível solidifica-se ao ser exposta à luz ultravioleta.

Chua, Leong e Lim (2010) citam que a manufatura aditiva se subdivide em sistemas baseados em líquido, sólido e pós, tendo, portanto, aplicações em diferentes produtos e tipos de materiais. Eles citam que as principais tecnologias de manufatura aditiva são: estereolitografia (STL), sinterização seletiva a LASER (*Selective LASER Sintering - SLS*), modelagem por deposição de material fundido (*Fused Deposition Modelling - FDM*), modelagem por jato de tinta (*Inkjet Printing - IJP*) e impressão tridimensional (*Three-Dimensional Printing - TDP*). Mais detalhes sobre essas tecnologias e suas aplicações podem ser encontrados também no trabalho de Giordano, Zancul e Rodrigues (2016).

Todos os equipamentos de manufatura aditiva comercializados atualmente são baseados na abordagem “camada por camada” e o diferencial entre estes equipamentos está no material que pode ser processado e a fonte de energia. A Tabela 2.1 resume os processos de manufatura aditiva em função dos materiais possíveis de processar. Esta habilidade de processar diferentes materiais nucleou uma nova abordagem denominada Manufatura Aditiva com Múltiplos Materiais (*Multiple Materials Additive Manufacturing - MAMM*) (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2010).

Verifica-se com isto que na manufatura aditiva pode ser utilizado em vários tipos de fontes de energia (equipamentos) para a deposição de camadas por camadas objetivando a construção da peças desejadas no formato 3D. Entre as fontes de energia capazes de processar materiais metálicos tem-se: LASER; feixe de elétrons; arco elétrico (principalmente os processos GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) e GMAW (Gas Metal Arc Welding); resistência elétrica e outros. Mais detalhes sobre a evolução histórica da Manufatura Aditiva e as técnicas utilizadas são encontrados no artigo de Wohlers e Gornet (2014). Neste trabalho será utilizado o termo MASA – Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco, onde será utilizado o processo de soldagem GMAW.

Tabela 2.1 - Processos de manufatura aditiva (GIBSON; ROSEN; STUCKER, 2010)

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

De um modo geral a MASA consiste em converter um modelo CAD 3D (Fig. 2.2(a)), que é dividido em camadas (Fig. 2.2(b)), em informações para determinar a trajetória, por exemplo na linguagem CNC, onde será determinado os parâmetros de deposição com a utilização, por exemplo de um robô (Fig. 2.2(c)) (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014).

Ding et al. (2015) apresentou um sistema MASA robotizado conforme mostra a Fig. 2.3, onde o computador (1) que está conectado com o robô é usado para programar os processos experimentais a partir de um modelo CAD 3D. O controlador do robô (2) é usado para coordenar a fonte de energia de soldagem (3) e os movimentos do braço robótico (4). Neste caso, pode ser utilizado uma tocha/sistema de alimentação do arame do processo GMAW (5) ou do processo GTAW (6), dependendo dos requisitos experimentais. Um exemplo de uma peça construída com esta técnica é mostrado em (7). A Figura 2.4(a) mostra a construção de um perfil (peça) com o processo MASA – GMAW e a Fig. 2.4(b) mostra a configuração do processo robótico.

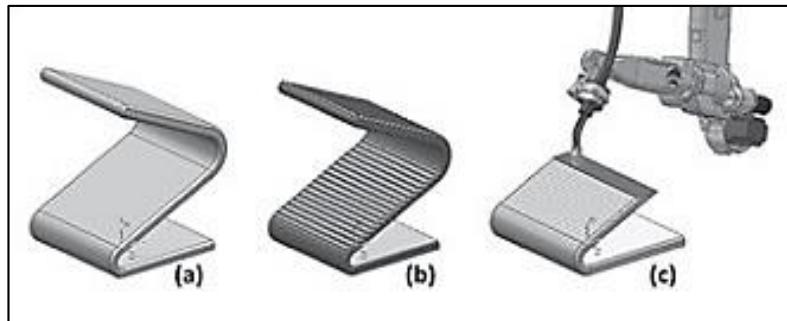


Figura 2.2 - Esquema da MASA; (a) modelo CAD 3D; (b) divisão do modelo em camadas; (c) deposição das camadas robotizadas (ALBERTI; SILVA; D'OLIVEIRA, 2014)

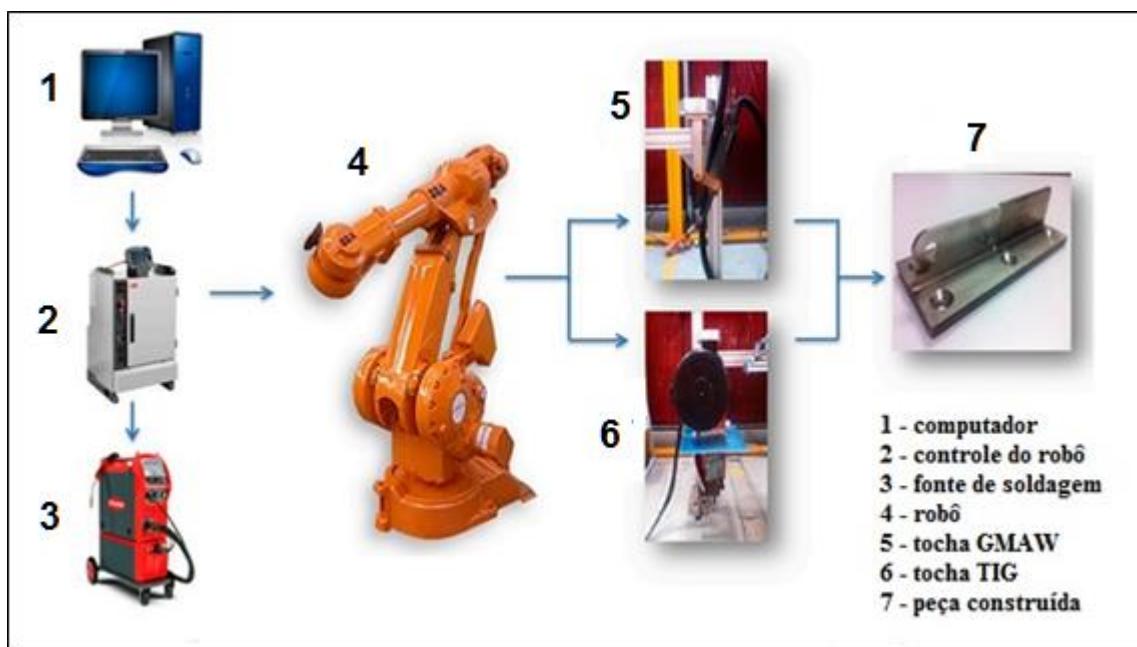


Figura 2.3 - Diagrama esquemático mostrando as fases para a construção de uma peça com o sistema MASA (DING et al., 2015)

Alberti, Silva e D'oliveira (2014) citam que as ligas utilizadas em deposição com arco elétrico são similares às utilizadas com o processo a LASER, sendo possível encontrar pesquisas que focam em aços, alumínio e níquel, sendo que a maioria das pesquisas são realizadas com as ligas de titânio, principalmente a liga Ti-6Al-4V, por ter aplicações mais especificamente no mercado aeronáutico e biomédico, buscando mapear a resposta dessa liga com diferentes processos de deposição.

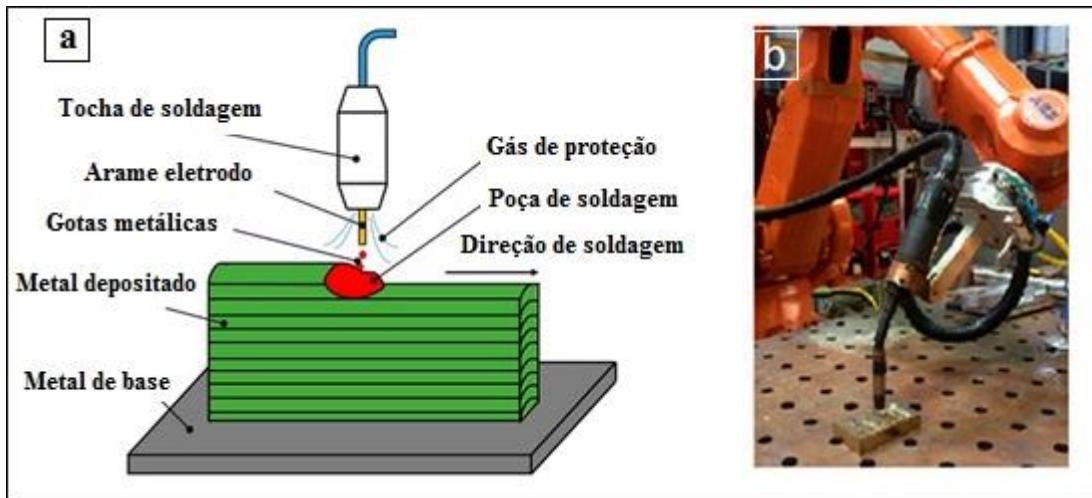


Figura 2.4 - (a) Esquema da aplicação das várias camadas com o processo GMAW; (b) tocha conectada ao robô (DING et al., 2015)

Borille (2016), cita cinco ramos industriais que tiveram sua produção transformada pela manufatura aditiva, os quais são:

- 1 - A indústria aeroespacial: Foi uma das primeiras a adotar a manufatura aditiva. Entre as aplicações possíveis estão dutos de sistemas de controle ambiental, componentes personalizados para o interior de aeronaves, componentes de motores de foguetes, ferramentas para compósitos estruturais e tanques de óleo e combustível;
- 2 - A indústria médica: Este ramo industrial está em constante inovação e as soluções de manufatura aditiva têm sido peça chave para justificar avanços no tratamento de pacientes, na conduta de médicos e pesquisas em instituições de saúde. De protótipos funcionais a modelos anatômicos e componentes cirúrgicos. Entre eles, dispositivos de implantes ortopédicos, dentários, modelos pré-cirúrgicos de tomografias e ferramentas cirúrgicas personalizadas;
- 3 - A indústria automotiva: Apropriou da manufatura aditiva e já escolhe o que fabricar com a tecnologia. Algumas das aplicações que transformaram a indústria, incluem um duto de refrigeração que não pode ser fabricado através de métodos de fabricação convencionais, além de protótipos, modelos elastômeros, grades, itens internos personalizados e painéis grandes;
- 4 - Setor elétrico: O sucesso no setor de energia depende da capacidade de desenvolver rapidamente componentes personalizados e que possam resistir a condições extremas, como testes sob a água e em ambientes hostis. Os avanços da manufatura aditiva na produção de componentes eficientes, leves e com materiais ecológicos, são alternativa para diversos requisitos e funções desse setor;
- 5 - Bens de consumo: Para projetistas, engenheiros e equipes de marketing, o tempo necessário para formar uma ideia e entregá-la ao mercado é importante. Parte desse tempo é simular a

aparência do produto final durante as revisões de projeto para justificar ideias para os principais interessados. Os fabricantes desse mercado adotaram a impressão 3D para ajudar a desenvolver interações e ajustar rapidamente o projeto. Com a impressão 3D é possível, por exemplo, construir protótipos funcionais de modelos eletrônicos detalhados já no início do ciclo de vida do desenvolvimento do produto, com aparência igual ao modelo final e funcionalidade passível de teste reais.

Borille (2016) cita ainda as vantagens da aplicação de MA na fabricação e reparo de moldes e componentes para a injeção de plásticos. Esta tecnologia permite a construção de moldes com canais de refrigeração acompanhando a superfície do molde de modo a facilitar a troca de calor e homogeneizar a temperatura do molde (Fig. 2.5). Com isso, obtêm-se menores tempos para os ciclos de injeção além de maior controle de deformações nas peças causadas por gradientes térmicos. O autor cita também as vantagens de construções, reparo de machos metálicos, bem como a recuperação de superfícies desgastadas de moldes. Com a MA é possível obter reparos de baixo custo em comparação com a substituição de todo o molde.

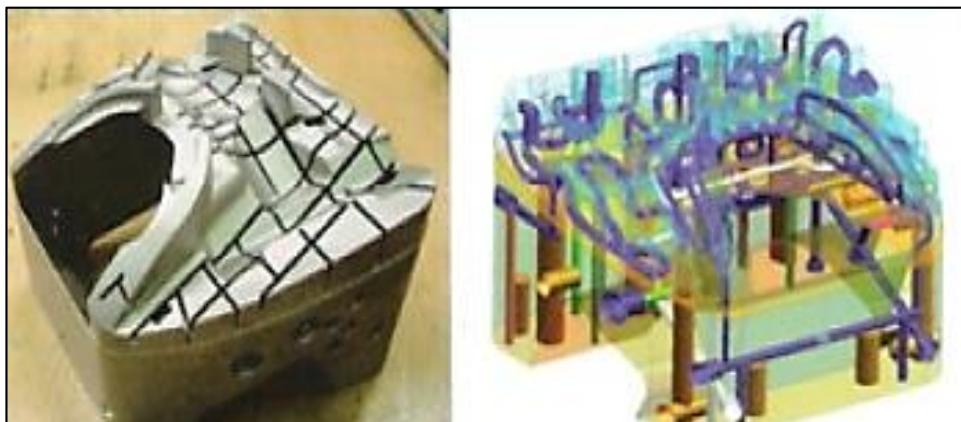


Figura 2.5 - Esquema de um molde com canais de refrigeração (BORILLE, 2016)

No setor automotivo onde o lançamento de novos modelos de carros implica na substituição de ferramentais, tais como moldes e matrizes, particularmente aqueles que produzem componentes que compõe o design do automóvel (p. ex. capô, para-choque, painel, etc.). Esses ferramentais são de alto valor agregado, por isso substituí-los reflete prejuízos financeiros e ambientais significativos. Apesar de haver publicações recentes que sugerem a potencialidade de se utilizar MASA-GMAW para customização geométrica de moldes e matrizes (CHEN, 2014. WILLIAMS, 2016 e DING et al., 2015) tal aplicação foi pouco explorada.

2.2 Ferro fundido

Chiaverini (2005) define ferro fundido como a liga ferro-carbono-silício, de teores de carbono geralmente acima de 2,0 %, em quantidade superior à que é retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita.

Historicamente apenas dois tipos de ferro eram conhecidos, com base na aparência de sua fratura: branco e cinza. O conhecimento sobre o ferro fundido era extremamente limitado. Posteriormente com o avanço da metalografia foi possível classificar os ferros fundidos baseados em características microestruturais (STEFANESCU, 2005).

Atualmente, os ferros fundidos são classificados em diferentes famílias principalmente de acordo com a forma de grafita. O nome de cada família às vezes reflete a forma da grafita (vermicular, nodular), outras vezes tem relação com o aspecto da fratura (cinzento e branco) ou com alguma propriedade mecânica relevante (maleável). Assim, as principais famílias de ferros fundidos são (GUESSER, 2009):

Ferro Fundido Cinzento: Apresentam grafita em forma de veios o que fornece bons valores de condutividade térmica, tornando um material muito empregado para componentes sujeitos a fadiga térmica e tem boa capacidade de amortecimento. A matriz pode ser ferrítica ou mais comumente perlítica;

Ferro Fundido Branco: Os ferros fundidos brancos não contêm grafita, todo o carbono está na forma de Carbonetos. A fratura apresenta uma coloração clara (de onde vem a sua denominação);

Ferro Fundido Nodular: Apresentam a grafita em forma de nódulos, de modo que a ductilidade é uma propriedade importante deste material. Devido a sua excelente combinação de propriedades, a família dos ferros fundidos nodulares tem ocupado aplicações crescentes na engenharia, substituindo componentes de ferro fundido cinzento e maleável, aço fundido e forjado. Devido as características de boa ductilidade, esse material é também denominado de ferro fundido dúctil;

Ferro Fundido maleável: Representaram a primeira família dos ferros fundidos com ductilidade apreciável e daí a importância histórica destes materiais. São sempre obtidos por tratamentos térmicos, que pode ser grafitação (ferro maleável preto) ou descarbonatação (ferro maleável branco);

Ferro Fundido vermiculares: A grafita apresenta-se na forma de vermes (ou compacta), podendo a matriz ser ferrítica, perlítica ou combinação destes microconstituintes. É considerado um material intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro nodular.

Stefanescu (2005) cita que a terminologia aceita comercialmente para o ferro fundido é dividida em duas categorias: 1 - Ferros fundidos comuns - Para aplicações de uso geral, são de liga simples ou sem ligas; 2 - Ferros fundidos especiais - Para aplicações especiais, geralmente de alta liga. A correspondência entre a classificação comercial e microestrutural, bem como a fase de processamento final na obtenção de ferros fundidos comuns, é apresentada na Tab. 2.2.

Tabela 2.2 - Classificação geral dos ferros fundido comum por designação comercial, microestrutural e aspecto da fratura (STEFANESCU, 2005)

Nome Comercial: Ferro Fundido	Fase Rica em Carbono	Matriz	Tipo de Fratura	Estrutura Final obtida por
Cinzento	Grafita Lamelar	P	Cinza	Solidificação
Dúctil ou Nodular	Grafita Esferoidal	F, P, A	Cinza Prateado	Solidificação ou tratamento térmico
Grafita Compactada	Grafite Vermicular Compactada	F, P	Cinza	Solidificação
Branco	Fe ₃ C	P, M	Branca	Solidificação ou tratamento térmico
Mesclado	Grafita Lamelar + Fe ₃ C	P	Mesclado	Solidificação
Maleável	Grafita Temperada	F, P	Cinza Prateado	Tratamento Térmico
ADI - Nodular Austemperado	Grafita Esferoidal	Af	Cinza Prateado	Tratamento Térmico

(a) F- ferrita; P- perlita; A- austenita; M- martensita; Af- ausferrita (ferrita acicular + austenita + nódulos de grafita);

(b) Ferros Fundido Brancos geralmente não são tratados termicamente, exceto para o alívio do tensões e para continuar a transformação da austenita.

Um dos constituintes com efeito relevante é a grafita, onde a quantidade, tamanho e forma das suas partículas afetam a resistência e ductilidade do ferro fundido, de modo que estes podem ser classificados pelas características que a grafita apresenta. A Figura 2.6 mostra as microestruturas típicas de alguns dos ferros fundidos.

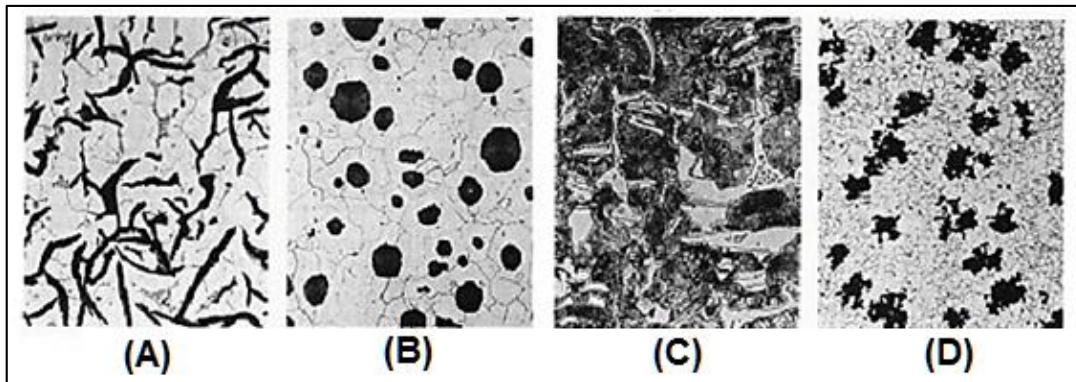


Figura 2.6 - Microestruturas típicas dos ferros fundidos: (A) ferro fundido cinzento, com grafita lamelar em matriz ferrítica; (B) ferro fundido nodular, em matriz ferrítica; (C) ferro fundido branco, com regiões de cementita (claras) em matriz perlítica; (D) ferro fundido maleável, com grafita em forma de rosetas em matriz ferrítica (obtido através do tratamento térmico) (CALLISTER, 1997)

O carbono e o silício são os elementos que mais influenciam na formação dos constituintes microestruturais característicos do ferro fundido. O carbono determina a quantidade de grafita que se pode formar, quanto maior a porcentagem em peso de carbono, maior será o número de germes de grafita precipitados. O silício é essencialmente o elemento grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro. Sua presença, independente do teor de carbono, pode fazer um ferro fundido tender para o cinzento ou para o branco. O manganês sempre presente, tem efeito oposto ao silício, isto é, estabiliza a cementita, contrabalanceando a ação grafitizante do silício, dificultando com isso a formação da ferrita e preservando uma microestrutura perlítica. A rigor, o manganês é adicionado no ferro fundido, assim como nos aços, como dessulfurante. O enxofre é um elemento nocivo ao fundido, pois causa precipitação de sulfetos, e imperfeições chamadas de “*dross*”, o que fragiliza o fundido, devendo apresentar o mais baixo teor possível. O Fósforo deve também ser mantido no menor teor possível, forma com o ferro e o carbono um composto de natureza eutética, chamada de carboneto de ferro de fosfeto de ferro (*steadita*) (CHIAVERINI, 2005). A faixa de composição dos cinco principais tipos de ferros fundido, sem elemento de liga especiais, está indicada na Tab. 2.3.

Os ferros fundidos especiais diferem dos ferros fundidos comuns principalmente pelo maior teor de elementos de liga (> 3 %), que promovem microestruturas com propriedades especiais para aplicações em altas temperaturas, resistência à corrosão e resistência ao desgaste (ELLIOT, 1988).

Tabela 2.3 – Faixa de composição de ferros fundidos típicos comuns (CHIAVERINI, 2005)

Tipo	Composição química, % em peso				
	C	Si	Mn	S	P
Branco	1,8/3,6	0,5/1,9	0,25/0,80	0,06/0,20	0,06/0,20
Maleável	2,2/2,9	0,9/1,9	0,15/1,20	0,02/0,20	0,02/0,20
Cinzento	2,5/4,0	1,0/3,0	0,20/1,00	0,02/0,25	0,02/1,00
Nodular	3,0/4,0	1,8/2,8	0,10/1,00	0,01/0,03	0,01/0,10
Grafita compactada	2,5/4,0	1,0/3,0	0,20/1,00	0,01/0,03	0,01/0,10

Casotti, Del Filho e Castro (2011) citam que a adição de determinados elementos de liga, como silício (Si), alumínio (Al), níquel (Ni), cromo (Cr), magnésio (Mg), molibdênio (Mo), vanádio (V) e manganês (Mn), alteram as microestruturas dos fundidos, modificando as suas propriedades de rigidez e ductilidade. O silício, o alumínio e o níquel favorecem a formação de grafita e conferem maior usinabilidade à peça. O cromo, o manganês, o molibdênio e o vanádio favorecem a formação de cementita, conferindo maior dureza e resistência mecânica à liga.

Combinando a composição química com tratamento térmico, existe uma infinidade de tipos e de aplicações para cada tipo de ferro fundido. Chiaverini (2005) cita algumas aplicações típicas do ferro fundido, tais como: Equipamentos de manuseio de terra, mineração e moagem, cilindros coquilhados, revestimentos de moinhos, bolas de moinhos, tubos, bases de máquinas operatrizes, anéis de pistão, carcaças metálicas, engrenagens, bigornas, corpo de máquinas diesel, pistões, cilindros hidráulicos, matrizes para forjar a quente, peças submetidas a resistência ao choque, flanges, equipamentos ferroviários e naval, peças de automóveis, bielas, virabrequins, tampas de mancais, cubos de roda e outros.

2.2.1 Ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular caracteriza-se pela sua elevada ductilidade tenacidade e resistência mecânica, sendo a resistência mecânica e o limite de escoamento mais elevado que o ferro fundido cinzento, ferro maleável e mesmo nos aços-carbono comuns (sem elementos de liga) (CHIAVERINI, 2005). As propriedades mecânicas desse material, bem como as físico-químicas, dependem do teor de carbono e do tipo de liga de fundição, como também do tratamento térmico.

A grafita tem estrutura hexagonal, e na solidificação, dependendo da velocidade de crescimento na direção dos planos basal e prismático (Fig. 2.7), assume as formas nodular ou lamelar, respectivamente. Em ligas Fe-C puras a direção preferida para crescer é a do plano

basal, porque este plano tem baixa energia interfacial com o líquido. O crescimento no plano basal resulta em grafita nodular. Entretanto, elementos tensoativos (enxofre e oxigênio) tendem a ser adsorvidos no plano prismático, reduzindo a sua energia interfacial, que atinge valores menores que do plano basal, resulta então grafita lamelar. Enxofre e oxigênio são elementos sempre presentes nos ferros fundidos comerciais, de modo que a estrutura de grafita lamelar é a mais usual nos ferros fundidos. Para se alterar a forma da grafita introduz-se um importante elemento no ferro fundido, o magnésio. Este elemento é um forte desoxidante e forte dessulfurante, removendo assim o oxigênio e enxofre da solução. Isto altera as energias interfaciais, favorecendo novamente o crescimento da grafita segundo o plano basal. A nodulização com magnésio é então uma das etapas importantes na produção do ferro fundido nodular (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998 apud GUESSER, 2009).

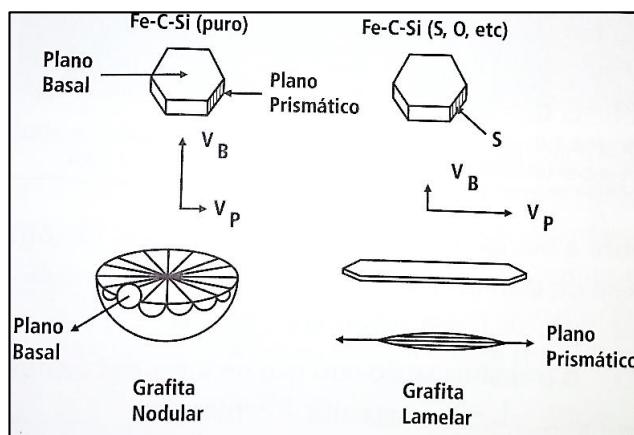


Figura 2.7 - Esquema do crescimento da grafita em veios e em nódulos (MC_SWAIN; BATES, 1974 apud GUESSER, 2009)

Nos ferros fundidos existe uma complicação adicional na solidificação, em vez de se formar grafita, existe a possibilidade de se formar cementita (Fe_3C), fase de alta dureza e que tem um profundo efeito sobre a usinabilidade (GUESSER, 2009).

O tratamento de inoculação dos ferros fundidos é efetuado com a adição de elemento grafitizante, geralmente rico em silício, pouco tempo antes do vazamento do metal no molde. O objetivo é promover a formação da grafita na solidificação dos ferros fundidos, através da diminuição do super-resfriamento, evitando a tendência ao coquilhamento. Para a inoculação de ferros fundidos nodulares utilizam-se geralmente 0,5 a 1,0 % de Fe-Si (75 % Si) ou 0,3 a 0,6 % de inoculantes considerados mais eficientes (que contém Sr, Ba ou Ce), dependendo das condições grafitizante do banho e das variáveis do processo (SOUZA SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989 apud VIDAL, 2013).

No ferro fundido nodular, ao final da solidificação a grafita se encontra na forma esferoidal e a matriz metálica que envolve estas partículas de grafita pode ser ferrítica ou perlítica, ou ainda, uma mistura destes dois constituintes, dependendo do processamento, incluindo o tipo de tratamento térmico que possa vir a ser realizado (SOUZA, 2012).

Silva (2013) cita que a grafita na forma de nódulos promove ao ferro fundido nodulares bons valores de resistência com elevada ductilidade. Classes de matriz ferrítica apresentam valores de resistência de 380 a 450 Mpa associados a valores de alongamento de 10 a 22 %, enquanto que em matrizes perlíticas o limite de resistência pode chegar até 900 Mpa com alongamento de até 2 %.

O ferro fundido nodular é considerado um material importante para projetos que combina as vantagens do ferro fundido (como baixo custo, facilidade de usinagem, baixa temperatura de fusão, boa fluidez, boas propriedades de resistência ao desgaste, alta capacidade de amortecimento, excelentes propriedades de resistência ao calor) e as do aço (como alta resistência, ductilidade, dureza, capacidade de trabalho a quente e endurecimento). Portanto, esse material pode substituir economicamente o aço em uma ampla variedade de aplicações. A fraca soldabilidade do ferro fundido nodular pode ser atribuída a dois fatores, a formação de martensita nas zonas afetadas pelo calor e de ligação e o desenvolvimento de uma microestrutura idêntica ao ferro fundido branco na zona de ligação. A maior parte da soldagem realizada em ferro fundido é a soldagem de reparos, isto é, reparo de descontinuidades produzidas durante o processo de fundição ou de descontinuidades desenvolvidas durante a sua aplicação em serviço (BHATNAGAR; GUPTA, 2016).

O ferro fundido nodular é recomendado para peças que requeiram elevadas propriedades mecânicas, boa tenacidade e ótima estanqueidade, possuem também ótima temperabilidade e elevada resistência ao desgaste. Além da forma da grafita, os níveis de ferrita e/ou perlita da matriz são quem determinam as propriedades mecânicas do material, e consequentemente, sua classe. O limite de resistência à tração, na condição bruto de fusão, pode variar entre 400 a 700 MPa com alongamento de 2 a 15 %. (TUPY S/A, 2011).

A Figura 2.8 mostra o aspecto micrográfico do ferro fundido nodular em função da matriz obtida no estado bruto de fusão, conforme apresentado pela Tupy S/A (2011).

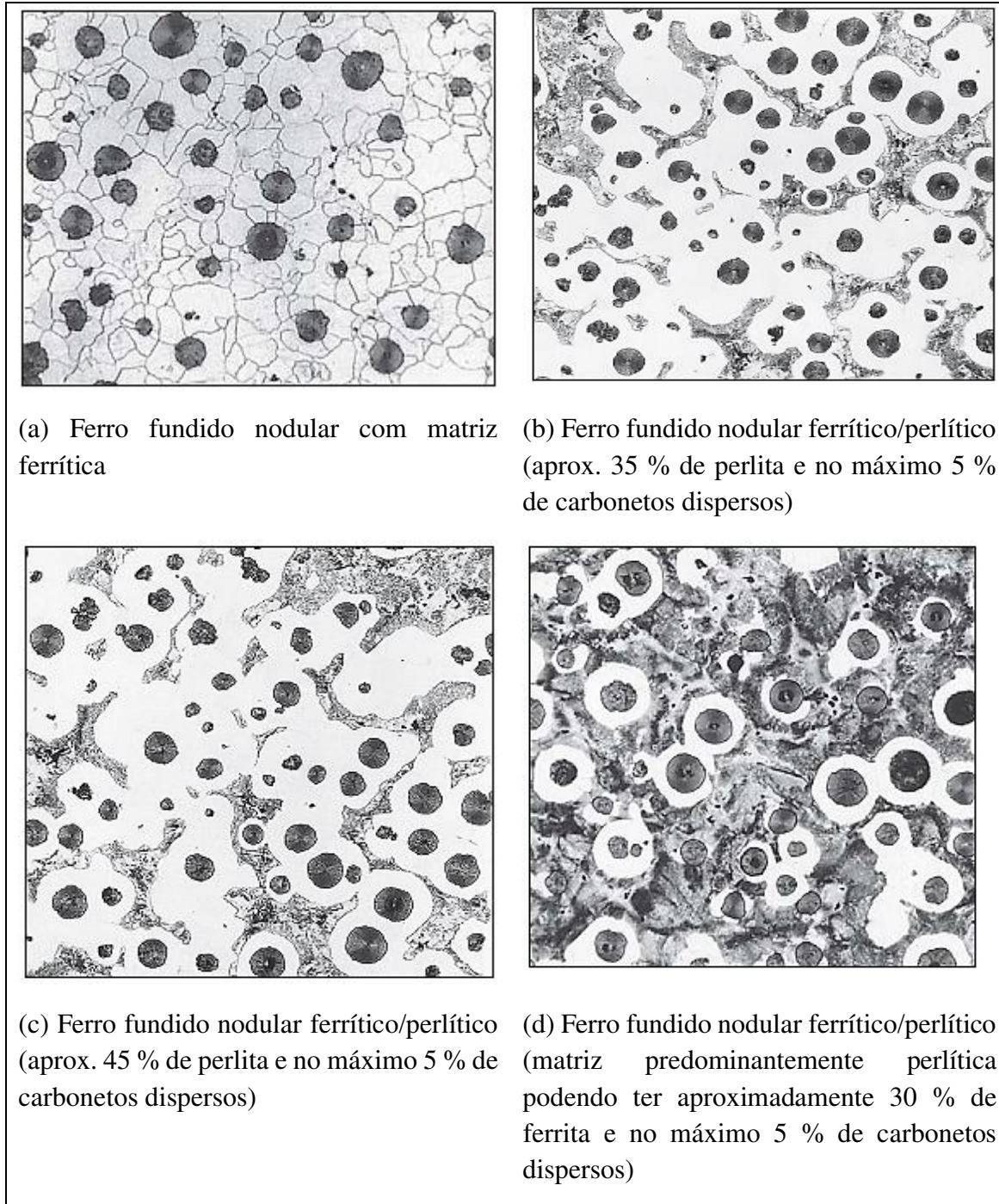


Figura 2.8 - Micrografias evidenciando a matriz Ferrítica/Perlítica (TUPY S/A, 2011)

Efetuam-se tratamentos térmicos nos ferros fundidos com os seguintes objetivos: Eliminação de tensões residuais; Melhoria de usinabilidade; Homogeneização de propriedades na peça; Decomposição de carbonetos; Aumento de tenacidade; Aumento de resistência mecânica; Aumento de resistência ao desgaste e resistência à fadiga. Alguns destes objetivos podem ser alcançados simultaneamente com apenas um tratamento térmico. Os principais tipos de tratamentos térmicos são: Alívio de tensões; Recozimento de decomposição de carbonetos;

Recozimento de ferritização; Normalização; Têmpera e revenido; Austêmpera; Têmpera superficial; e Nitretação (GUESSER, 2009).

Chiaverini (2005) cita que muitas peças de ferro fundido nodular são empregadas no estado fundido, outras são tratadas termicamente. O tratamento térmico usual é o que decompõe a cementita produzindo ferrita e mais grafita esferoidal, mediante um recozimento ou normalização. Pode-se também temperar e revenir à dureza desejada. De qualquer modo, as operações de tratamento térmico a que usualmente podem ser submetidos os ferros fundido nodulares são as seguintes:

- ✓ **Alívio de tensões:** Utilizadas para reduzir ou eliminar as tensões residuais das peças fundidas. Normalmente, a temperatura não deve ultrapassar 600 °C e o tempo recomendado é de 20 minutos por centímetro de secção;
- ✓ **Recozimento:** Para a obtenção de uma matriz ferrítica, mediante aquecimento a 900 °C, resfriamento até 700 °C, em uma hora, seguido de resfriamento até 650 °C, à razão de 3 °C/h. Esse tratamento é também chamado de “recozimento para ferritização”, porque produz uma matriz essencialmente Ferrítica;
- ✓ **Normalização:** Depois de austenitizado o material a 900 °C, ele é resfriado no forno até 785 °C e em seguida resfriado ao ar. Se o resultado final apresentar dureza muito elevada, pode-se proceder a um revenido posterior, até a dureza desejada, revenido esse que também reduz as tensões internas;
- ✓ **Têmpera e Revenido:** O material é austenitizado pelo aquecimento entre 870 °C e 900 °C, uma hora por polegada de secção. Segue resfriamento em óleo, revine-se até a dureza desejada, por exemplo, aquece até 480 °C, permanece por 2 horas a essa temperatura, em seguida resfria no forno até 345 °C, depois ao ar. As estruturas resultantes correspondem à da martensita revenida e o objetivo do tratamento é conferir ao material resistência mecânica, dureza e resistência ao desgaste maiores;
- ✓ **Austêmpera:** O ferro fundido nodular austemperado, também conhecido como ADI (*Austempered Ductile Iron*), passou a ser empregado industrialmente a partir da década de 70, ampliando o campo de aplicação desse material. Sua estrutura é composta pela grafita na forma esferoidal dispersa na matriz de ferrita acicular e austenita estável (denominada Ausferrita). Com essa microestrutura, esse ferro fundido apresenta elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e ao desgaste, proporcionando grande flexibilidade à concepção e fabricação de peças. Souza (2012) cita que o ferro fundido nodular austemperado em comparação com ferro fundido nodular bruto de fusão, é duas vezes mais resistente à tração. Pimentel e Guesser (2017) citam que o ferro fundido nodular austemperado

possui excelente combinações de propriedades mecânicas, alta resistência à tração, alta ductilidade, resistência ao desgaste e boa tenacidade, que fazem com que este material seja recomendado para muitas aplicações, tais como peças e equipamentos de movimentação de terra e de mineração, componentes automobilísticos, engrenagens e peças estruturais de baixo peso.

O ferro fundido nodular austemperado possui uma microestrutura chamada de ausferrita, composta por austenita de alto carbono e ferrita acicular. O ciclo de tratamento térmico de austêmpera de um ferro fundido nodular é ilustrado no gráfico esquemático da Fig. 2.9. Este ciclo consiste em aquecer a peça (trecho A-B) até a temperatura de austenitização, que pode variar entre 840 e 950 °C, mantendo o material nesta temperatura (trecho B-C) por um tempo suficiente para causar a saturação da austenita em carbono. Logo após é feito o resfriamento rápido (trecho C-D) até a temperatura de austêmpera, entre 230 e 400 °C, evitando-se o campo de formação de perlita. O material é mantido nesta temperatura durante o tempo necessário (trecho D-E) para transformação da austenita rica em carbono em ausferrita (ferrita acicular e austenita de alto carbono). Nesta fase, recomenda-se que a variação de temperatura não ultrapasse os 11 °C. A última etapa consiste em realizar o resfriamento ao ar até a temperatura ambiente (E-F), terminando a reação antes do campo de formação de bainita (HUPALO; BALZER; WARMLING, 2006).

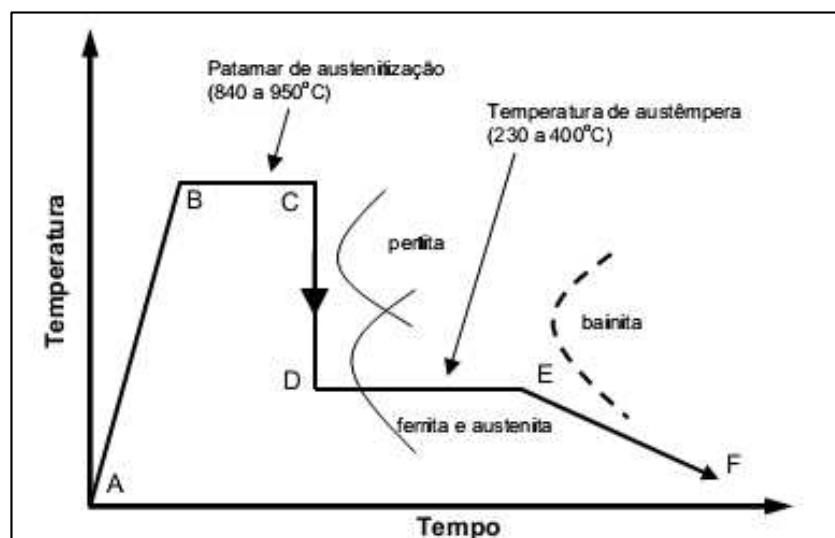


Figura 2.9 - Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico de austêmpera para obtenção do nodular austemperado (BALZER, 2003 apud HUPALO; BALZER; WARMLING, 2006)

Chiaverini (2005) cita que na austêmpera do nodular, o aquecimento para a austenitização, é feita entre 850 e 925 °C. A austenitização depende da temperatura e do tempo, de modo que ocorra uma transferência suficiente de carbono para à matriz austenítica. As zonas ferríticas do ferro nodular são isentas de carbono, para que o material se torne endurecível, é necessário, na austenitização, que haja suprimento de carbono à austenita e ferrita, esse suprimento ocorre por difusão a partir dos nódulos de grafita. Os tempos para que este fato ocorra variam de 2 a 4 horas, dependendo da secção, justamente para conseguir a máxima solubilização do carbono na austenita. Chiaverini (2005) cita, como exemplo, que no caso de componentes para a indústria automobilística, verificou-se que engrenagens exigiam quatro horas a 900 °C para a austenitização. A temperatura de formação da bainita varia entre 235 °C a 400 °C por um longo período, para o ferro fundido nodular sem elementos de liga.

A Figura 2.10(a) apresenta a microestrutura do ferro fundido nodular ferrítico/perlítico, com adições de Cu, Ni e Mo para a obtenção de uma matriz equilibrada de ferrita/perlita na condição bruta de fusão, podendo ter no máximo 5 % de carbonetos dispersos. Na Figura 2.10(b) é apresentado o ferro fundido nodular bainítico, isto é, é o ferro fundido nodular da Fig. 2.10(a) após o tratamento de austêmpera, onde é observado a grafita nodular envolvida por uma matriz bainítica (TUPY S/A, 2011).

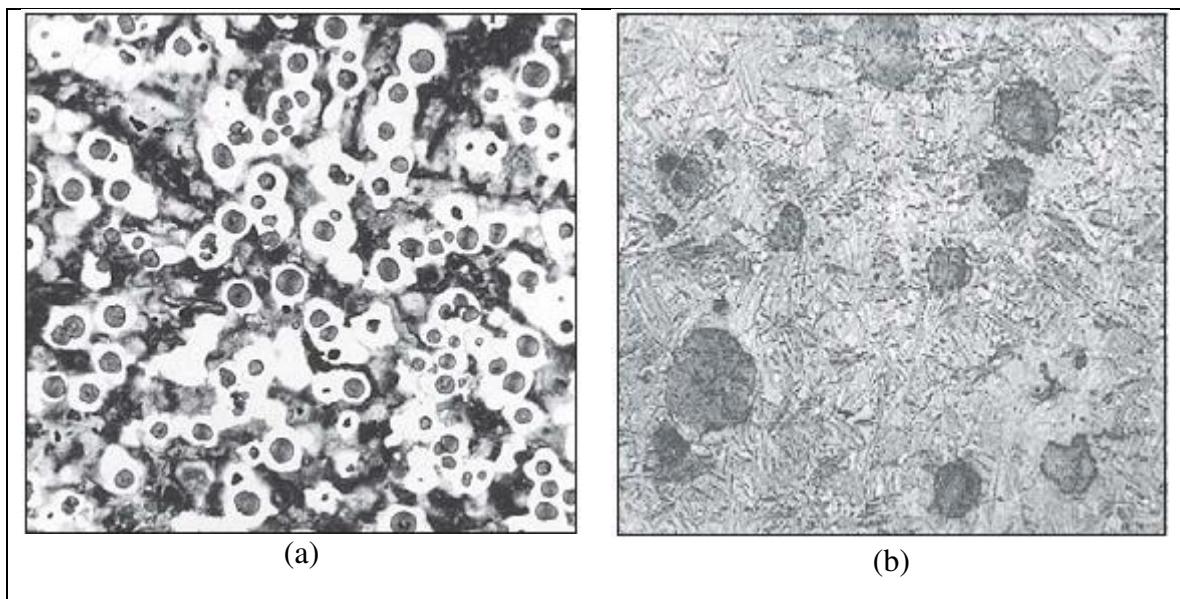


Figura 2.10 - (a) Ferro fundido nodular ferrítico/perlítico; (b) ferro fundido nodular bainítico (TUPY S/A, 2011)

2.3 Soldabilidade do ferro fundido

Durante a soldagem ocorrem transformações metalúrgicas que provocam mudanças de fases, que podem ser identificadas através da metalografia, conforme esquema apresentado na Fig. 2.11. A natureza e tamanho destas zonas serão determinadas pelo calor aplicado durante a soldagem e pela composição química do ferro fundido.

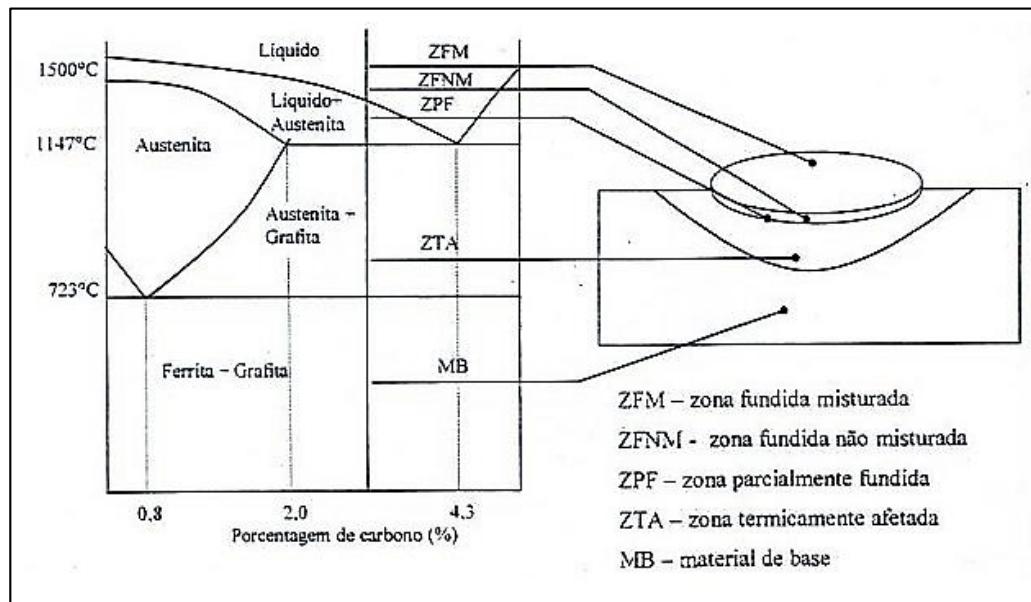


Figura 2.11 - Zonas formadas na região da solda de um ferro fundido (BROSILOW, 1990 apud CANALE, 2005)

Cada região, como esquematizada na Fig. 2.11, pode ser definida da seguinte forma (CANALE, 2005):

- ✓ **ZFM – Zona Fundida Misturada:** é o metal de base misturado com o metal de adição, causado pela movimentação da poça de fusão durante a soldagem. Esta zona possui uma composição química relativamente uniforme, a microestrutura desta região depende do tipo de metal de adição utilizado. Se for uma solda autógena (sem metal de adição), o ferro fundido se funde e resfria rapidamente, de forma que o carbono da poça fundida não forma grafitas, mas sim carbonetos duros e frágeis;
- ✓ **ZFNM – Zona Fundida Não Misturada:** é a região do metal de base que fundiu, mas que não se misturou completamente com o metal de adição (é uma região pequena), podendo ocorrer a formação de ferro fundido branco para a maioria dos tipos de ferro fundido;

✓ **ZPF -Zona Parcialmente Fundida:** é uma região do metal de base que fundiu parcialmente, também chamada de zona de ligação (ZL). Sua microestrutura para a maioria dos tipos de ferro fundido é composta de ledeburita, martensita, e grafita não dissolvida;

✓ **ZTA - Zona Termicamente Afetada:** é uma região do material base adjacente ao cordão de solda que é submetida à temperatura de austenitização. Como o metal base está submetido a um ciclo térmico heterogêneo durante o processo de soldagem, as temperaturas máximas alcançadas decrescem com a distância ao cordão. Os tempos à elevada temperatura são curtos na soldagem, isso implica que os processos controlados por difusão não se produzem tão facilmente como nos tratamentos térmicos homogêneos convencionais. Como resultado deste ciclo térmico, surgem diferentes subzonas dentro da ZTA, correspondentes a distintas transformações metalúrgicas, e cuja presença depende fundamentalmente do tipo de material soldado.

De uma maneira geral, a dificuldade na soldagem dos ferros fundidos se origina nas seguintes características: Baixa ductilidade e baixa condutividade térmica; e Alto teor de carbono contido principalmente na forma de grafita. A baixa ductilidade dos ferros fundidos acarreta na sua incapacidade de aliviar plasticamente as tensões geradas durante a soldagem, podendo trincar durante e/ou após a soldagem devido às tensões desenvolvidas pelo elevado gradiente térmico da operação de soldagem. O alto teor de carbono presente no ferro fundido acarreta na formação na região de estruturas duras e frágeis nas regiões soldadas.

De um modo geral, a soldagem dos ferros fundidos pode ser aplicada em três diferentes níveis: solda de manutenção, solda de construção e solda de produção. A solda de manutenção se refere ao caso de peças que romperam, ou sofreram desgaste em serviço e que necessitam ser recuperadas; solda de produção é empregada para recuperação de defeitos de fundição, porosidades, trincas e rechupe; solda de construção é empregada para se obter o produto desejado, geralmente é evitado pelos projetistas devido a sua dificuldade de soldagem, que está relacionada ao alto teor de carbono, baixa ductilidade quando comparada ao aço carbono e a baixa condutividade térmica, resultando na incapacidade do material para aliviar as tensões térmicas geradas durante a soldagem, podendo acarretar em trincas na região soldada (ZAC e ZF) (CANALE, 2005).

Modenesi (2011) cita que os ferros fundidos brancos são considerados, em geral, não soldáveis devido à sua extrema fragilidade. A soldagem pode ser utilizada, em ferros fundidos cinzentos, maleáveis, nodulares e vermiculares, principalmente para eliminar defeitos de fundição (solda de produção) e para reparar peças trincadas ou mesmo fraturadas (solda de manutenção).

Com base no tipo de metal de adição utilizado, a soldagem de ferros fundidos pode ser dividida em dois métodos principais: 1 - Procedimentos que fornecem um metal depositado de composição similar ao metal base (ferro fundido), e 2 - Procedimentos que fornecem um metal depositado de aço ou ligas com um elevado teor de metais não ferrosos (cobre/níquel) (MODENESI, 2011).

O primeiro método é usado principalmente para reparar defeitos em peças fundidas e utiliza um pré-aquecimento de 300 a 700 °C e, em geral, um tratamento térmico após a soldagem com resfriamento lento (de 50 a 100 °C/h) de forma a minimizar a formação de uma estrutura de alta dureza.

No segundo método a soldagem é, em geral, feita sem pré-aquecimento ou com um pré-aquecimento mínimo com a deposição de passes curtos e espaçados e com uma baixa energia de soldagem de modo a minimizar a extensão das regiões afetadas pela soldagem. Martelamento (da solda) pode ser, em alguns casos, usado para reduzir o nível das tensões residuais. Eletrodos podem ser de ligas não ferrosas (ligas de níquel ou de cobre) ou de aço. No caso das ligas não ferrosas, o material não dissolve o carbono nem forma carbonetos, mantendo a ZF dúctil e macia. No caso de eletrodos de aços, podem ser de aço inoxidável austenítico ou de aços especiais com elevado teor de elementos formadores de carboneto. Neste caso, o depósito tende a ter uma dureza mais elevada, não sendo, em geral, usinável.

Os processos de soldagem por arco voltaico e a soldagem de oxiacetileno são dois processos comuns que são utilizados para a soldagem de ferro fundido. No entanto, alguns pesquisadores avaliam a aplicação de colagem por difusão, soldagem por fricção e soldagem por feixe de elétrons. Existem geralmente quatro tipos de ligas metálicas de enchimento disponíveis para soldagem de ferro fundido: aço de baixo carbono, ferro fundido, ferro-níquel e ligas de níquel (BHATNAGAR; GUPTA, 2016).

Pàris (2003) cita que para obter uma solda dúctil em ferro fundido é necessário realizar o pré-aquecimento da junta soldada com um resfriamento lento. A temperatura de pré-aquecimento é função do tipo de ferro fundido. Para o nodular é recomendado entre 150 e 180 °C. Para os outros tipos de ferro fundido a temperatura mais alta (acima de 250 °C) são geralmente mais eficazes. Em peças grande e/ou que tenha grandes variações dimensionais, devido a geração de altas tensões residuais durante a soldagem (podendo aparecer distorções e/ou trincas), não é recomendado o pré-aquecimento e nem o controle de temperatura de interpasso, neste caso é recomendada a soldagem de passes curtos e de baixa energia (baixa corrente), também chamada de técnica de soldagem a frio, buscando manter a região de soldagem a mais fria possível.

Uma forma corriqueira na soldagem que tem como objetivo minimizar as tensões residuais e consequentemente a formação de descontinuidades, como a trinca, é o amanteigamento. O amanteigamento significa a deposição de uma camada de revestimento sobre a superfície da junta a ser soldada, a qual fará a transição entre o material da junta (no caso de ferro fundido) e o metal de enchimento (que poderá ser de um material que se assemelha ao metal de base). No caso da soldagem de ferro fundido, em geral, utiliza-se para este revestimento uma liga de níquel (PÀRIS, 2003).

A camada amanteigada deve servir para reduzir o diferencial de temperatura de fusão entre os materiais a serem unidos, também pode ser empregado para proporcionar uma transição entre materiais com diferentes coeficientes de expansão térmica, mas que têm de suportar ciclos térmicos em operação. Da mesma forma, a camada de amanteigamento pode ser utilizada para fornecer uma barreira que vai retardar a migração de elementos indesejáveis do metal de base para o metal de solda durante o tratamento térmico ou em serviço a temperaturas elevadas (DAVIS, 2006).

A Figura 2.12 apresenta de forma esquemática um exemplo da técnica de amanteigamento em junta soldada de materiais dissimilares, por exemplo, ferro fundido com aço inoxidável.

Scotti e Ferraresi (1993) utilizaram-se do amanteigamento para a recuperação dos dentes de uma engrenagem de grandes dimensões de ferro fundido cinzento aplicando a técnica de soldagem a frio, utilizadas com o objetivo de minimizar a formação de tensões e trincas. Após a limpeza dos dentes da engrenagem, utilizou-se para o amanteigamento um eletrodo AWS E Ni-CI de 2,5 mm de diâmetro. Uma sobre medida de material foi prevista para permitir o acabamento dos dentes da engrenagem. Os resultados demonstraram a viabilidade desta técnica aplicada em peças de grandes dimensões, porém, devem ser observados e rigorosamente adotados procedimentos apropriados para tais situações.

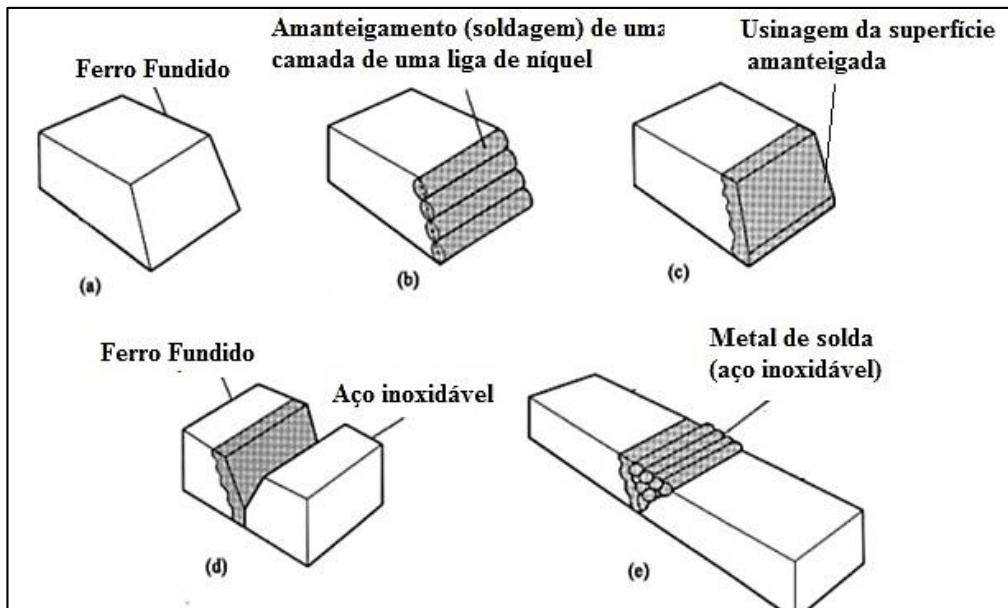


Figura 2.12 - Exemplo de aplicação da técnica de amanteigamento. (a) preparado para revestir. (b) superfície amanteigada. (c) superfície amanteigada preparada para a soldagem da junta (d) conjunto alinhado para a soldagem. (e) junta soldada com metal de enchimento (WELDING HANDBOOK, 1982 apud DAVIS, 2006)

Teixeira e Pope (1992) citam que a soldagem ou revestimento de várias camadas apresenta o comportamento próximo a um tratamento térmico na ZAC da primeira camada com a realização da soldagem da segunda camada, isto é, o calor gerado na aplicação da segunda camada pode reduzir a dureza da região dos grãos grosseiro da ZAC da primeira camada no metal de base. O desempenho dessa técnica está relacionado à correta relação entre as energias de soldagem da primeira e segunda camada, bem como o controle da temperatura inicial e de interpasso e uma adequada sobreposição dos cordões de solda.

2.3.1 Soldabilidade do ferro fundido nodular

Nas indústrias de fabricação, existe um grande interesse em estabelecer um procedimento de soldagem para o ferro fundido nodular, pois este material tem altas propriedades mecânicas e seu processo de fabricação demanda um custo menor em relação aos aços em geral (PASCUAL et al., 2008).

Bhatnagar e Gupta (2016) citam que a soldagem de ferro fundido nodular normalmente não é praticada na indústria de fundição para a recuperação ou fabricação de peças fundidas, devido à inconsistência das propriedades mecânicas e físicas alcançadas. A soldabilidade desse material depende da sua matriz original, das propriedades mecânicas, da composição química e da condição do processo de soldagem. A faixa de temperatura de pré-aquecimento (quando

utilizado) depende da capacidade de endurecimento, isto é, da composição química do ferro, consequentemente do carbono equivalente, tamanho e complexidade da junta soldada e do tipo de materiais de enchimento. O pré-aquecimento deve ser sustentado após a soldagem (pós aquecimento) por um tempo suficiente para evitar a formação de martensita e para evitar que a grafita secundária se desenvolva na matriz após o recozimento ou a soldagem multipasses.

Pascual et al. (2008) citam que a literatura corrente relata pesquisas sobre a influência de tratamentos térmicos e técnicas de soldagem na soldabilidade do ferro fundido nodular usando eletrodos de Ni puro. Os autores citam estudos sobre propriedades mecânicas de ferro fundido nodular soldado por meio de técnicas de soldagem oxiacetileno e a arco voltaico, utilizando eletrodos de ferro fundido cinzento e de níquel. Esses estudos mostraram que as propriedades mecânicas do cordão de solda, soldada com eletrodos de ferro fundido cinzento, são inferiores às soldadas com eletrodos de níquel. Verificaram que na zona fundida o níquel pode dissolver a grafite presente no ferro nodular e o que fica são pequenas grafitas esferoidal. Na ZF os carbonetos frágeis e as estruturas de martensita não são formados, formando uma zona fundida de composições uniformes de alta ductilidade e baixa fragilidade. Os autores citam também, que independente do metal de adição utilizado, a maior dificuldade da soldabilidade do nodular encontra-se na zona de ligação e na zona termicamente afetada.

Canale (2005) cita que nos ferros fundido nodular o carbono está presente principalmente na forma de grafita, quanto mais superfícies de grafita em contato com a matriz, maior é a porcentagem de carbono presente na poça de fusão, por exemplo, na soldagem autógena maior é a tendência de formação de componente duros e frágeis na ZF. É preferível ter nessa região todo o carbono em forma de grafitas esferoidais não muito pequenas. O ferro fundido nodular de matriz perlítica, rica em carbonetos, contribui para o aumento da porcentagem de carbono na poça de fusão, portanto favorece a formação de componentes frágeis e de alta dureza, podendo apresentar problemas de trincamento.

Amaral (1989) cita que o controle da microestrutura na ZAC e ZL na soldagem de ferro fundido é um dos problemas mais significativos quando se deseja obter propriedades mecânicas similares ao metal de base. Devido à alta velocidade de resfriamento dessas regiões, estão presentes estruturas duras e frágeis. Dependendo da matriz aparecem misturas de martensita, austenita, cementita primária e eutética envolvendo os nódulos de grafita parcialmente dissolvidos. Na matriz perlítica em alta temperatura (ZAC) converte-se em uma austenita rica em carbono, propiciando a formação de uma martensita de alta dureza durante o resfriamento. Na ZL fundida, o líquido apresenta alto teor de carbono, que no resfriamento transforma-se em carbonetos e/ou ledeburita. A dureza dessas regiões (ZAC e ZL) podem variar de 300 a 800

HV. Um tratamento térmico após a soldagem, a temperatura da ordem de 550 - 650°C, permite a transformação dessas estruturas de alta dureza em outras mais macias.

Amaral (1989) cita ainda que a utilização de eletrodos à base de níquel no ferro fundido nodular, forma-se uma estrutura martensítica de alta dureza na zona de ligação. Essa estrutura extremamente dura e frágil aparece com maior intensidade se a porcentagem de níquel for superior a 50 %.

Pascual, Ferrer e Rayón (2009) realizou a soldagem (processo Eletrodo Revestido) de um ferro fundido nodular (composição: 3.83 % C; 0.15 % Mn; 0.01 % Ni; 0.03 % Cu; 2.62 % Si; 0.03 % P; 0.04 % Cr; 0.01 % Mo; 0.04 % Mn sem pré-aquecimento. A dureza da matriz do metal de base foi de 300 HV. Dois metais de adição foram utilizados, um com composição 57.2 % Ni + 41 % Fe (outros elementos foram 0.66 % C; 0.16 % Si, 0.85 % Mn) e o outro de composição 97.6 % Ni (0.30 % C, 0.20 % Si, 0.005 % P, 0.005 % S, 0.2 % Mn e 1 % Fe). A Fig. 2.13 (a) mostra a micrografia da região soldada obtida com o eletrodo Ni de 57,2 %. Três regiões são mostradas claramente na Fig. 2.13(a) e (b). A ZAC é observada como uma estrutura perlítica-ferrítica (matriz escura) com nódulos de grafita, muito semelhante à estrutura do metal original, a dureza da matriz ficou em 360 HV. A ZL contém uma estrutura martensítica (estrutura tipo agulha) com dureza de 618 HV, contém também alguns flocos de grafite. O metal de solda (ZF) contém uma matriz de níquel contendo pequenas esferas de grafite, possui um valor de dureza de 210 HV. A Figura 2.13 (b) mostra a microestrutura soldada com um eletrodo Ni de 97,6 %. A ZAC, como era esperado, ficou semelhante ao da Fig. 2.13 (a). A ZL contém várias estruturas acíclicas de agulhas longas (estruturas ferrítica-perlítica) combinadas com algumas pequenas estruturas em agulhas aciculares (martensita), porém de menor quantidade e flocos de grafita. A dureza da ZL ficou em 480 HV, menor que o da Fig. 2.13(a). A ZF ficou com dureza de 180 HV, uma matriz de níquel com pequenos flocos de grafita. Estes resultados mostraram que o metal de adição exerce uma influência significativa na dureza da ZF. Os autores não esclarecem o motivo pelo qual ocorreu uma menor dureza na ZL com a aplicação do eletrodo com 97,6 % de Níquel.

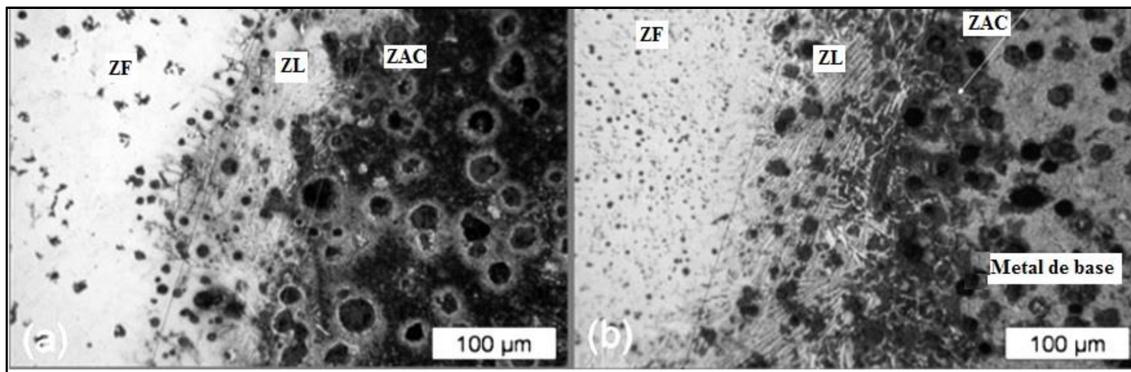


Figura 2.13 - Microestrutura do cordão de solda. (a) – Metal de adição de 57.2 % Ni + 41 % Fe; (b) metal de adição de 97.6 % Ni (PASCUAL; FERRER; RAYÓN, 2009)

Silva et al. (2017) utilizou o eletrodo 60Ni40Fe (AWS E NiFe-CI) para o amanteigamento de uma junta de ferro fundido nodular de matriz perlítica (70 a 75 %) utilizando o processo GMAW. Os resultados mostraram (Fig. 2.14) uma solda constituída de três regiões (ZF, ZAC e ZL (chamada no artigo de Zona Parcialmente Fundida- ZPF)). Numa análise mais detalha dessa região, mostrada na Fig. 2.15(a) fica clara a formação de martensita na ZAC e ledeburita na ZL, o que justifica a elevada dureza da matriz dessas regiões, 550 HV na ZL e 410 na ZAC. Adicionalmente, observa-se a formação de uma rede de cementita no contorno de grão da ZAC grosseira o que pode comprometer as propriedades mecânicas, Fig. 2.15(B). Resultados semelhantes foram reportados por EATWELL (1987).

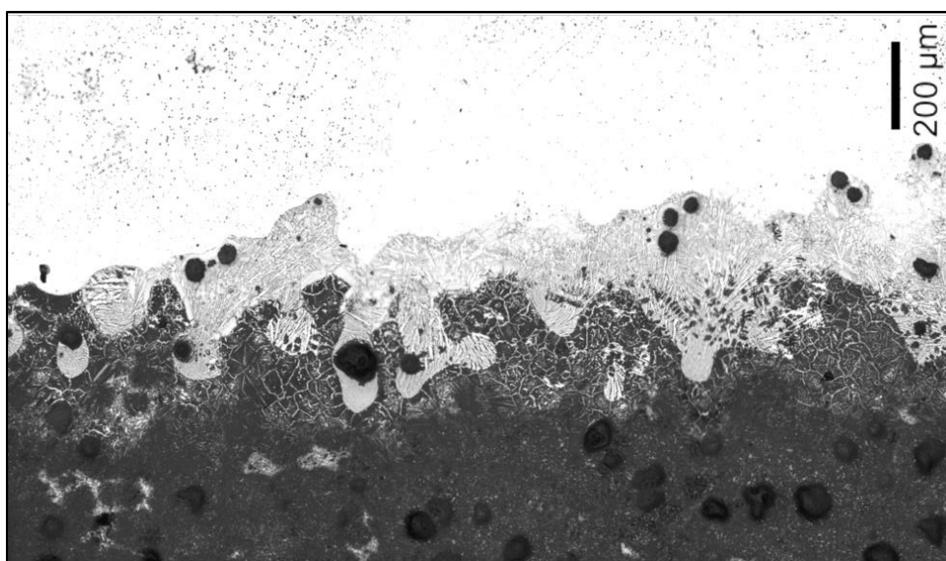


Figura 2.14 - Micrografia da região de transição entre o ferro fundido nodular e a camadas de amanteigamento, contendo a ZAC, ZL, e ZF (SILVA et al., 2017)

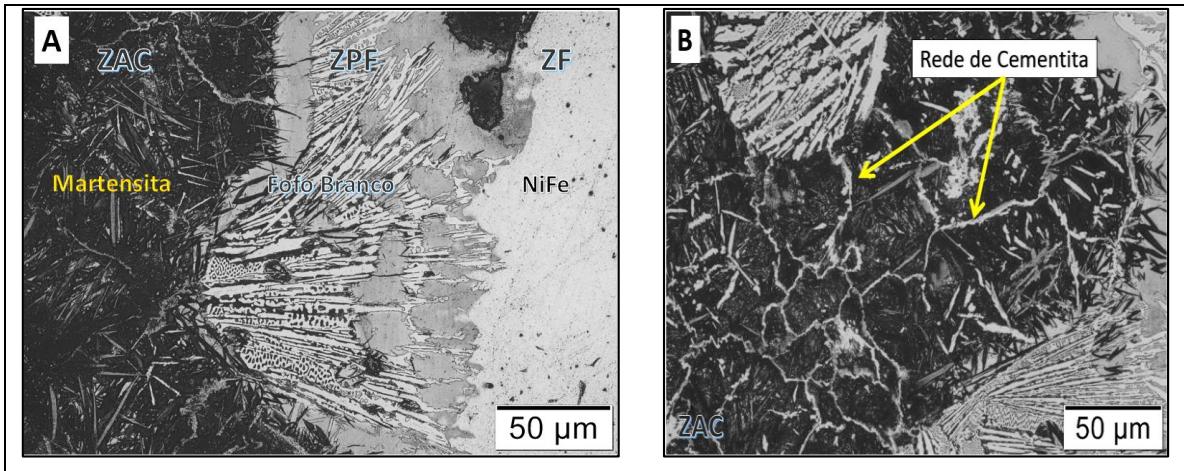


Figura 2.15 - Transição entre o substrato e a camada de amanteigamento: (A) formação de martensita (ripas) na ZAC, ledeburita (ferro fundido branco) na ZPF e (B) uma rede de cementita na ZAC (SILVA et al., 2017)

El-Banna (1999) estudou soldagem de ferro fundido nodular em uma matriz ferrítica usando o processo Eletrodo Revestido com material de enchimento E NiFe-CI. Ele trabalhou em diferentes temperaturas de pré-aquecimento e concluiu que o ferro fundido nodular pode ser soldado com sucesso com ou sem pré-aquecimento usando eletrodos à base de Ni, mas para obter melhorias nas propriedades mecânicas é necessária uma temperatura de pré-aquecimento entre 200-300 °C. Sem o pré-aquecimento a ZL formada apresentou uma estrutura martensítica, ledeburita e nódulos de grafita e na ZAC foi observada a formação de martensita, perlita/ferrita e nódulos de grafita. Com o pré-aquecimento foi possível observar uma redução da martensita tanto ZL como na ZAC com um aumento na quantidade de perlita/ferrita.

El-Banna, Nageda e Abo El-Saadat (2000) realizaram uma pesquisa no ferro fundido nodular (dureza de 300 HV) de matriz perlítica utilizando o processo Eletrodo Revestido de vários materiais de enchimento, como a liga de Ni, Fe-Ni, liga de Ni-Cu, aço inoxidável e ferrítico. Foram realizados vários pré-aquecimentos (200, 300 e 400°C). Independentemente do tipo de metal de adição a ZAC teve a presença de martensita, perlita e nódulos de grafita, com dureza que varia de 450 a 650 HV. Na região de ligação (ZL) observou-se a presença de martensita, ledeburita e alguns glóbulos de grafita, tendo uma dureza entre 654 e 825 HV. Os autores concluíram que os melhores resultados foram obtidos com a temperatura de pré-aquecimento de 300 °C. Nessa pesquisa também foram realizadas soldagens com pré-aquecimento de 300 °C com 2 passes (um sobre o outro, isto é, duas camadas) e com controle de interpasses. Os resultados mostraram uma diminuição na dureza da ZAC devido a soldagem do segundo passe, pois este passe provoca um aquecimento na ZAC e ZL do primeiro passe. Do primeiro passe para o segundo passe a ZAC e ZL houve uma redução de dureza em média

de 100 HV. Este fato ocorreu em função do aumento da quantidade de perlita e diminuição da martensita.

2.4 Simulação Física da ZAC

A microestrutura da região da ZAC para o caso do ferro fundido pode ser prevista com a utilização de diagramas CCT (*Continuous Cooling Transformation*) desenvolvido especialmente para este fim. São semelhantes aos diagramas CCT usuais para fins de tratamento térmico, onde a temperatura de pico da amostra fica em torno de 900 °C por um longo período (por exemplo 30 minutos). Na ZAC a temperatura de pico é mais elevada, no caso do ferro fundido é maior que 1000 °C e o tempo é pequeno, na casa de segundos, o que dificulta a utilização direta dos diagramas CCT usuais para prever a microestrutura da ZAC. Esta dificuldade pode ser reduzida pela utilização de simuladores de ciclo térmico específico para a região de interesse da ZAC. Nakata; Kasugai (2016) citam que os diagramas CCT para a região da ZAC oferecem conhecimentos fundamentais para estimar a soldabilidade de um material, bem como para determinar as condições de soldagem.

Uma das formas de obter esses diagramas de forma experimental é através de simulações físicas (conhecidas também como simulações térmicas), nas quais pequenas amostras são submetidas a ciclos térmicos similares aos experimentados pelo material durante a soldagem. Equipamentos comerciais, como a Gleeble® e dilatômetro de alta velocidade, possibilitam estudar esta região, mas com um elevado investimento de capital. As vantagens dessas técnicas estão relacionadas a facilidade da execução do ensaio da região de interesse para uma posterior realização de ensaios mecânicos e metalográficos do material.

Scotti e Miranda (2014) citam que as simulações térmicas têm sido amplamente utilizadas para a avaliação da Zona Afetada pelo Calor. Entretanto, nas simulações laboratoriais, parâmetros chaves vêm sendo adotados de formas diferentes pela falta de literatura comparativa, ou por resultados disponibilizados pelos autores de forma incompleta. Outras razões que justificam a adaptação metodologia relacionam-se à limitação de equipamentos disponíveis.

Foi desenvolvido no Laprosolda/UFU um equipamento que simula experimentalmente o ciclo térmico da ZAC de soldagem através do aquecimento corpo de prova pelo efeito Joule e resfriamento natural controlado por variações sistemáticas da geometria da amostra. Este equipamento teve início com as atividades de Iniciação Científica de Renata Campello Scotti, (OLIVEIRA; SCOTTI; FERRARESI, 2003) e vem sendo aprimorado por outros pesquisadores

do Laprosolda/UFU. Vieira (2017) utilizou este equipamento com sucesso para a realização da avaliação e eficiência do simulador de ZAC utilizando uma liga de aço estrutural API 5L X70Q, determinando as temperaturas Ac1 e Ac2 durante o aquecimento e o resfriamento.

Gumienny e Gietka (2015) construíram vários diagramas CCT com diferentes composições do ferro fundido nodular a partir de uma austenitização a 930 °C por 30 minutos utilizando um dilatômetro com diferentes taxas de resfriamentos (máquina “Gleebel”). A análise baseou-se na determinação dos pontos de temperatura do início e final da transição de fase da austenita. O objetivo da pesquisa foi apresentar a influência do molibdênio, cromo, níquel e cobre nas curvas de decomposição da austenita no ferro nodular, tendo como finalidade de ser úteis na seleção da composição química desse material para a obtenção da microestrutura da matriz de metal em bruto (sem tratamento térmico), como: perlita, bainita, martensita ou austenita-ferrítico. A Figura 2.16 mostra um dos diagramas obtido com esta pesquisa.

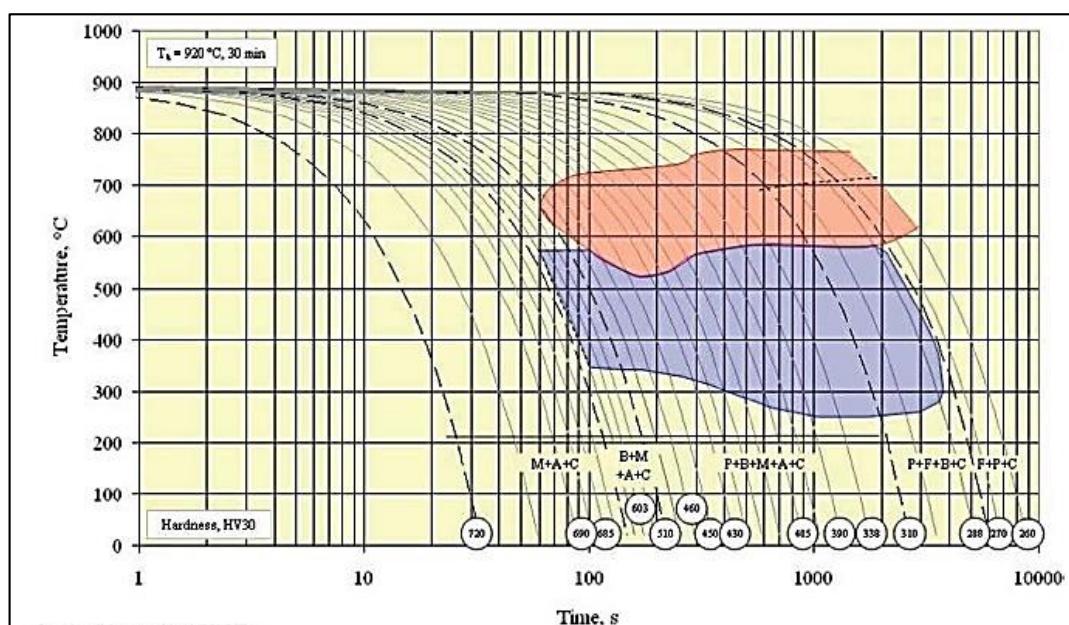


Figura 2.16 - Diagrama de CCT de ferro fundido nodular carbídico com a composição química: 3,75 % C; 2,40 % Si; 0,33 % Mn; 0,51% de Cr; 1,41 % Mo; 1,03 % Cu. F – ferrita, P – perlita, B – bainita, A – austenita, M – martensita, C - carbonetos (GUMIENNY; GIETKA, 2015)

Nakata e Kasugai (2016) estudaram o comportamento de resfriamento contínuo (CCT) da ZAC de um ferro fundido nodular de composição: 3.85 % C; 2.69 % Si; 0.27 % Mn; 0.006 % S; 0.035 % Cr; 0.07 % Cu; 0.04 % Mg; 0.015 % P; Fe – Bal. Duas temperaturas máximas de aquecimento para a austenitização foram utilizadas neste estudo; o primeiro foi de 1223 K correspondendo à temperatura máxima de aquecimento da ZAC próxima ao metal base, e o outro foi de 1323 K correspondendo à temperatura máxima de aquecimento da ZAC

próxima à linha de fusão. Em ambos os casos, as amostras permaneceram no máximo 4 segundo na temperatura de austenitização, simulando um ciclo térmico real de soldagem. As Figuras 2.17 e 2.18 apresentam os diagramas CCT para as duas condições estudadas. Os autores concluíram que para um tempo de resfriamento inferior a cerca de 10 s as microestruturas apresentam martensita e austenita retida, a dureza é de cerca de 730 HV na ZAC de 1223 K e de cerca de 710 HV na ZTA de 1332 K. Para um resfriamento mais lento, 1000s, a dureza diminui para 287 HV (1223 K) e para 306 HV (1332 K). Isto demonstra que a temperatura de pico simulada altera os valores de dureza da ZAC.

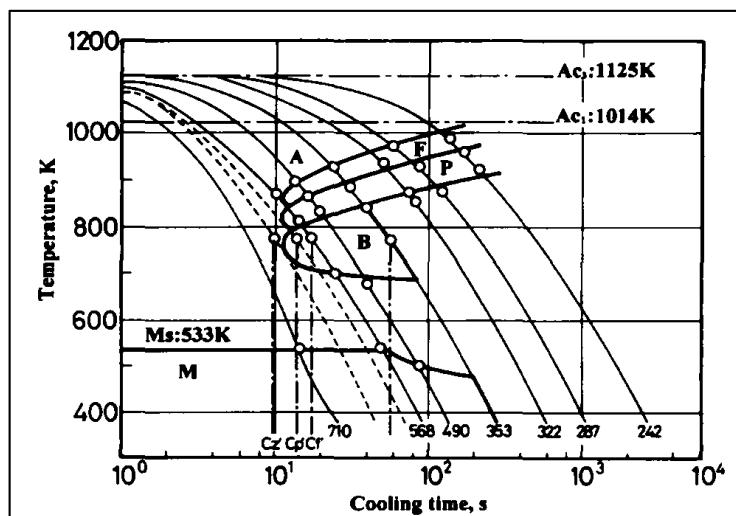


Figura 2.17 Diagrama CCT de ZAC simulada próximo ao metal base - Temperatura máxima de 1223 K, sendo A – austenita; F – ferrita; P – perlita; B – bainita; M - martensita (NAKATA; KASUGAI, 2016)

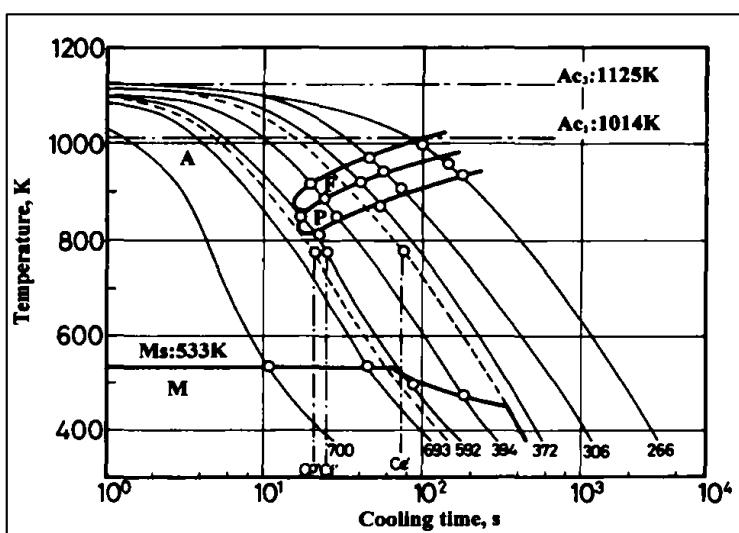


Figura 2.18 - Diagrama CCT de ZAC simulada próximo ao metal base - Temperatura máxima de 1332 K, sendo A – austenita; F – ferrita; P – perlita; B – bainita; M – martensita (NAKATA; KASUGAI, 2016)

CAPÍTULO III

METODOLOGIA E EQUIPAMENTOS

3.1 Soldagem

Inicialmente fez-se o uso da soldagem para encontrar um envelope de parâmetros para a aplicação de uma liga de níquel sobre o ferro fundido nodular, que seja isento de descontinuidades (trincas). Posteriormente aplicou-se várias camadas de cordões, para conhecer os efeitos dos ciclos térmicos da primeira camada sobre o substrato (ZAC) e das subsequentes camadas sobre a mesma região (ZAC do substrato), adquiriu-se neste ensaio o ciclo térmico real de soldagem a cada camada.

3.1.1 Materiais

O metal de base utilizado para as soldagens foi um ferro fundido nodular de secção: 25 x 80 x 300 mm, como mostra a Fig. 3.1. A Figura 3.2 mostra a micrografia do metal de base na escala de 100 µm, evidenciando um ferro fundido nodular com matriz ferrítica/perlítica, material fornecido pela empresa Tupy S/A. A Tabela 3.1 apresenta a microestrutura, segundo a norma da ASTM 247(ASTM, 2017), e a composição química (% em peso) do ferro fundido nodular fornecida pela Tupy S.A. O metal de adição utilizado foi arame eletrodo de 1,2 mm, referenciado pelo fabricante como UTP A 8051 Ti (Tab. 3.2). O gás de proteção foi Ar + 3,9%CO₂ (medido pelo Oxybaby).

Tabela 3.1 - Caracterização da microestrutura segundo ASTM

Matriz (Perlita)		Grafita						Dureza Brinell				
		Forma		Tamanho		Nodular (%)						
70-75 %		VI		7-6		95 %		255 HB				
Si	C	Mn	P	S	Cr	Ti	Sn	Cu	Al	Mo	Mg	Ce
2,16	3,47	0,34	0,044	0,002	0,033	0,006	0,003	0,562	0,007	0,384	0,024	0,0044

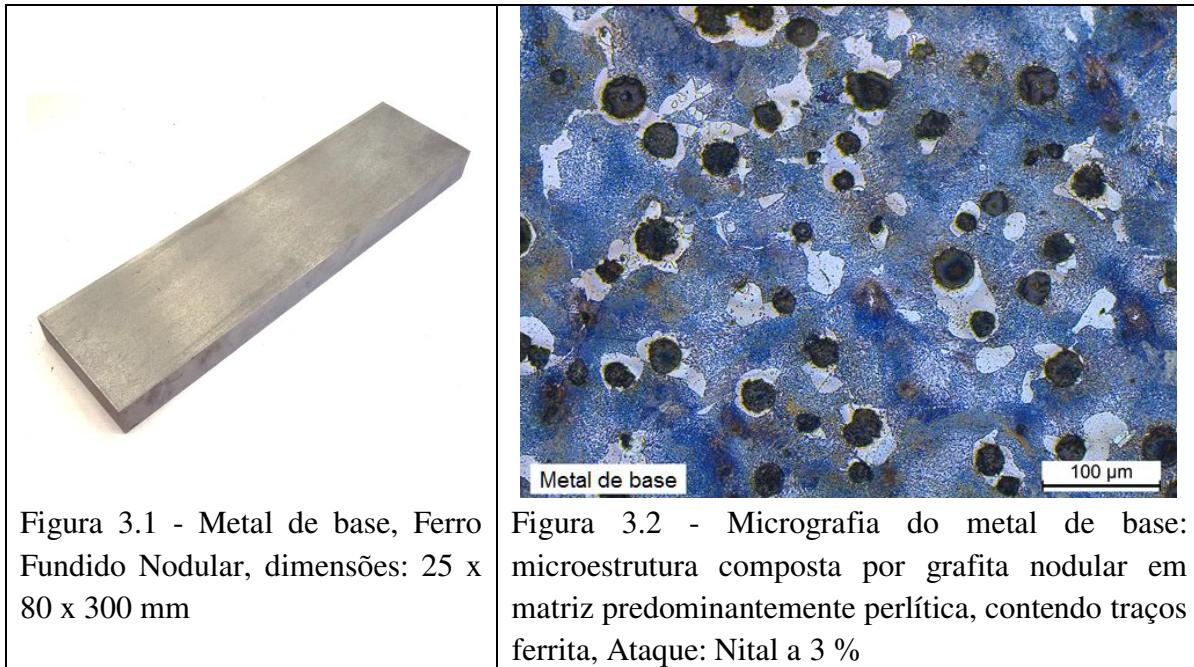


Tabela 3.2 - Características do arame eletrodo UTP A 8051 Ti - 60Ni40Fe (AWS A5.15)

Análise química do metal depositado (% peso)			
C	Ni	Ti	Fe
0,07	58	0,5	Restante
Propriedades mecânicas típicas			
Limite de resistência [N/mm ²]		Alongamento [%]	Dureza [HB]
540		25	200

Informações disponíveis no catálogo da Voestalpine Böhler (2017)

3.1.2 Bancada experimental

A bancada experimental de soldagem foi constituída dos seguintes equipamentos: Fonte de potência de soldagem (processo GMAW); Cabeçote de alimentação do arame eletrodo; Tocha reta adequada para a soldagem automática; Mesa de coordenada específica para a soldagem automática; e Sistema de aquisição dos sinais elétricos de tensão e corrente de soldagem, bem como aquisição da temperatura do termopar que foi fixado no metal de base para adquirir o ciclo térmico de soldagem.

3.1.2 Fonte de soldagem

Para a realização dos ensaios de soldagem foi utilizada uma fonte eletrônica inversora, modo de tensão constante, do fabricante Lincoln modelo “Power Wave 450/STT”. Esta fonte permite a soldagem de vários processos, tais como: eletrodo revestido; GMAW; GTAW; eletrodo tubular entre outros. Todas as informações relacionadas aos programas de soldagem

encontram-se disponível no painel frontal da fonte. A Figura 3.4 apresenta a vista frontal da fonte de soldagem e do cabeçote de alimentação do arame eletrodo, e mostra também o cilindro de gás de proteção com o regulador de vazão.



Figura 3.3 - Vista frontal da fonte de soldagem, cilindro de gás de proteção e regulador de vazão

3.1.3 Mesa de coordenadas e aquisição de sinais de tensão, corrente e temperatura

Os cordões foram executados por uma mesa de coordenada XY-T. Esta mesa permite a movimentação do cursor em dois eixos ortogonais (eixos X e Y) e também no terceiro eixo (eixo T), para permitir que ocorra o tecimento, ou seja, movimento pendular da tocha. Suas características são: Velocidade de soldagem (deslocamento no eixo-x) mínima: 05 mm/s e máxima: 80 mm/s; Resolução de 0,1 mm/s para a velocidade e de 0,125 mm na distância.

O sistema de aquisição de sinais de tensão e corrente é composto por: Placa de aquisição da *National Instrument* modelo USB-6009 com resolução de 13 bits e faixa de medição de ± 10 V; Condicionador de sinais; e Computador com software de aquisição de dados desenvolvido em LabView. Todo sistema de aquisição de dados foi calibrado antes da realização dos ensaios. Na obtenção dos sinais, empregou-se frequência de aquisição de 5,0 kHz para a tensão e corrente de soldagem e 6 Hz para a aquisição da tensão do termopar. A Figura 3.5 apresenta uma visão geral da bancada experimental com as indicações dos principais equipamentos.



Figura 3.4 - Bancada experimental de soldagem

3.2 Simulação física de zonas afetadas pelo calor

Para alcançar o 1º objetivo específico (testar as duas hipóteses), pretende-se utilizar um simulador de ciclo térmico de soldagem, facilitando a realização do estudo sobre os fenômenos (microestrutura e microdureza da matriz) que ocorrem na ZAC do substrato.

3.2.1 Amostras para simulação física de ZAC

Foi definido para este trabalho que a geometria das amostras para as simulações seria cilíndricas com um rebaixo central, como mostra a Fig. 3.3. Esta definição veio a partir de ensaios realizados em outras pesquisas no Laprosolda/UFU com o equipamento utilizado. A amostra apresenta os seguintes parâmetros: C_1 – Comprimento do braço; D_1 – Diâmetro do braço; C_2 – Comprimento do rebaixo; e D_2 – Diâmetro do rebaixo. A região do rebaixo (menor diâmetro) possui maior resistência elétrica que os braços (maior diâmetro), e durante a passagem da corrente elétrica essa região irá aquecer com maior intensidade em função da maior resistência elétrica. No resfriamento essa região perde calor principalmente por condução

pelos braços laterais que ficam em contato com o bloco de alumínio do equipamento, simulando assim o ciclo térmico de soldagem. As amostras foram fabricadas de Ferro Fundido Nodular, mesmo material do metal de base da soldagem (ver Fig.3.2), sendo que a definição dos parâmetros da amostra será discutida no Cap. V, item 5.1.

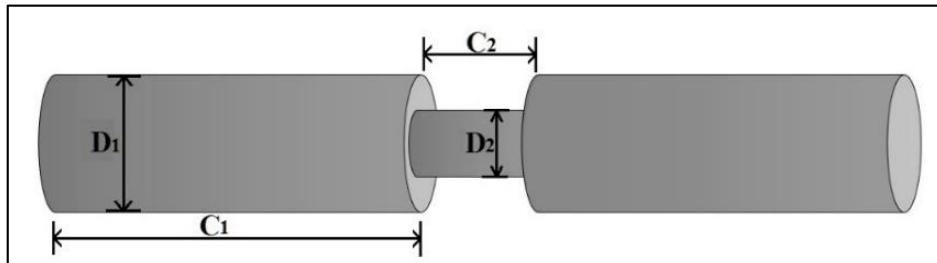


Figura 3.5 - Desenho da amostra cilíndrica com seus parâmetros, possui dois braços de comprimento (C_1) e diâmetro (D_1) e um rebaixo central com comprimento (C_2) e diâmetro (D_2)

3.2.2 Bancada experimental

Para a simulação física da ZAC foi utilizada um equipamento desenvolvido pelo Laprosolda/UFU. A Figura 3.6 mostra a bancada com os componentes necessários para a simulação. Inicialmente fixa-se o termopar no centro da amostra cilíndrica, isto é, no centro da seção de menor diâmetro da amostra (ver Fig. 3.3). Esta fixação é realizada por descarga capacitiva como mostra a bancada na Fig. 3.7. A amostra é então fixada por meio de parafusos nos blocos de alumínio que por sua vez estão ligados aos bornes da fonte de corrente (transformador). Os blocos alumínio têm a função de dissipar o calor durante o resfriamento. No trafo (transformador) é possível selecionar até 7 níveis de corrente, responsável por fazer circular a corrente pela amostra.

Durante a passagem da corrente a amostra é aquecida por efeito Joule até a temperatura de pico desejada, controlada pelo computador, e o trafo é então desligado, dando início ao resfriamento. Durante toda a simulação (aquecimento, pico e resfriamento) o termopar mede a temperatura, e por sua vez o sinal é condicionado e adquirido pela placa de aquisição a uma taxa de 50Hz e instantaneamente plotado na tela do computador (interface do programa).

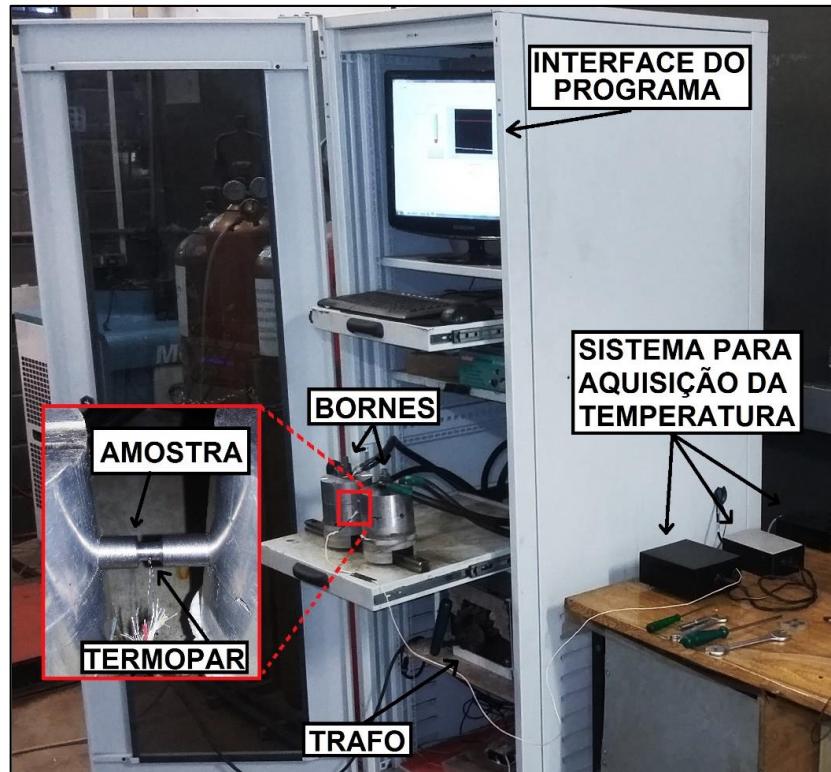


Figura 3.6 - Vista geral do simulador de zonas afetadas pelo calor com aquecimento por efeito Joule

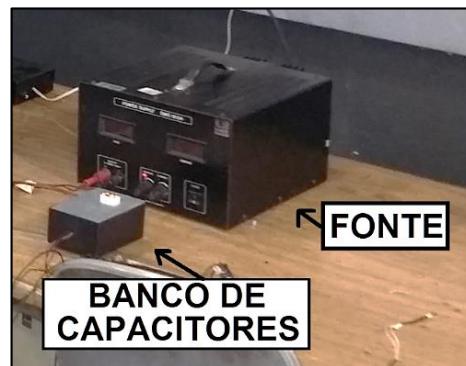


Figura 3.7 – Bancada para soldagem de termopar, por descarga capacitiva, composta um por uma fonte elétrica de tensão regulável e um banco de capacitores

A Figura 3.8 mostra o esquema elétrico simplificado do funcionamento do simulador de Zonas Afetadas pelo Calor. A temperatura de pico (T_p) é um dado de entrada no software LabView através do computador (1), para dar início a simulação pressiona-se continuamente a botoeira (2) que está em série com um módulo relé (3) (esse módulo possui lógica normalmente fechada a zero Volts, que é comandado pela placa de aquisição da National Instruments® USB-6009 (4), pela saída digital) que envia um sinal de 9V para o SSR (5) (Relé de Estado Sólido).

Esse sinal de 9 V fecha os contatos de SSR de modo que a corrente circulará pelo sistema (6) (Amostra, Blocos de alumínio, Cabos e Transformador) aquecendo-o. Conforme a amostra

vai aquecendo, o sinal de tensão do termopar (tipo K) passa por um condicionador (7) e a temperatura da amostra (T_a) é adquirida pela mesma placa de aquisição USB – 6009 (4) pela porta analógica. O LabView faz a constante comparação entre a temperatura de pico (T_p) e a temperatura da amostra (T_a), e enquanto a temperatura da amostra for menor que a temperatura de pico ($T_a < T_p$) o LabView não dá nenhum comando à placa de aquisição, permanecendo ‘zero’ volts, isto é, permanece aquecendo.

Quando as temperaturas se igualam ($T_p = T_a$), o LabView dá o comando para a placa de aquisição enviar um sinal de 5 V para o módulo relé abrindo o circuito, e consequentemente abrindo o circuito SSR, desligando o transformador. Com o transformador desligado a amostra perde calor e diminui sua temperatura em poucos graus voltando a ficar menor que a de pico ($T_a < T_p$), neste instante o LabView dá o comando para a placa cessar o sinal de 5 V, fechando o módulo relé, reenviando o sinal de 9 V fechando o SSR e aquecendo novamente. Esse ‘loop’ se repete infinitamente ou até que se solte a batoeira, dando início ao resfriamento.

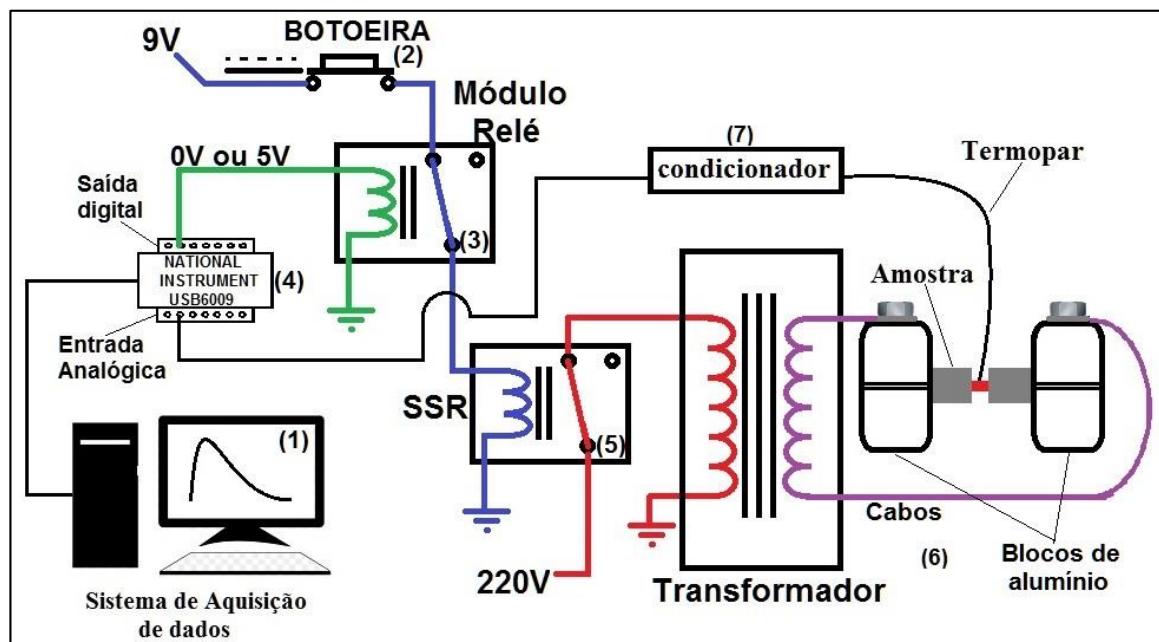


Figura 3.8 – Esquema elétrico simplificado do funcionamento do simulador de Zona Afetadas pelo Calor

O condicionador de sinais da Fig. 3.8 tem a função de receber o sinal de tensão do termopar, amplificar, filtrar, fazer a Compensação de Junta Fria (CJF) e isolar eletricamente o sinal antes da aquisição.

O sinal de tensão gerado pelo termopar é da ordem de milivolts, e precisam ser amplificados antes de ser adquiridos, para isso os amplificadores de sinais aumentam o nível

de tensão através do circuito integrado INA128P, se adequando à faixa que o conversor A/C (análogo para digital) atua, aumentando assim a resolução e sensibilidade da medição.

O termopar é constituído de um par de condutores metálicos distintos, os condutores em uma extremidade são unidos formando a junta de medição ou junta quente, a outra extremidade é ligada ao condicionador formando a junta de referência ou junta fria (temperatura ambiente). O termopar gera um sinal elétrico (diferença de potencial elétrica) proporcional à diferença de temperatura entre as junta fria e a junta quente. Assim se a temperatura ambiente marcar 25 °C e o termopar estiver submetido a uma temperatura de 100 °C a leitura de tensão será referente a 75 °C, então a leitura correta seria 75 °C do termopar mais 25 °C do ambiente. Mas a temperatura ambiente varia todo tempo, então a compensação por junta fria (CJF) serve para compensar a variação da temperatura ambiente, normalmente é feita por um segundo sensor (diodo LM35), que faz a leitura da temperatura ambiente e aplica-se a correção do sinal de tensão, melhorando a exatidão da sua medição.

Para retirar alguns ruídos oriundos da rede elétrica, o condicionador conta com um filtro passa baixa de 2º ordem para frequência de corte de 25 Hz (capacitores de 10 µF e 100 nF), por fim para proteger a placa de aquisição de cargas elétricas excessivas, foi instalado no condicionador um isolador galvânico ISO112P, isolando eletricamente um circuito do outro.

Como foi dito anteriormente o termopar gera um sinal de tensão proporcional a uma variação de temperatura, posteriormente esse sinal é amplificado em cerca de 180 vezes, é necessário então levantar uma curva de calibração que relaciona a tensão do termopar com a temperatura em questão. Para levantar a curva de calibração, fixou-se dois termopares do tipo K em uma amostra, a qual foi aquecida em forno de resistência em vários níveis de temperatura, um dos sinais foi adquirido por uma unidade de aquisição Agilent 34970A já calibrada e o outro sinal do foi adquirido pelo condicionador a ser calibrado.

Numa faixa de 100 a 1000 °C realizou-se 10 medições, traçou-se a curva de calibração apresentada na Fig. 3.9. A equação linear é inserida no LabView que faz a conversão da tensão em temperatura.

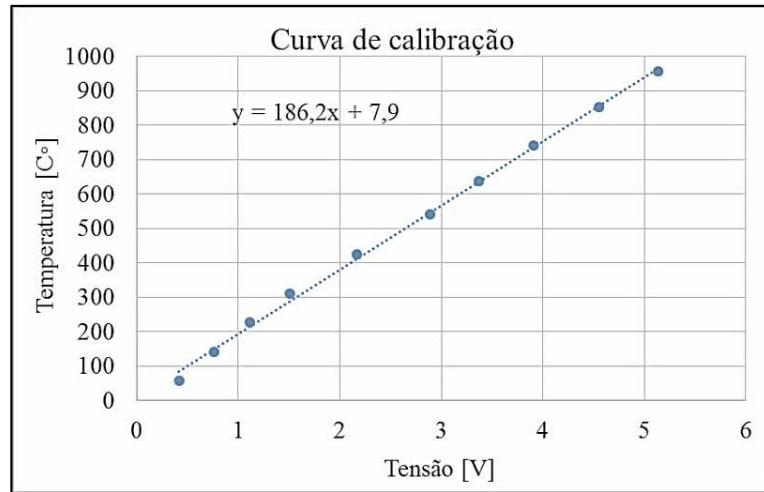


Figura 3.9 – Curva de calibração do sistema de aquisição de temperatura, Tensão VS Temperatura

3.3 Equipamentos de metalografia, medidas de microdureza e micrografia

As amostras das chapas soldadas e simuladas (cilíndricas) foram preparadas e analisadas no microscópio e ensaiadas no microdurômetro. Para o preparo das amostras elas foram cortadas, embutidas, lixadas e atacadas em Nital 5%.

3.3.1 Cortadora e Embutidora Metalográfica

Para os cortes das seções transversais dos cordões de solda e das amostras simuladas foi utilizada a cortadora Metalográfica CM 70 TECLADO com refrigeração da marca Arotec, conforme Fig. 3.10(a). A Fig. 3.10(b) mostra a embutidora utilizada nesta pesquisa EMBUTIDORA FORTEL 30.



Figura 3.10 - (a) Cortadora Metalográfica; (b) Embutidora metalográfica

3.3.2 Preparação das amostras para ensaio metalográficos

Os cordões de solda e as amostras simuladas, depois do corte foram lixados e polidos em uma lixadeira/politriz Arotec (Fig. 3.12) usando uma sequência de lixas de 120 a 1200 *mesh*. O polimento das amostras foi realizado com alumina de 1,0 e 0,5 μm .



Figura 3.12 - Lixadeira/politriz Arotec

3.3.3 Microdurômetro

Para obtenção dos valores de microdureza das regiões de interesse do material foi utilizado um microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-G série 2, conforme Fig. 3.13, com capacidade de ajuste de carga variando de 10, 25, 50, 100, 200, 300, 500, 1000 e 2000 gramas, correspondente a $\text{HV} = 0,01, 0,025, 0,05, 0,1, 0,2, 0,3, 0,5, 1$ e 2 respectivamente. O microdurômetro conta com uma objetiva de 40 vezes.



Figura 3.13 - Microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-G série 2

3.3.4 Microscópio óptico

Foi utilizado o microscópio óptico da marca Leica, modelo DM750 com câmera Leica MC120 HD conectada ao computador para a visualização online e aquisição das imagens (5

lentes de aumento que são: 5, 10, 20, 50 e 100 vezes). A Figura 3.14 mostra a bancada de microscopia óptica.



Figura 3.14 - Microscópio óptico Leica, modelo DM750, com sistema de aquisição de imagens

3.4 Procedimento geral de ensaio de soldagem e de simulação

Inicialmente foram realizados ensaios aplicando sobre o substrato de ferro fundido nodular (definido no item 3.1.1) um cordão de solda da liga de ferro-níquel (Ver especificação na Tab. 3.2) com a finalidade de obter uma condição de soldagem adequada sem pré-aquecimento e isenta de descontinuidades (principalmente trincas). Os parâmetros de soldagem do processo GMAW avaliados são: tensão; corrente; velocidade de alimentação do arame eletrodo; oscilação da tocha e outros a serem definidos no momento da soldagem.

Com a condição de soldagem definida realizaram-se ensaios para a obtenção do ciclo térmico de soldagem em um determinado ponto da ZAC. Para isto foi necessário inserir um termopar de forma precisa em um ponto do metal de base antes da soldagem. Para uma melhor estimativa desse ponto, foi realizado um cordão solda e através da macrografia da secção transversal foi possível definir a localização do termopar na região de interesse da ZAC, tendo como referência a superfície da chapa.

Para a inserção do termopar na região de interesse foi realizado um furo não passante de 2 mm de diâmetro por baixo da chapa, deixando a distância correta até a superfície de soldagem. Neste furo insere-se um pequeno tubo de plástico (canudo) que terá a função de isolar eletricamente e guiar a junta do termopar até o final do furo, por fim a soldagem do termopar no ponto de interesse foi feita por descarga capacitiva. A Figura 3.15 ilustra o passo-a-passo dessa técnica.

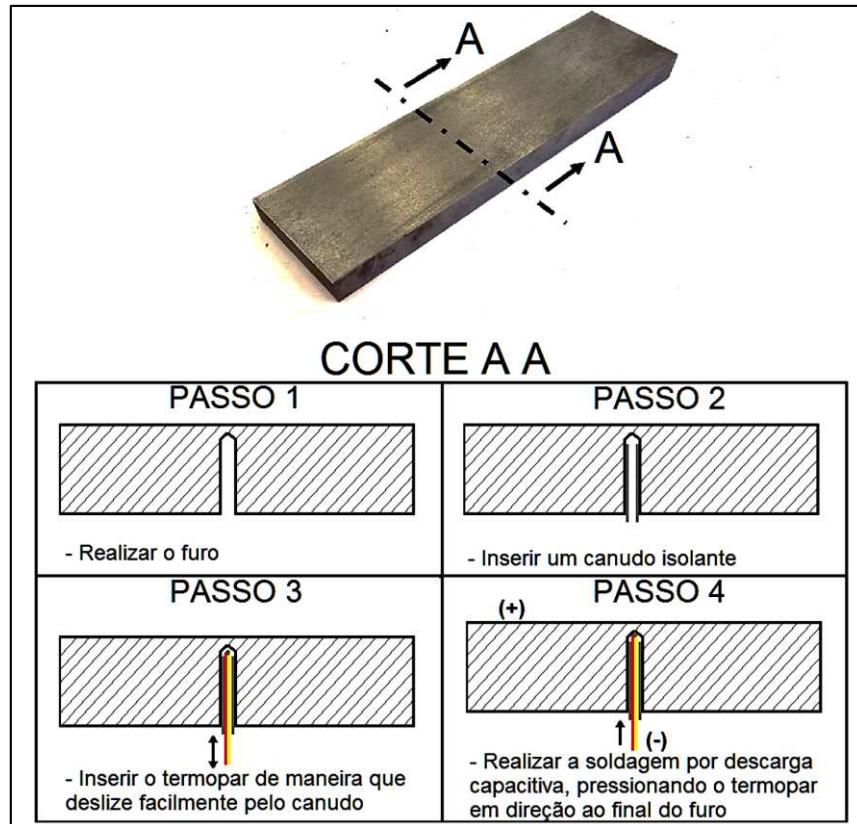


Figura 3.15 - Passo-a-passo do modo como o termopar é soldado no fim do furo

Fixado o termopar, foram realizados vários cordões de solda obtendo os vários ciclos térmicos de soldagem, conforme Fig. 3.16, obtendo uma estimativa da temperatura de pico, taxa de aquecimento e de resfriamento, que são informações imprescindíveis para a simulação da ZAC. Além disso, neste mesmo ensaio foi possível entender as transformações microestruturais da ZAC devido aos subsequentes cordões, através das análises microestruturais dos cortes A-A, B-B, C-C, D-D, e E-E.

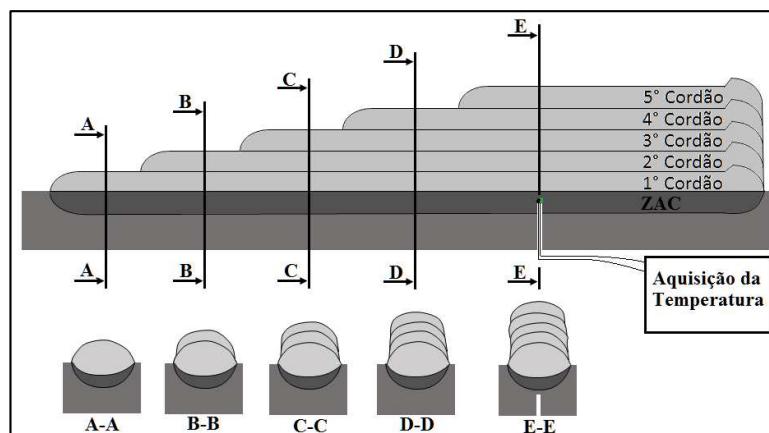


Figura 3.16 – Esquema para obtenção do ciclo térmico de soldagem com a aplicação de cada camada de solda (cordão) e análise sistemática da microestrutura da ZAC devido aos cordões subsequentes através dos cortes A-A, B-B, C-C, D-D, e E-E

Com o ciclo térmico de soldagem das várias camadas (cordões de solda) sobre a ZAC do substrato foi possível obter uma geometria (amostra cilíndrica de ferro fundido nodular, geometria definida no item 3.1.2) capaz de simular o ciclo térmico de soldagem na região de interesse da ZAC.

Com a geometria da amostra e os parâmetros de simulação definidos, foi possível simular os vários ciclos térmicos sequenciais, representando as multicamadas de cordões de solda aplicadas sobre o substrato. Foram simuladas três configurações diferentes conforme apresenta esquematicamente as Figs. 3.17, 3.18 e 3.19. Os dois primeiros casos testam as hipóteses, a 3^a configuração é uma mistura da 1^a com a 2^a.

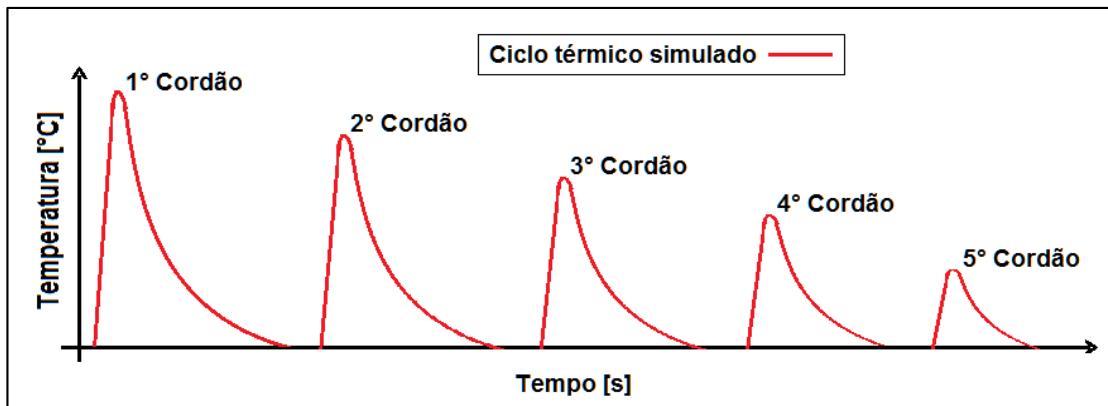


Figura 3.17 - Caso 1: Ilustração de vários ciclos térmicos sofridos pela amostra a fim de simular uma soldagem multicamada

A configuração da Fig. 3.17 é para testar a hipótese 1 (denominada de caso 1) é composto por 5 ciclos subsequentes tendo como temperatura de interpasso a temperatura ambiente. Tem o objetivo simular várias camadas sobrepostas e avaliar a influência dos vários picos de temperatura devido aos ciclos térmicos dos cordões subsequentes sobre a região da ZAC do primeiro cordão.

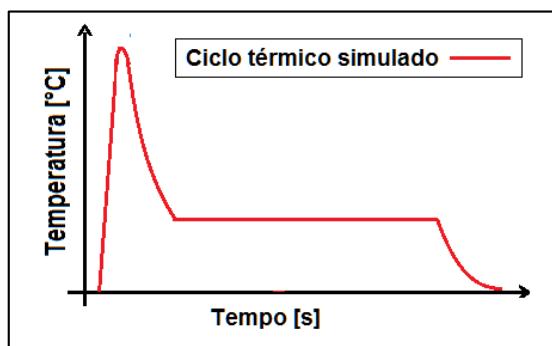


Figura 3.18 – Caso 2: Ilustração de uma simulação de um pico e um tempo de pós-aquecimento

A configuração da Fig. 3.18 é para testar a hipótese 2 (denominada de caso 2). Tem como objetivo de simular uma rota de soldagem com a manutenção da temperatura entre os passes (chamada de temperatura de interpasso), porém sem o efeito dos picos subsequentes, portanto é composto somente por um pico (devido ao 1º passe) e um patamar de tempo e temperatura. Neste caso vamos avaliar a influência do tempo e da temperatura após o 1º ciclo. Para a mesma temperatura de pico, foram analisados diferentes patamares de temperaturas e tempo. Foram também realizados ensaios com pré-aquecimento, uma técnica usualmente realizada em soldagem de ferro fundidos.

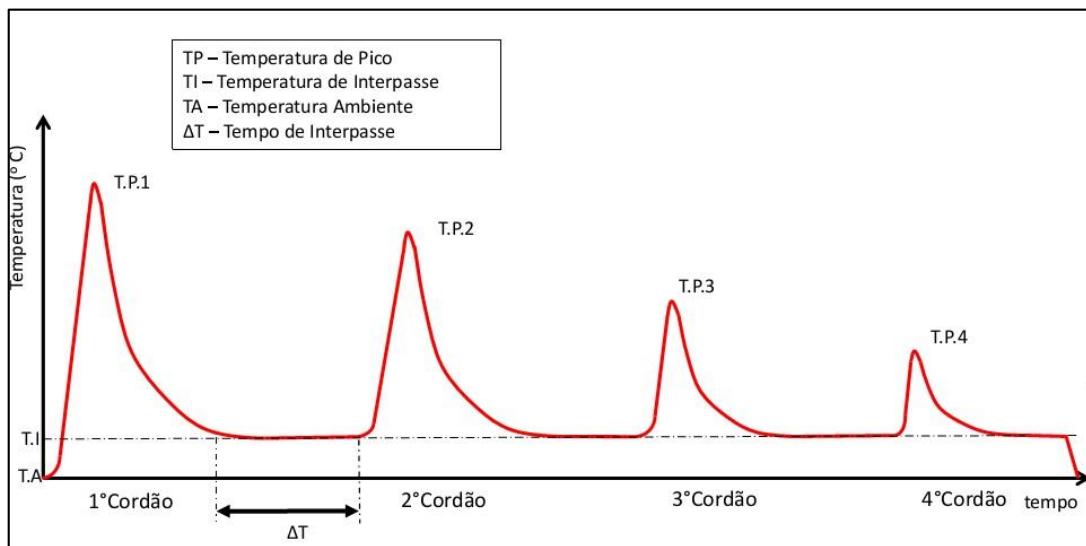


Figura 3.19 – Caso 3: Simulação da ZAC com vários picos de temperatura com controle da temperatura de interpasso

O caso 3 apresentado na Fig. 3.19 teve a finalidade de simular uma rota de soldagem onde haveria vários cordões com temperatura de interpasso, portanto é composto de vários picos com temperatura de interpasso, misturando os efeitos das hipóteses 1 e 2. Foram também realizados ensaios com temperaturas de pré-aquecimento. Em todos os três casos foram realizados análise da microestrutura e de microdureza da ZAC simulada com a finalidade de verificar os efeitos dos vários ciclos térmicos.

3.5 Protótipo

Por fim, foi construída uma peça simulando uma condição de customização geométrica de uma matriz de dobramento via MASA. Utilizou-se a base de ferro fundido nodular e sobre esta aplicou-se duas camadas (amanteigamento) de uma liga de níquel (AWS E NiFe-CI) e sobre essas várias camadas de aço carbono (AWS E70S-6). A partir das aplicações das camadas

de metal via MASA realizou-se a usinagem para a confecção da matriz (formato em U) e do punção, conforme ilustra a Fig. 3.20. Em seguida realizou-se vários dobramentos de chapas de aço carbono, aço inoxidável ferrítico e austenítico, mostrando com isso uma das finalidades da MASA.

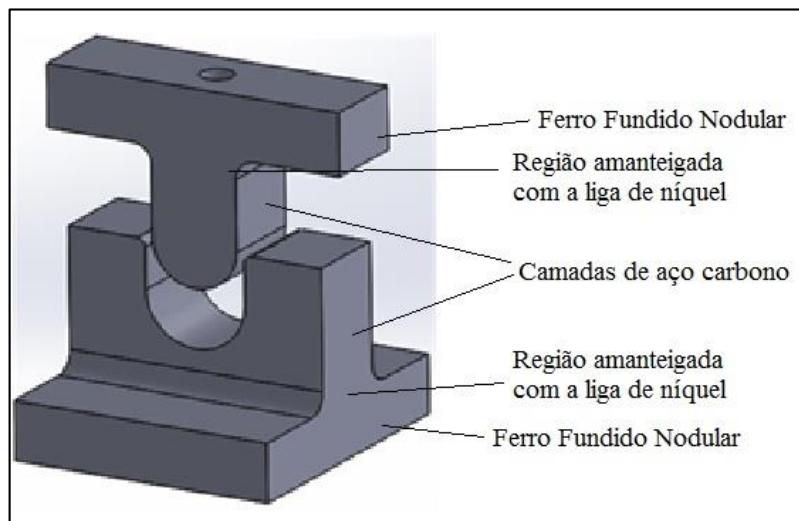


Figura 3.20 – Perspectiva do desenho da Matriz em ‘U’ e do Punção do ensaio de dobramento

CAPÍTULO IV

SOLDAGEM PARA DETERMINAÇÃO DO CICLO TÉRMICO

4.1 Parametrização da soldagem

Inicialmente os parâmetros de soldagem utilizados foram baseados no trabalho desenvolvido no Laprosolda/UFU por Silva et al. (2017). Utilizou-se como metal de base o ferro fundido nodular de matriz ferrita/perlita fornecido pela empresa Tupy, processo de soldagem GMAW (fonte: Lincoln Power Wave 455/STT) com arame eletrodo de Ni-Fe de diâmetro de 1,2 mm, tendo como gás de proteção o Ar + 3,9 % CO₂ (medido) a uma vazão de 15 L/min. Outras informações estão apresentadas na Tab. 4.1.

Tabela 4.1 – Parâmetros de soldagem e de oscilação da tocha

Parâmetros de Soldagem		Parâmetros de Oscilação	
Tensão de Referência	19 V	Amplitude de oscilação	10 mm
Velocidade de alimentação	6 m/min	Frequência de oscilação	1 Hz
Velocidade de Soldagem	25 cm/min	Tempo de parada lateral	0,4 s
DBCP*	14 mm	Tempo de parada central	0 s
Ângulo de posição e trabalho	0°		

* DBCP: Distância do Bico de Contato a Peça

Realizou-se a deposição de um cordão de solda sobre a superfície da chapa sem pré-aquecimento. A finalidade foi testar o envelope de parâmetros de soldagem e avaliar as características do cordão de solda. A Figura 4.1 apresenta o oscilograma de tensão e de corrente para o ensaio realizado, indicando que a transferência metálica é do tipo curto-circuito.

Após a soldagem realizou-se o ensaio visual, onde verificou-se uma trinca longitudinal e de cratera ao final do cordão de solda. Para confirmar a presença da trinca realizou-se também o ensaio não destrutivo por Líquido Penetrante (Fig. 4.2).

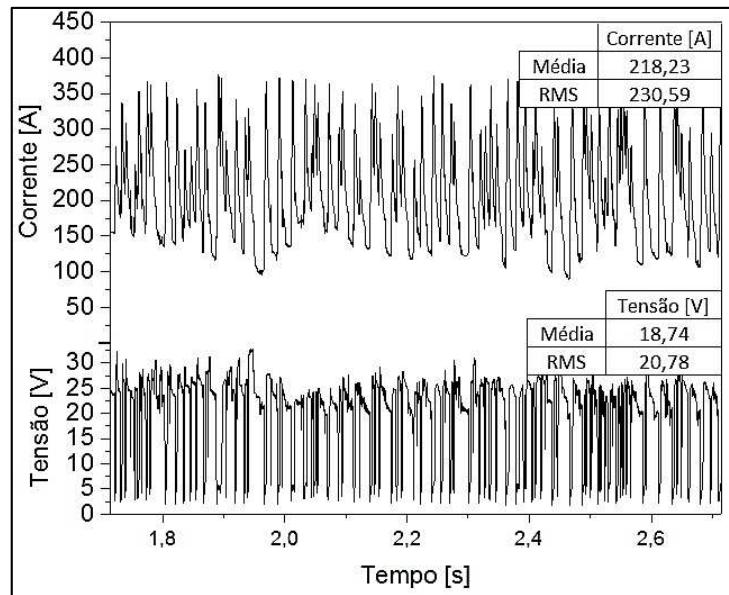


Figura 4.1 - Oscilograma de tensão e de corrente obtida com os parâmetros de soldagem apresentados na Tab. 4.1



Figura 4.2 - Revelação em vermelho do ensaio por líquido penetrante evidenciando a trinca longitudinal e de cratera no cordão de solda

O cordão de solda foi cortado transversalmente para uma análise mais detalhada, conforme apresentada na Fig. 4.3. A Figura 4.3(a) apresenta a seção transversal do cordão de solda (macrografia) onde é possível verificar a trinca no centro do cordão, que a princípio inicia-se na raiz da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) e se estende até a superfície (face). A Figura 4.3(b) mostra a mesma trinca na região da ZAC, onde se observa que além da trinca principal outras trincas menores e ramificadas aparecem na ZAC, ZL (Zona de Ligação) e ZF (Zona Fundida). Mais detalhes estão apresentados nas Fig. 4.3(c) e 4.3(d).

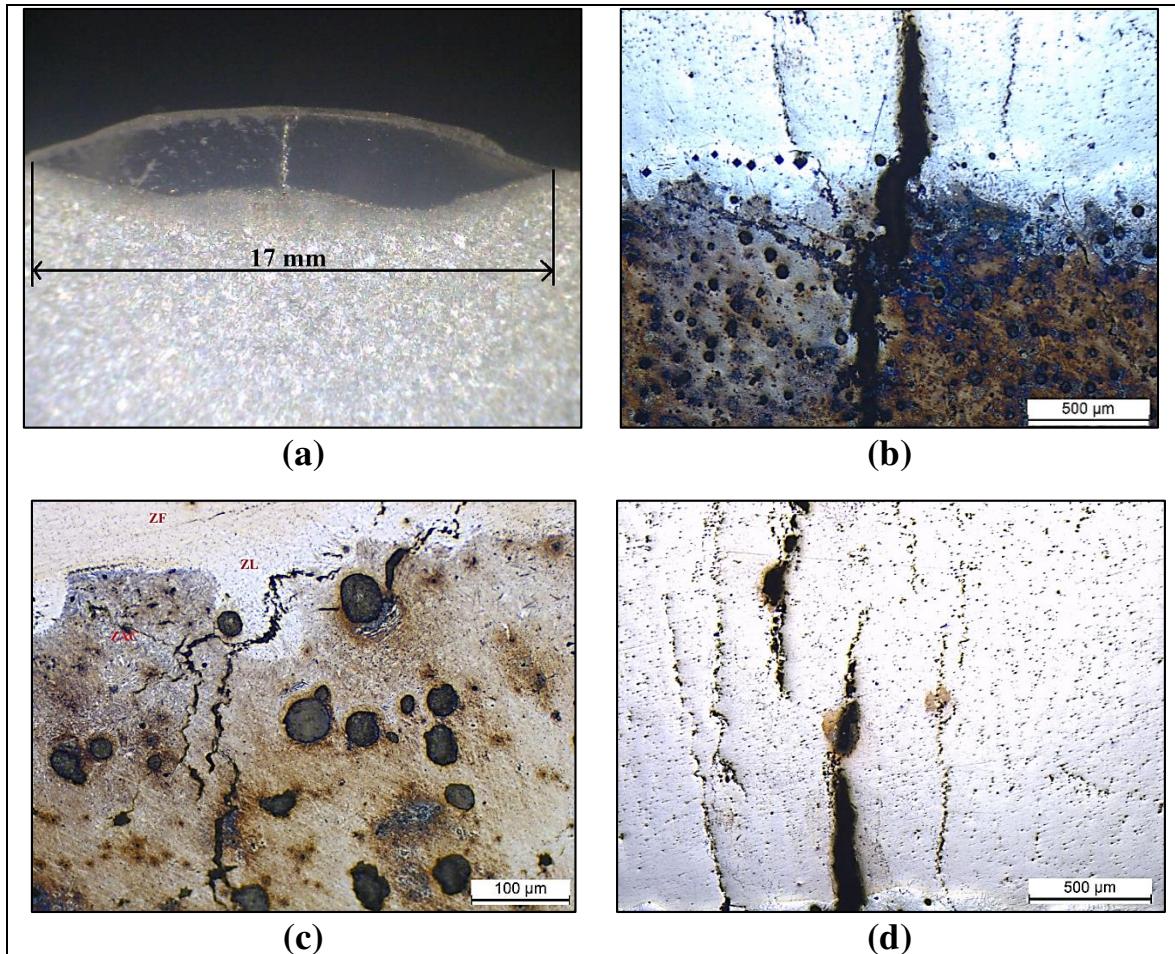


Figura 4.3 – Seção transversal do cordão de solda, sendo: (a) macrografia da região da trinca; (b) micrografia da raiz do cordão de solda; (c) região da interface das ZF, ZL e ZAC; (d) zona fundida próxima a ZL (Ataque de Nital 5 %)

Uma hipótese para o aparecimento dessas trincas é que as chapas de ferro fundido poderiam estar com resíduos de óleo devido ao corte com lubrificação e que a limpeza da superfície somente com a escova de aço não foi o suficiente para eliminar esses resíduos. Prepararam-se então duas amostras, uma com a superfície esmerilhada seguido de escovamento (escova de aço) e outra usinada (aplaínamento sem lubrificação) seguido de escovamento. Em seguida realizou-se a deposição do cordão de solda com os mesmos parâmetros da soldagem anterior. Verificou-se que em ambas as amostras apresentaram trinca longitudinal no centro do cordão de solda. As Figuras 4.4(a) e 4.4(b) mostram as vistas superiores dos cordões de soldas com as trincas longitudinais.

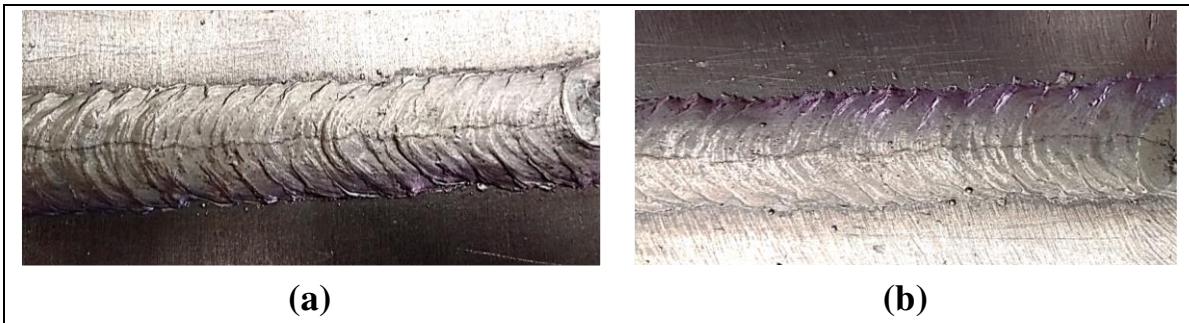


Figura 4.4 – (a) Cordão de solda sobre a superfície que foi usinada seguida de escovamento; (b) Cordão de solda sobre a superfície que foi esmerilhada seguido de escovamento

A literatura corrente (PÀRIS, 2003; Modenesi, 2011; e BHATNAGAR & GUPTA 2016) cita que a soldagem de ferro fundido sem pré-aquecimento pode ser realizada com sucesso, isto é, sem o aparecimento de trincas, utilizando uma baixa energia de soldagem. Bhatnagar e Gupta (2016) citam que é possível a soldagem do ferro fundido nodular com bons resultados com uma adequada energia de soldagem. Com isso, a alternativa encontrada foi diminuir a corrente de soldagem, isto é, diminuir a velocidade de alimentação do arame eletrodo.

Novos ensaios foram realizados diminuindo a velocidade de alimentação do arame eletrodo mantendo a velocidade de soldagem dos ensaios anteriores. Para compensar a menor alimentação de arame reduziu a amplitude de oscilação para manter a qualidade do amanteigamento, isto é, boa molhabilidade e evitar o aparecimento da ondulação da zona fundida do cordão de solda, como verificado na Fig. 4.3(a). A Tabela 4.2 mostra os novos parâmetros de soldagem e de oscilação. Os insumos (como: gás; vazão de gás; e arame eletrodo) foram mantidos os mesmos dos ensaios anteriores.

Tabela 4.2 - Novos parâmetros de soldagem e de oscilação da tocha

Parâmetros de Soldagem		Parâmetros de Oscilação	
Tensão de Referência	19 V	Amplitude	6 mm
Velocidade de alimentação	4 m/min	Frequência	1 Hz
Velocidade de Soldagem	25 cm/min	Tempo de parada lateral	0 s
DBCP	14 mm	Tempo de parada central	0 s
Ângulo de posição e trabalho	0°		

Com os parâmetros da Tab. 4.2 realizou-se a deposição do cordão de solda sobre a placa de ferro fundido escovado. A Figura 4.5 mostra parte da aquisição de dados da tensão e corrente, observou-se que a corrente de soldagem diminuiu como proposto (média de 154,6 A e RMS de

165,9 A). Percebe-se também que os oscilogramas (corrente e tensão) ficaram mais estáveis em comparação com a solda anterior, isto é, uma frequência de curto circuito mais bem definida.

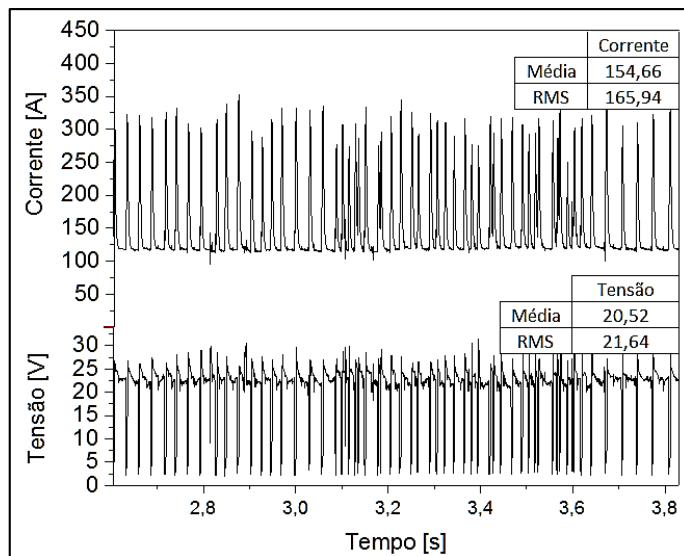


Figura 4.5 – Oscilogramas de tensão e corrente com os parâmetros da Tab. 4.2

Após a soldagem realizou-se os ensaios visual e o líquido penetrante na superfície do cordão de solda e verificou-se a ausência de descontinuidade. A Figura 4.6 apresenta a seção transversal do cordão de solda com os parâmetros apresentados na Tab. 4.2. Verificou-se que o cordão de solda (Fig. 4.6(a)) não apresentou a ondulação da zona fundida como verificado na Fig. 4.3(a). A Figura 4.6(b) apresenta a micrografia da raiz do cordão de solda com ausência de descontinuidades (trincas), nas três zonas indicadas (ZAC, ZL e ZF).

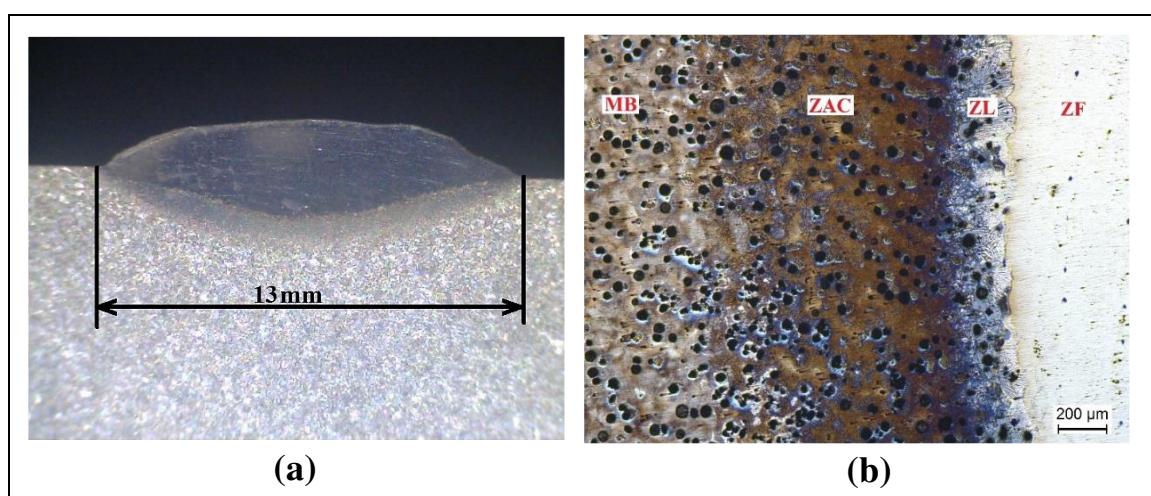


Figura 4.6 - Seção transversal do cordão de solda, sendo: (a) macrografia do cordão de solda; (b) micrografia da raiz do cordão de solda (Ataque de Nital 5 %)

O perfil arredondado da ZF com menor energia pode ter contribuído para diminuir a susceptibilidade de trincas, pois a contração tende a ser mais homogênea e uniformemente distribuída. Já a ZF ondulada (Fig. 4.3(a)) com maior energia e amplitude de oscilação da tocha, percebe-se que existe duas regiões de aquecimento diferente (um de cada lado da trinca) levando a tensões de contração concorrentes durante o resfriamento, que tendem a separar essas regiões, ocorrendo o aparecimento da trinca. Além disso o maior calor imposto gera maiores tensões térmicas.

Com isso, definiu-se a condição apresentada na Tab. 4.2 como a condição de soldagem satisfatória, isto é, cordões sem descontinuidades e com características apropriadas para a aplicação de amanteigamento (cordão largo adequado e com baixo reforço).

4.2 Determinação do ciclo térmico de soldagem na ZAC

Com a condição de soldagem definida no item anterior, foram feitos novos cordões para registrar os ciclos térmicos de soldagem em uma determinada região da ZAC. Para isso foi necessário antes da soldagem fixar um termopar na chapa em um ponto do metal de base, ponto no qual acredita-se que será afetado pelo calor durante a soldagem. Pelo ensaio anterior (Fig. 4.6(a)), a região da ZAC ficou com uma penetração de aproximadamente 1,5 mm em relação à superfície. Com isso, para registrar os ciclos térmicos de soldagem na ZAC, fez-se um furo não passante de 2 mm de diâmetro em duas amostras distintas para a fixação do termopar, conforme apresentado na Fig. 4.7, uma com uma distância de 2 mm da superfície e a outra com 1,0 mm da superfície.

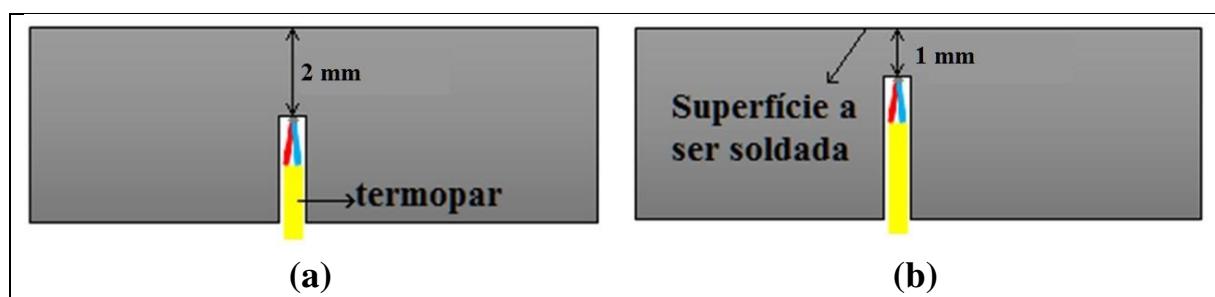


Figura 4.7 – Secção transversal de duas amostras: (a) Furo cego a 2 mm para a superfície e; (b) Furo cego a 1 mm para a superfície

Realizaram-se dois cordões sobrepostos em cada amostra nas mesmas condições de soldagem da Tab. 4.2. A aplicação do segundo cordão ocorreu após o resfriamento do primeiro cordão alcançar a temperatura ambiente. As Figuras 4.8(a) e (b) mostram o ciclo térmico de cada ensaio, com furo cego a 2 mm e 1 mm até a superfície, respectivamente. Verifica-se na

Fig. 4.8(a) que a máxima temperatura indicada pelo termopar para o primeiro cordão foi de 672 °C, ficando abaixo da temperatura esperada para uma ZAC próxima a ZL. Para o termopar colocado a 1 mm da superfície (Fig. 4.8(b)), a máxima temperatura indicada no termopar foi de 908 °C para o primeiro cordão e para o segundo cordão foi de 690 °C. Estes resultados mostraram que uma pequena variação da distância (1 mm) entre o ponto de fixação do termopar e a zona fundida resulta em grande variação do ciclo térmico de soldagem devido ao grande gradiente térmico dessa região. Neste caso 1,0 mm resultou na diferença 236 °C. A condição de 1 mm é a mais adequada para a determinação do ciclo térmico da ZAC.

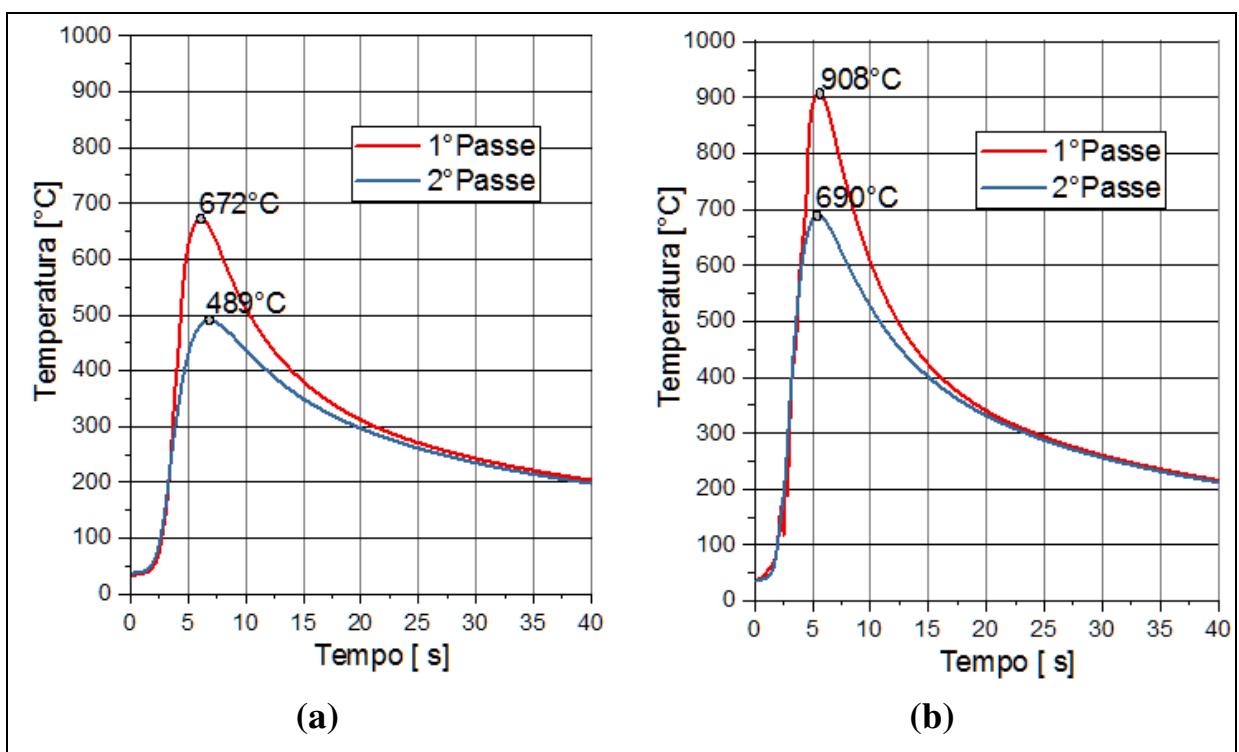


Figura 4.8 – (a) Ciclo térmico de soldagem de dois cordões sobrepostos da amostra com o termopar a 2 mm da superfície; (b) Ciclo térmico de soldagem de dois cordões sobrepostos da amostra com o termopar a 1 mm da superfície

Novos ensaios foram realizados com a inclusão do termopar a 1 mm da superfície da chapa de ferro fundido nodular e aplicando, desta vez, cinco cordões de solda um sobre o outro, formando cinco camadas, conforme apresentado na Fig. 4.9. O objetivo é obter os perfis de temperaturas de uma região da ZAC formada no primeiro cordão com a aplicação dos cordões subsequentes e verificar se os ciclos térmicos devido à aplicação dos outros cordões influenciam na microdureza da ZAC do primeiro cordão. As condições de soldagem são as mesmas apresentadas na Tab. 4.2, sem pré-aquecimento e mantendo a temperatura de interpasso em torno de 25 °C (temperatura ambiente).

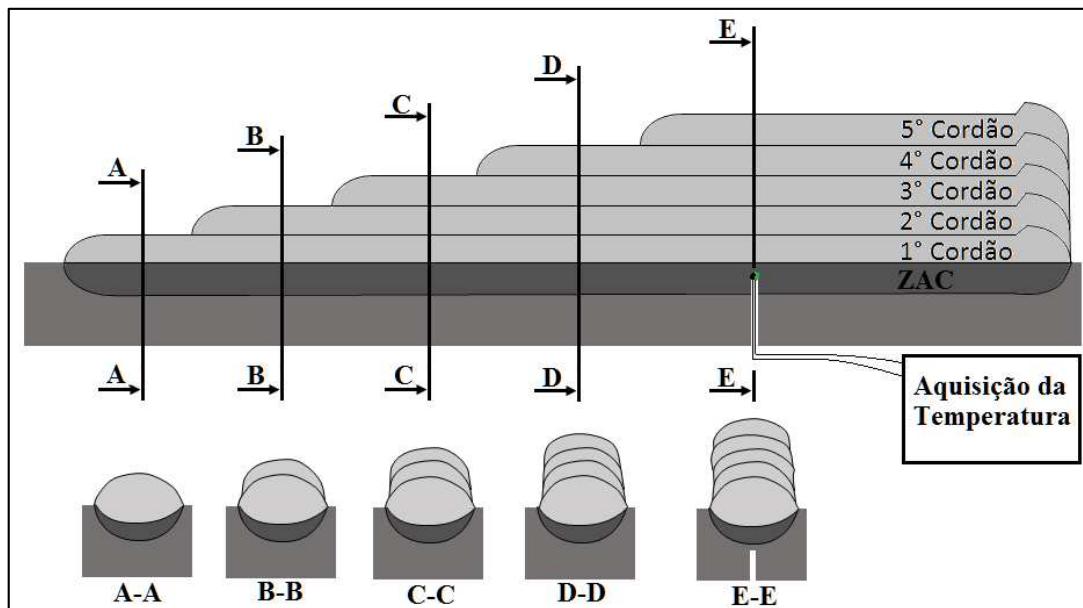


Figura 4.9 – Ilustração da técnica de escalonamento dos cordões para aquisição da temperatura e futura caracterização da ZAC a cada passe, que são os cortes A-A, B-B, C-C, D-D e E-E

Iniciaram-se as análises dos cordões pelo corte E-E, para verificar a posição do termopar na ZAC. Para isso, foi realizado o corte transversal na posição do termopar (corte E-E) após a soldagem dos cinco cordões. A Figura 4.10(a) mostra a macrografia com a posição do termopar na ZAC, que ficou fixado no meio da ZAC, conforme mostrado na Fig. 4.10(b), ficando em torno de 800 µm da ZF. A Figura 4.11 mostra a macrografia dos 5 passes de solda

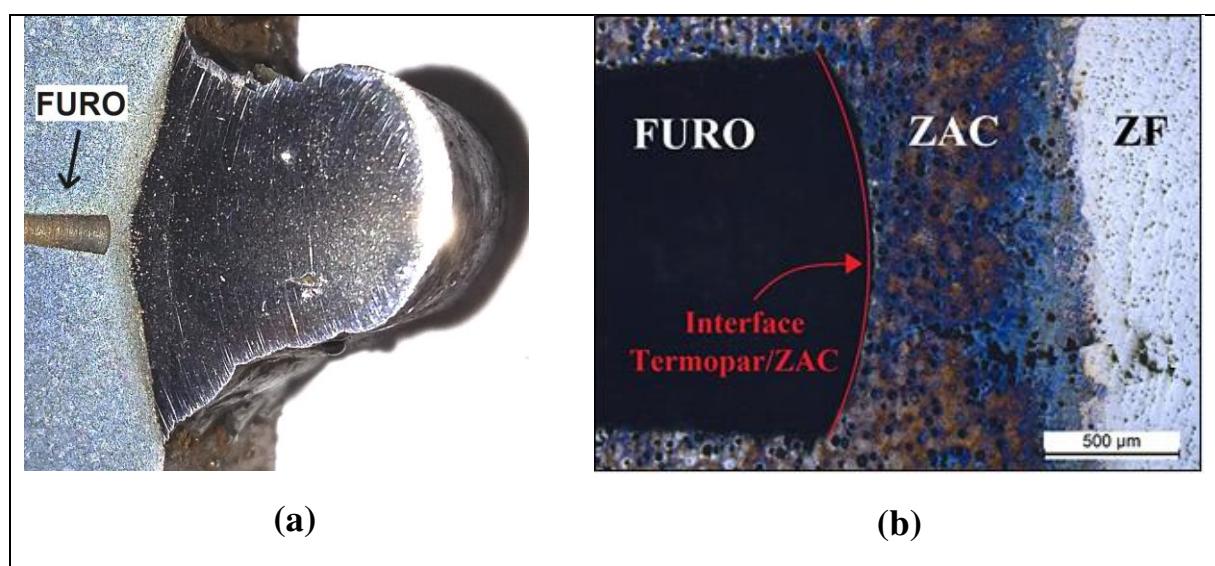


Figura 4.10 – (a) Macrografia do ponto onde o termopar foi fixado (corte E-E); (b) Micrografia da secção transversal desse ponto, mostrando a posição do termopar (Ataque de Nital 5 %)

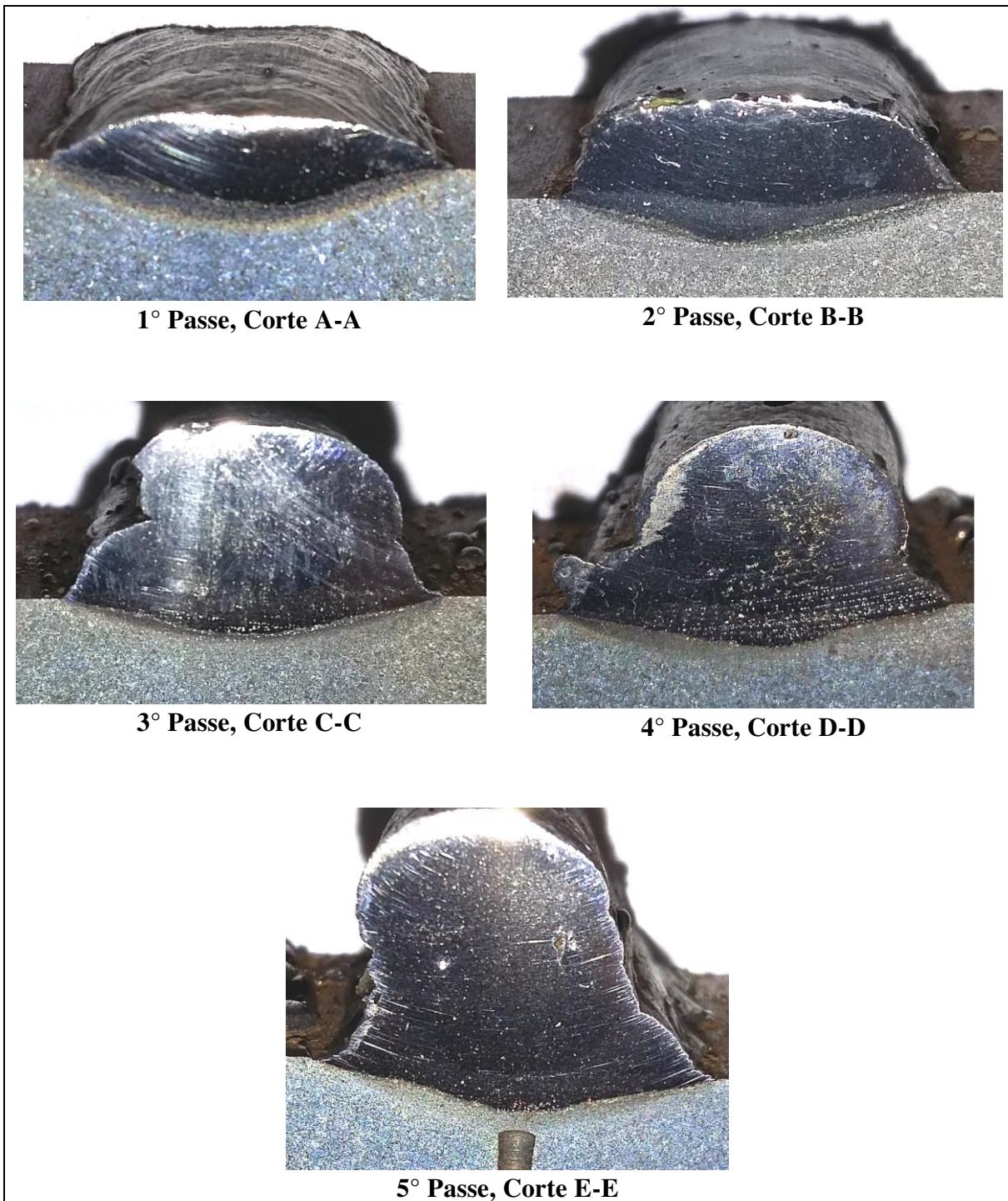


Figura 4.11 – Macrografia dos passes com a respectiva indicação do corte, conforme a Fig. 4.9

A Figura 4.12 mostra os ciclos térmicos de soldagem adquiridos para os cinco cordões bem como as temperaturas de pico alcançadas em cada passe. Nota-se que o 1º passe foi o único cordão que registrou na ZAC (ponto a 800 µm da Linha de Fusão) temperatura acima de 725 °C (Linha A₁ do diagrama Fe-C onde tem início das transformações microestruturais). A Tabela 4.3 apresenta os três tempos calculados a partir da curva de resfriamento do 1º passe de solda. Esses tempos apresentados na tabela estão relacionados às transformações microestruturais da

ZAC e que servirão de base, juntamente com a temperatura de pico, para a simulação da ZAC, apresentada no próximo capítulo.

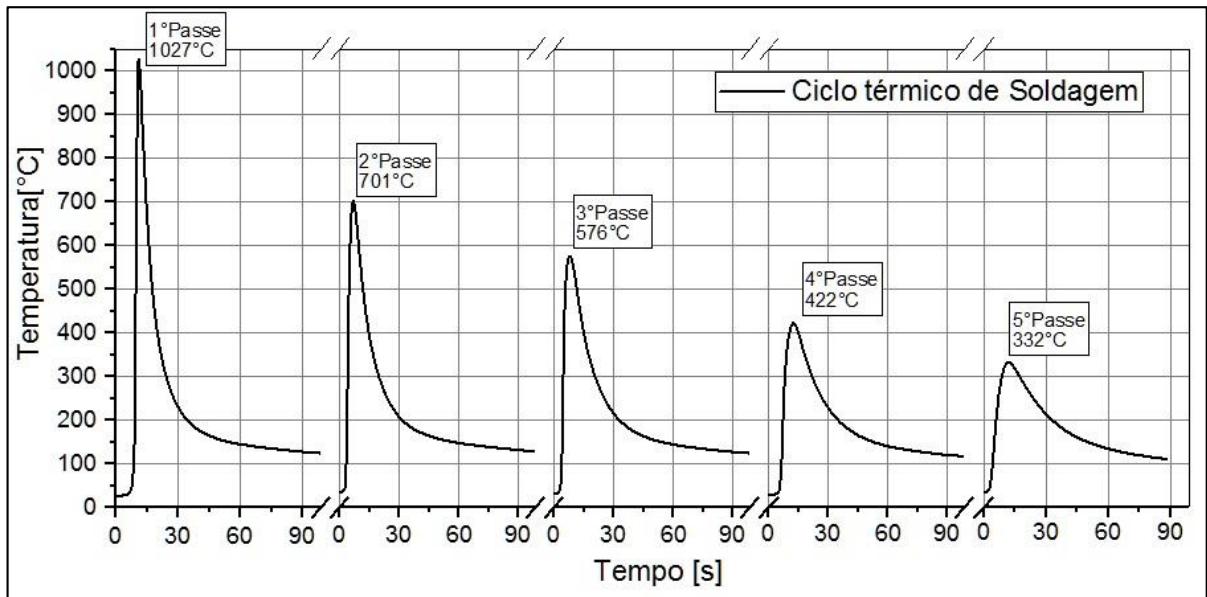


Figura 4.12 – Ciclos térmicos de soldagem de cada passe

Tabela 4.3 – Tempos encontrados do ciclo térmico do 1º passe de solda

Tempo de permanência acima de 700 °C	4,67 s
Tempo de resfriamento de 800 °C a 400 °C	6,47 s
Tempo de resfriamento de 1027 °C a 200 °C	22 s

Percebe-se na Figura 4.11 que o perfil da zona fundida oscilou (especificamente na raiz da solda), ora está mais para a esquerda e ora está mais para a direita em relação ao centro do cordão de solda, isso provavelmente devido ao tecimento da tocha de soldagem. Analisando a Fig. 4.12 verifica-se que a diferença de temperatura de pico entre o 1º e o 2º passe foi 326 °C, entre o 2º e 3º foi de 125 °C, entre 3º e 4º foi de 154 °C e entre 4º e 5º foi de 90 °C. Percebeu-se que a diferença entre o 1º e 2º é muito maior que nos demais, fato que pode estar relacionado ao tecimento da tocha, tendo como consequência a oscilação da raiz do cordão em relação ao centro do mesmo. Para demonstrar esta constatação a Fig. 4.13 ilustra a trajetória do centro do arco elétrico no plano da chapa, levando em consideração os parâmetros de soldagem da Tab. 4.2, pode-se verificar que o centro do arco pode em sua trajetória ficar até 1,0 mm do centro do furo onde fixou-se o termopar. Para visualizar melhor esse efeito, realizou-se um corte longitudinal do cordão de solda, apresentado na Fig. 4.14, onde verifica-se a oscilação da zona fundida no centro do cordão de solda.

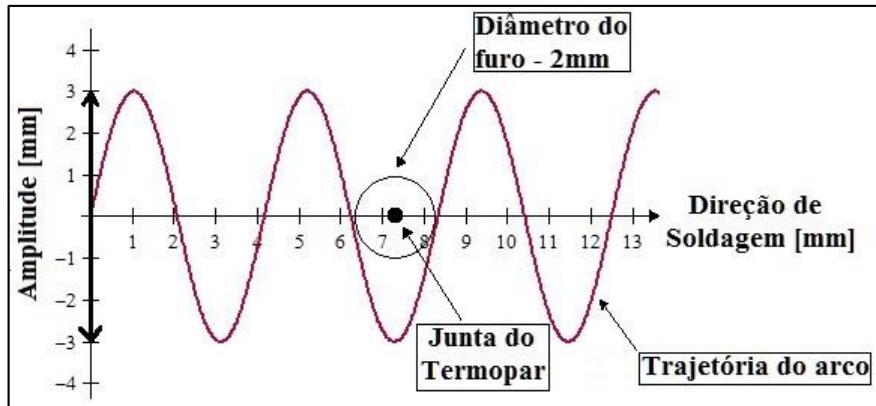


Figura 4.13 - Desenho em escala da projeção da trajetória do arco (Amplitude: 6 mm; Velocidade de Soldagem: 4,166 mm/s; Frequência: 1 Hz) sobre a chapa de soldagem



Figura 4.14 Secção longitudinal da amostra soldada, evidenciando as ondulações da Zona Fundida devido ao tecimento

O termopar ficou fixo no mesmo lugar em todos os passes durante a realização dos 5 cordões, mas a trajetória do arco mudou a cada passe devido à necessidade de reposicionar a tocha para confeccionar os cordões escalonados da Fig. 4.9. Então pode ter ocorrido que no primeiro passe a zona fundida aproximou-se bem do termopar, registrando altas temperaturas (1027°C). No 2° passe, devido ao reposicionamento da tocha, consequentemente a trajetória do arco ficou defasada em relação ao 1° passe, podendo ter passado mais afastado do termopar, dando uma grande diferença de temperatura entre o 1° e 2° Passe (diferença de 326°C). Para comprovar esta hipótese foram realizados novos ensaios com as mesmas condições de soldagem (Tab. 4.2), tendo todos os passes (total de cinco) realizados com a mesma trajetória, partindo sempre do mesmo ponto inicial.

Os resultados das temperaturas de pico medido pelo termopar desses novos cordões estão apresentados na Fig. 4.15(a), apesar das temperaturas adquiridas serem mais baixas se acomodou muito bem em uma regressão linear. A Figura 4.15(b) mostra as temperaturas de pico das soldagens apresentada na Fig. 4.12 e que não se encontra adequadamente em uma regressão linear, concluindo assim, que a defasagem do tecimento influenciou na aquisição das

temperaturas dos cordões escalonados, principalmente entre o primeiro e o segundo cordão de solda.

Baseado nessas informações foi estimado a temperatura de pico do segundo passe através da regressão linear da Fig. 4.15(b), ficando em torno de 810 °C. Considerando a estimativa pela diferença de temperatura entre o 1º e 2º passe da Fig. 4.15(a) a temperatura de pico seria de 850 °C. Seja qual for a estimativa, são temperaturas acima da Linha A₁ do diagrama de fase Fe-C, onde ocorrem as transformações. Essa análise e discussão do 2º passe, será retomada no próximo capítulo, que está relacionada à simulação da ZAC.

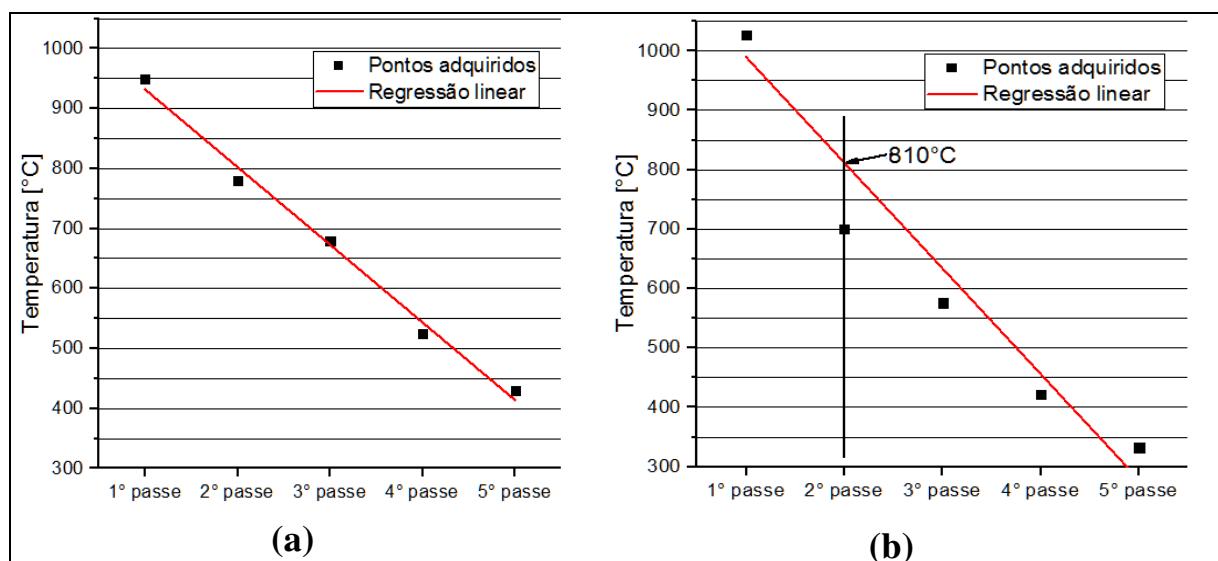


Figura 4.15 – Temperatura de pico alcançada em cada passe, (a) sem reposicionamento da tocha; (b) com reposicionamento da tocha

A Figura 4.16 e 4.17 apresentam as regiões do cordão de solda (corte A-A conforme Fig. 4.9) onde, neste trabalho, para o melhor entendimento das medidas de microdureza e análise de microestrutura foram divididos em: Metal de Base (MB); Zona Afetada pelo Calor de Alta Temperatura (ZAC-AT); Zona Afetada pelo Calor de Baixa Temperatura (ZAC-BT); Zona de Ligação Parte Não Fundida (ZL-PNF); Zona de Ligação Parte Fundida (ZL-PF); e Zona Fundida (ZF).

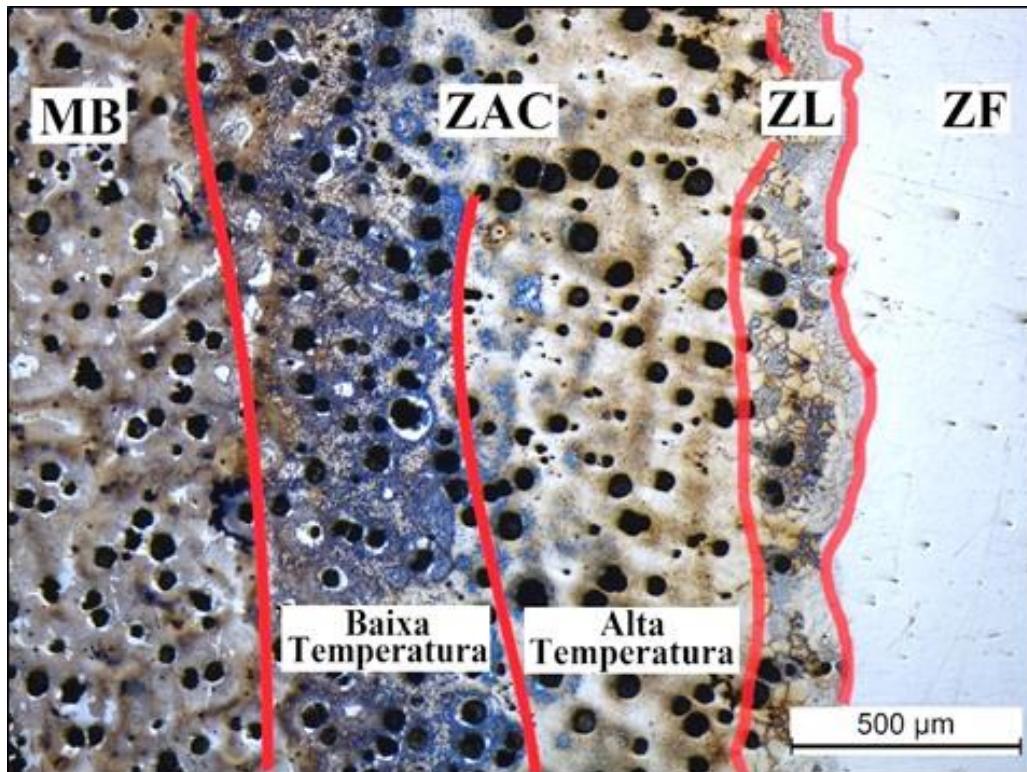


Figura 4.16 - Micrografia da região soldada com primeiro passe, corte A-A conforme Fig. 4.9.
MB: Metal de Base; ZAC-BT: Zona Afetada pelo Calor de Baixa Temperatura; ZAC-AT: Zona Afetada pelo Calor de Alta Temperatura; ZL: Zona de Ligação e; ZF: Zona Fundida

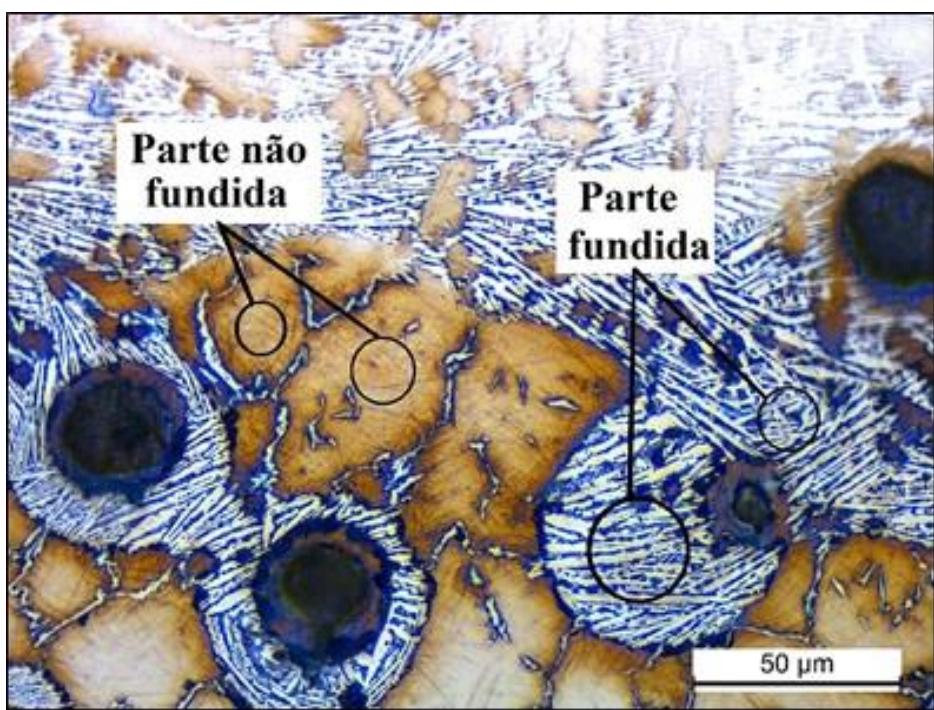


Figura 4.17 – Zona de ligação com indicação de duas fases distintas: parte fundida (ZL-PF) e parte não fundida (ZL-PNF)

4.3 Determinação das microturezas das regiões do cordão de solda

A Tabela 4.4 apresenta as microturezas médias e o Intervalo de Confiança (IC) de 95 % para cada região do cordão de solda e do metal de base. No Apêndice Tab. A.1 estão apresentadas cada uma das medida de microtureza que foram realizadas, utilizou-se uma carga HV_{0,3} por um tempo de 15 s.

Tabela 4.4 – Valores médios da microtureza HV_{0,3} e I.C. 95 %

	1º Passe		2º Passe		3º Passe		4º Passe		5º Passe	
	Média	± I.C. 95%								
ZF	297,20	12,32	305,67	25,52	243,14	30,34	236,63	9,86	255,57	13,92
ZL-PF	890,30	62,59	795,18	42,44	736,92	39,58	711,90	51,74	649,50	62,01
ZL-PNF	885,95	50,47	807,82	54,52	516,00	42,28	531,75	27,14	492,18	23,50
ZAC-AT	858,13	40,87	763,58	59,22	428,00	28,98	454,82	25,97	451,29	25,72
ZAC-BT	433,57	44,86	451,92	30,42	371,20	27,99	389,90	20,64	408,44	30,13
MB	341,80	26,00	292,40	21,55	309,86	21,18	333,38	23,93	305,57	25,03

Para uma melhor visualização dos resultados, a Fig. 4.18 apresenta as microturezas da Tab. 4.4. Verifica-se que a dureza da matriz do metal de base (ferro fundido nodular de matriz ferrita/perlita) ficou em média em 300 HV, valor semelhante ao encontrado por Silva et al. (2017). As microturezas da ZF foram sempre realizadas próximo da ZL no primeiro cordão de solda, e os valores encontrados com a aplicação dos dois primeiros cordões (1º e 2º passe) ficou em torno de 300 HV.

Com a aplicação da terceira camada (3º passe) esta microtureza diminuiu, na média, para 243 HV e permaneceu constante com a aplicação das outras duas camadas. A queda de dureza da ZF pode estar relacionada a precipitação do carbono na forma de grafite, tornando a matriz da ZF com menores teores de carbono. Valores semelhantes foram obtidos no trabalho de El-Banna, Nageda e Abo El-Saadat (2000) com um material semelhante a esta pesquisa. Tais autores encontraram na ZF do primeiro passe valores de microtureza média de 205 HV, porém com pré-aquecimento de 200 °C.

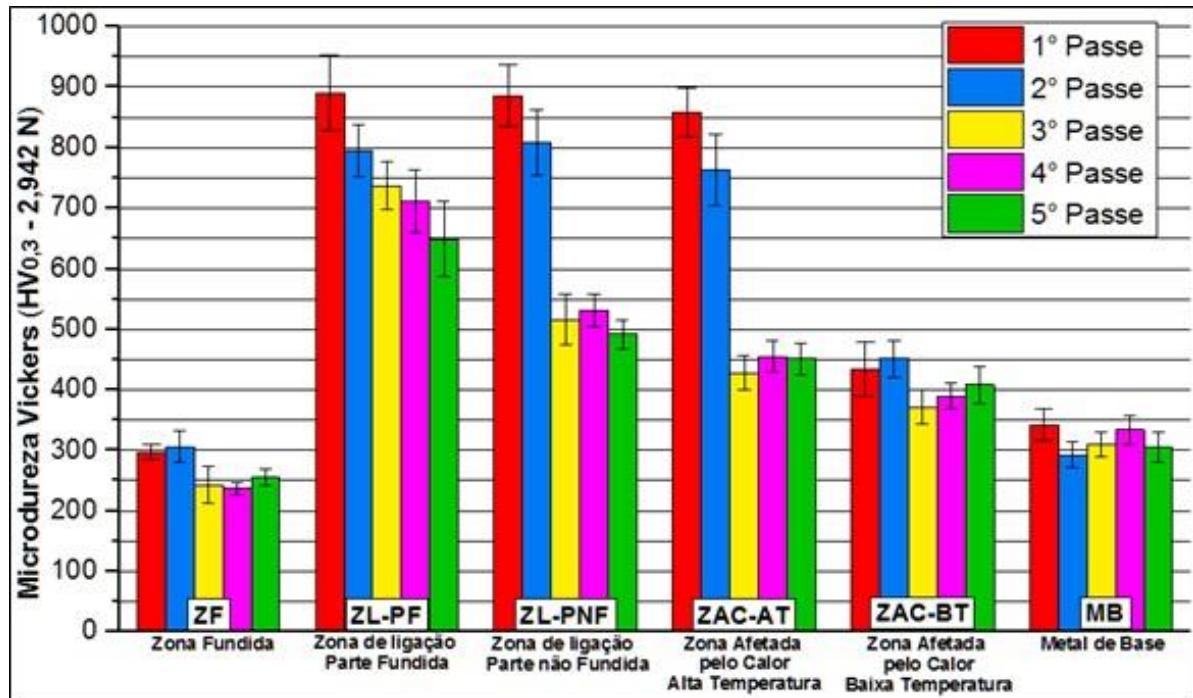


Figura 4.18 – Valores de microdureza (HV_{0,3}) média com IC de 95 % da matriz de cada região do cordão de solda e metal de base

A ZL-PF apresentada na Fig. 4.18 exibiu uma microdureza com a aplicação da primeira camada (1º passe) de 890,3 HV. Essa dureza diminui linearmente com a aplicação das camadas subsequentes, chegando a valores de 649,5 HV com a aplicação da quinta camada (5º passe) onde a temperatura de pico registrada na posição do termopar foi de 332 °C. Isto demonstra que a aplicação de várias camadas, sem pré-aquecimento, contribuiu para a diminuição da microdureza da ZL-PF, apesar de ainda ficar com um alto valor em relação ao desejado (próximo ao valor do metal de base).

El-Banna, Nageda e Abo El-Saadat (2000) encontraram para um passe de solda com materiais semelhantes, mas com pré-aquecimento de 200 °C, valores médios de microdureza de 766 HV. O menor valor de microdureza do artigo em relação ao 1º passe de solda dessa pesquisa está provavelmente relacionado ao pré-aquecimento. Isto demonstra que a metodologia utilizada nesta pesquisa, aplicação de cordões (camadas de amanteigamento) sem o pré-aquecimento, contribui para a diminuição da microdureza da ZF-PF.

A ZL-PNF (Fig. 4.18) os valores médios da microdureza com a aplicação da primeira camada ficou em média de 885,9 HV e com a aplicação da segunda foi de 807,8 HV, valores pouco menores que a região da ZL-PF. Porém com a aplicação da terceira camada esta região teve uma acentuada diminuição da microdureza, ficando em média em 516,0 HV. Com a aplicação das outras camadas os valores de microdureza não tiveram alterações significativas. No geral observou que a ZL-PNF teve comportamento semelhante ao da região ZL-PF, onde

as aplicações das camadas subsequentes acarretaram em alterações nos valores médios de microdurezas em função dos ciclos térmicos de soldagem.

Na ZAC-AT (Fig. 4.18) os valores da microdureza da matriz ficaram um pouco abaixo do encontrado na ZL-PNF, como era esperado, pois as diferenças de temperaturas de pico são próximas. Para a aplicação da primeira camada a microdureza ficou em média 858,1 HV e com a aplicação da segunda camada ficou em média 763,5 HV. De forma muito semelhante com a região da ZL-PNF, ocorreu uma queda acentuada na microdureza com a aplicação da terceira camada que ficou na média 428,0 HV e com a aplicação das outras camadas os valores de microdureza da matriz não sofreram alterações significativas. Como será apresentada em seguida, a matriz dessas duas regiões (ZL-PNF e ZAC-AT) apresentam microestruturas semelhantes (martensítica), isso explica os valores de microdureza serem próximos.

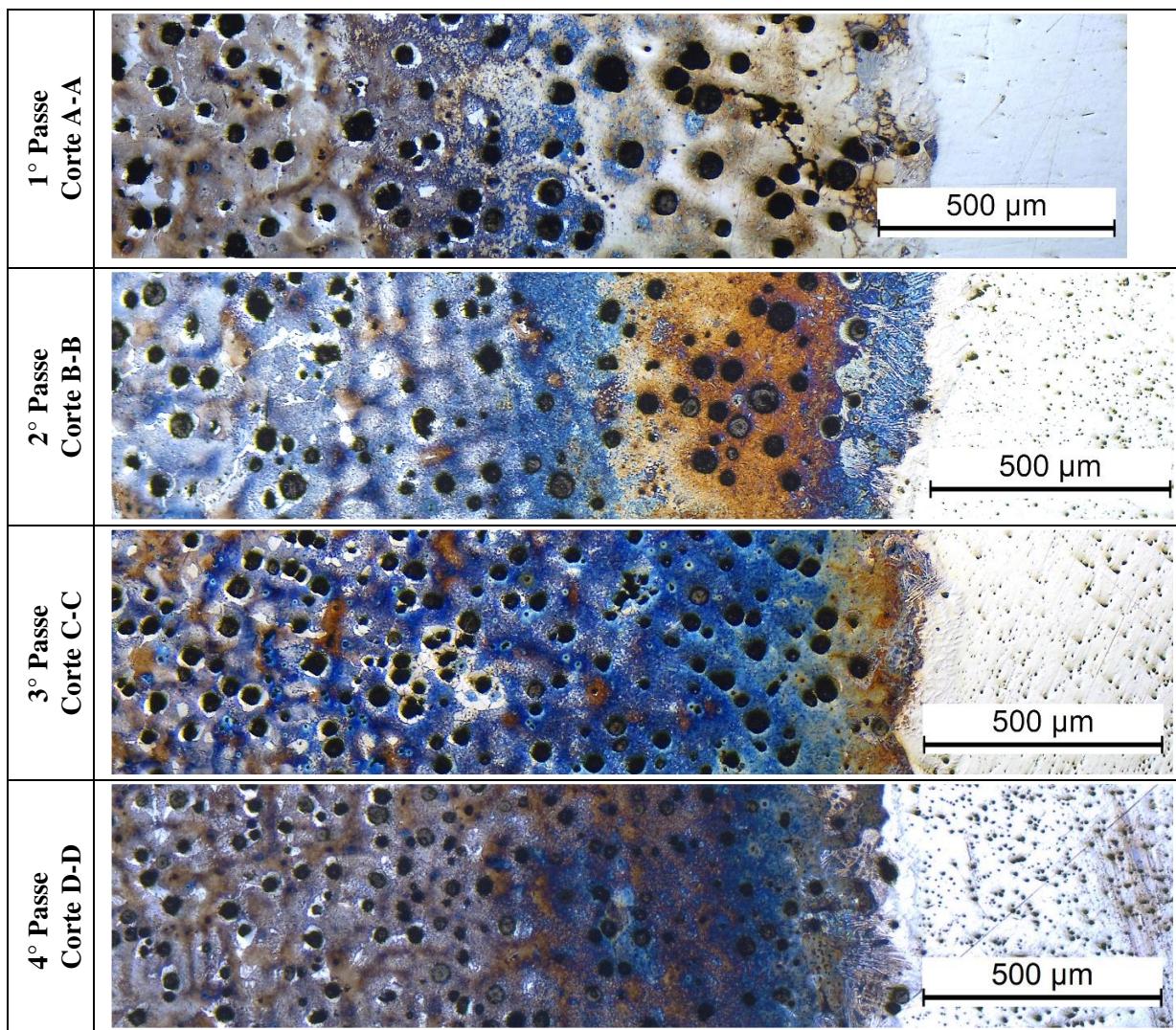
Na ZAC-BT a microdureza não sofreu alterações significativas em função da aplicação das camadas subsequentes de soldas, ficando em média em torno de 500 HV. Este fato ocorreu principalmente em função da maior distância da zona fundida da primeira camada com as outras camadas aplicadas, menor temperatura de pico alcançada. No artigo de El-Banna, Nageda, Abo El-Saadat (2000) a microdureza dessa região, mas com pré-aquecimento de 200 °C, ficou em torno de 500 HV, com material semelhante ao utilizado nesta pesquisa.

Petchsang, Poopat e Phung-On (2012) realizou um estudo da soldagem de ferro fundido nodular com várias camadas, processo eletrodo revestido, amanteigamento de eletrodo E NiFe-CI e preenchido com o ER7016, com pré-aquecimento de 300 °C e controle de temperatura de interpasso de 350 °C seguido de um tratamento térmico a 650 °C por duas horas. O resultado dessa pesquisa mostrou uma ZL com dureza média de 640 HV (o artigo não separa a ZL em parte fundida e parte não fundida) e uma ZAC em torno de 330 HV. Este resultado mostra que o tratamento térmico diminui a dureza tanto da ZL como da ZAC, porém o valor de microdureza da ZL continua alto, ficando próximo ao encontrado nesta pesquisa com a aplicação de cinco camadas sem o pré-aquecimento, sem interpasso e sem tratamento pós soldagem (Fig. 4.18).

Como citado acima (Fig. 4.18) pode-se concluir que a aplicação de camadas subsequentes de amanteigamento por soldagem, sem pré-aquecimento e com a temperatura de interpasso ambiente, contribui para a diminuição da microdureza da matriz da região da solda (ZF, ZL e ZAC) da primeira camada aplicada sobre o ferro fundido nodular de matriz ferrita/perlita.

4.4 Microestrutura do cordão de solda

A Figura 4.19 mostra as micrografias da região soldada (MB, ZAC, ZL e ZF), que corresponde aos 5 cordões realizados de maneira escalonada e sobreposta como foi ilustrado na Fig. 4.9. Percebe-se que houve mudanças microestruturais na ZF com a aplicação do segundo passe, isto é, maior quantidade de grafita que precipitou com o ciclo térmico do segundo passe. Canale (2005) cita que quando se utilizam eletrodos à base de níquel, a matriz resultante da zona fundida é austenítica com formação de pequenos nódulos de grafita. Este fato é verificado na Fig. 4.19 (Zona Fundida). Com a aplicação das outras camadas ficou acentuado a quantidade de precipitações de nódulos de grafita presente na ZF (pontos escuros). Com isso a microdureza da ZF foi alterada, conforme visto na Fig. 4.18.



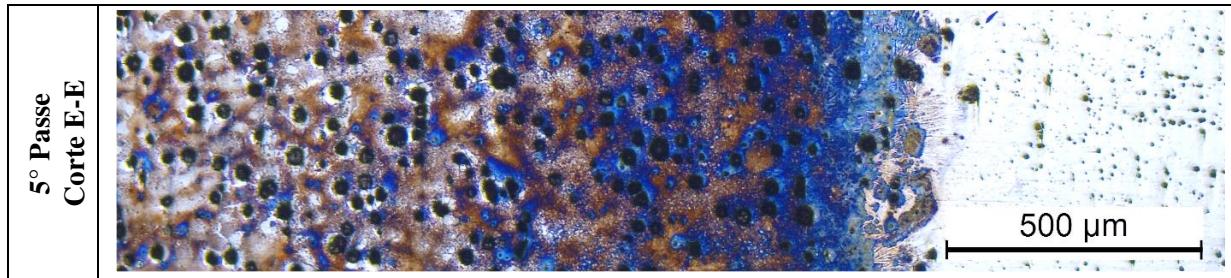


Figura 4.19 – Micrografias da região soldada correspondente de cada passe (dir.: Zona fundida, ZL, ZAC e Esq.: Metal de base)

As transformações microestruturais da matriz que ocorreram nas regiões do cordão de solda (ZAC, ZL e ZF) do ferro fundido nodular em função de cada passe serão detalhadas a seguir, começando pelo 1º passe na Fig. 4.9, corte A-A. A Figura 4.20 mostra a micrografia da região soldada. Verifica-se que a ZL é composta por duas regiões (ZL-PF e ZL-PNF). Pascual, Ferrer e Rayón (2009) citam que esse fenômeno acontece porque a matriz do fundido (perlita e/ou ferrita) que circunda os nódulos de grafita durante o aquecimento (devido ao arco elétrico) se enriquece rapidamente de carbono por difusão, proveniente dos nódulos de grafita, essa porção de material rica em carbono se liquefaz a 1148 °C, nessa mesma temperatura a austenita que não enriqueceu de carbono (por estar mais longe dos nódulos de grafite) permanece no estado sólido. Então por um curto período de tempo tem-se na zona de ligação na mesma temperatura uma parte líquida e uma parte sólida.

Na ampliação da zona de ligação da Fig. 4.20 nota-se que a parte fundida se situa preferencialmente em torno dos nódulos de grafita e estão em maior quantidade à medida que se aproxima da interface com a zona fundida devido à temperatura mais elevada. A parte que ocorreu a fusão do metal de base (próximo a ZF) que foi denominada de ZL-PF é composta de longos cristais de cementita e ledeburita (estrutura similar ao do ferro fundido branco). A região ZL-PNF em alta temperatura transforma-se em austenita e com o resfriamento rápido desta região transforma-se em martensita. Desta forma, esta região (ZL-PNF) apresenta uma microestrutura formada de martensita, cementita e nódulos de grafite, podendo também ocorrer a presença de austenita retida. A dureza dessas duas regiões chegou a 890 HV para a ZL-PF e 885 HV para a ZL-PNF. Essas microestruturas e os altos valores de microdurezas também foram observados por vários pesquisadores como Amaral (1989); El-Banna, Nageda, El-Saadat (2000); Pascual et al. (2008) que utilizaram nas suas pesquisas o ferro fundido nodular.

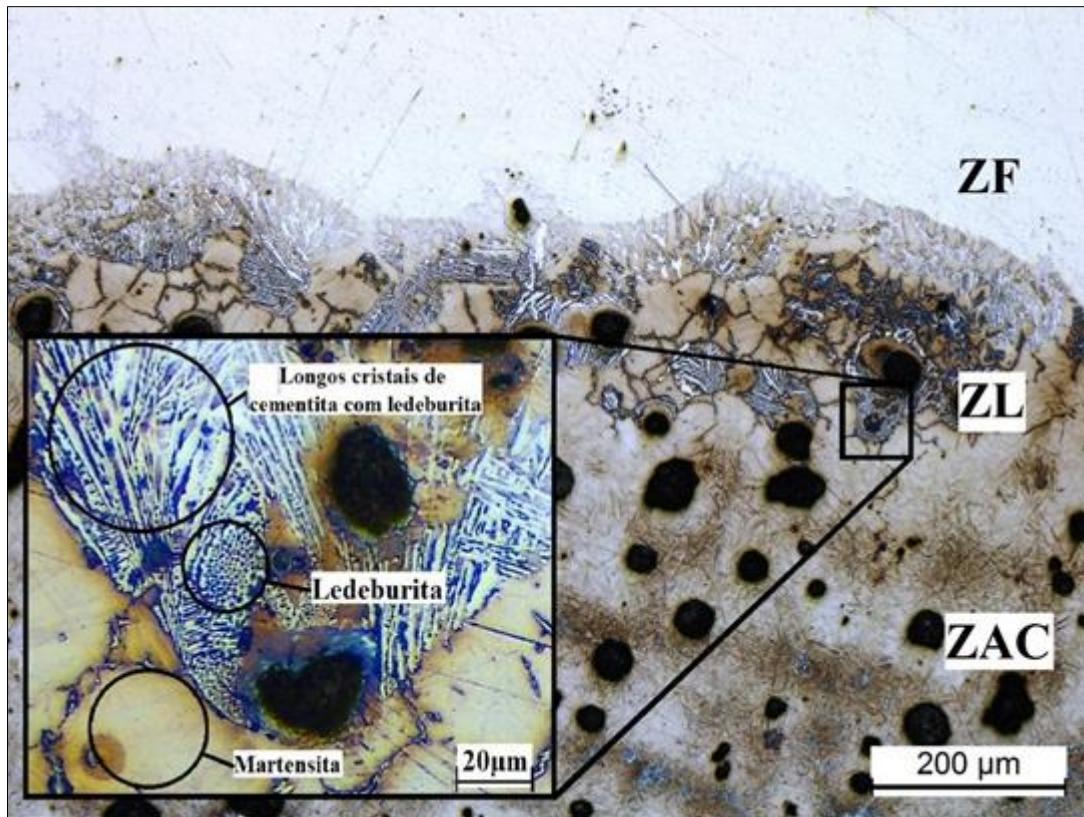


Figura 4.20 – Micrografia da ZAC, ZL e ZF do 1º passe (Ataque Nital 5 %)

Os tempos à elevada temperatura na região da ZAC são curtos na soldagem e isso implica que os processos controlados por difusão não se produzem tão facilmente como nos tratamentos térmicos homogêneos convencionais (Canale, 2005). Como resultados deste ciclo térmico surgem diferentes subzonas dentro da ZAC, que neste trabalho foram divididas em ZAC de alta temperatura de pico (ZAC-AT) e ZAC de baixa temperatura de pico (ZAC-BT), correspondentes às distintas transformações metalúrgicas, e cuja presença depende fundamentalmente do tipo de material soldado. No caso do ferro fundido nodular, no aquecimento o carbono presente na matriz ou na grafita é colocado em solução na austenita na ZAC-AT. Canale (2005) cita que a quantidade de carbono dissolvido vai depender da temperatura de pico, tempo e principalmente da disponibilidade de carbono na região afetada. No ferro fundido nodular com teores consideráveis de perlita obtém-se mais facilmente martensita com rápido resfriamento, pois o carbono combinado contido na matriz perlítica é rapidamente dissolvido para formar uma austenita de alto teor de carbono no aquecimento.

A Figura 4.21 mostra a microestrutura da ZAC-AT para o primeiro passe de soldagem composta de nódulos de grafita rodeados de martensita. Esta região sofre ação da energia térmica devido ao arco elétrico, mas não o suficiente para a formação de líquido em torno dos nódulos de grafita, mas o suficiente para austenitizar a matriz que era composta por perlita e

por ferrita. Em altas temperaturas a ferrita que antes situava-se em torno dos nódulos se enriquece com carbono proveniente dos nódulos de grafita e da perlita adjacente e transforma-se em austenita. Durante o resfriamento rápido toda essa estrutura austenítica transforma em martensita e carbonetos, podendo ocorrer também a presença de austenita retida. Conforme apresentado na Fig. 4.18 a microdureza da matriz dessa região para o primeiro passe ficou em média em 858,1 HV, valores encontrados também no trabalho de Amaral (1989).

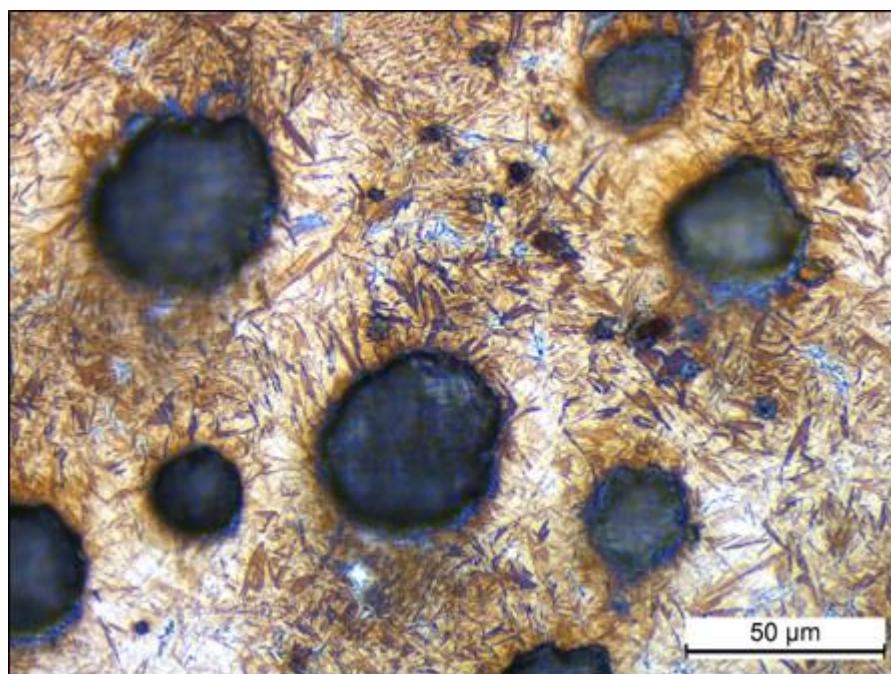


Figura 4.21 – Microestrutura da ZAC-AT mostrando os nódulos de grafita rodeados de martensita (Ataque Nital 5 %)

Gumienny e Giętka (2015) levantou um diagrama CCT de um ferro fundido nodular tendo o material a seguinte composição química: 3,75 % C; 2,40 % Si; 0,33 % Mn; 0,51% Cr; 1,14 % Mo; e 1,03 % Cu (material com maiores teores de Mo, Cr e Cu do que utilizado neste trabalho), apresentado na Fig. 4.22. Os autores citam que os elementos como Mo, Cr e Cu causam o deslocamento da curva do início da decomposição da austenita em direção a períodos de tempo mais longos, isto é, mais para a direita do diagrama apresentado na Fig. 4.22.

Para comparar os resultados de microestrutura e microdureza deste trabalho com o obtido por Gumienny e Giętka (2015), apesar de não ser uma condição adequada devido a forma de obtenção do diagrama, foi traçado sobre diagrama CCT o ciclo térmico do 1º passe de soldagem, conforme mostrado na Fig. 4.22. Com isso, verifica-se que a microestrutura obtida pelo diagrama é de martensita, austenita retida e carbonetos. No resultado desta pesquisa (Fig. 4.21) não foi possível identificar com clareza a presença da austenita retida, ficando esta análise

para trabalhos futuros. Quanto à microdureza da matriz o diagrama obtém um valor em torno de 720 HV e nesta pesquisa ficou em torno 858 HV. Esta diferença pode estar relacionada à forma de obtenção do diagrama, que neste caso foi obtido através da austenitização de uma amostra por um período um longo período, e neste trabalho através da soldagem real.

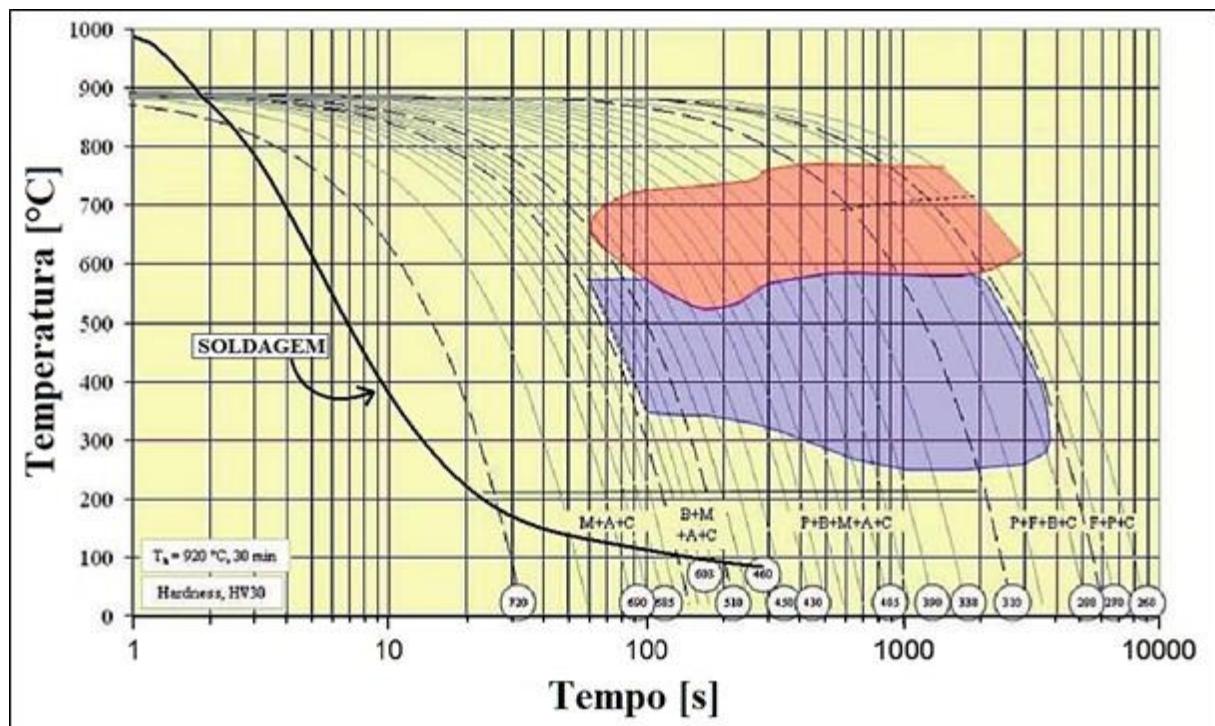


Figura 4.22 – Ciclo térmico de soldagem plotado sobre um diagrama CCT de um ferro fundido Nodular: M- Martensita; A- Austenita; C- Carbonetos; B- Bainita e F- Ferrita (GUMIENNY; GIĘTKA, 2015)

Nukata e Kasugai (2016) construiu um diagrama com o objetivo de esclarecer o comportamento das transformações de resfriamento contínuo da ZAC de um ferro fundido nodular (Norma JIS FCD700) e levantaram um diagrama SH-CCT (Diagrama de Transformação de Resfriamento Contínuo para simulação de ZTA) para soldagem, como mostra a Fig. 4.23. A composição química do ferro fundido nodular deste estudo é: 3,85 % C; 2,69 % Si; 0,27 % Mn; 0,006 % S; 0,035 % Cr; 0,07 % Cu; 0,04 % Mg; 0,015 % P. Esse diagrama além de ser específico para resfriamento de soldagem, a composição química do material é mais próxima do material usado neste trabalho, que são baixos teores de Cu, Cr e a ausência de Mo e Ni.

Percebe-se que o início da decomposição da austenita ocorre mais cedo quando comparado com o da Fig. 4.22. Isso é devido aos baixos teores de ligas como Cr e Cu e a ausência de Mo e Ni. Sobre a Fig. 4.23 foi plotado novamente o ciclo térmico de soldagem do

1º passe da solda. Pode-se notar que o resfriamento é rápido o suficiente para impedir a decomposição da austenita em ferrita, perlita ou bainita, tendo ao final do resfriamento uma ZAC formada por martensita e carbonetos, semelhante ao obtido neste trabalho para a região da ZAC. A diferença ficou no valor de microdureza da matriz, sendo que o diagrama indica um valor em torno de 710 HV e nesse trabalho ficou em torno de 885 HV. Os autores não comentam a presença de austenita retida.

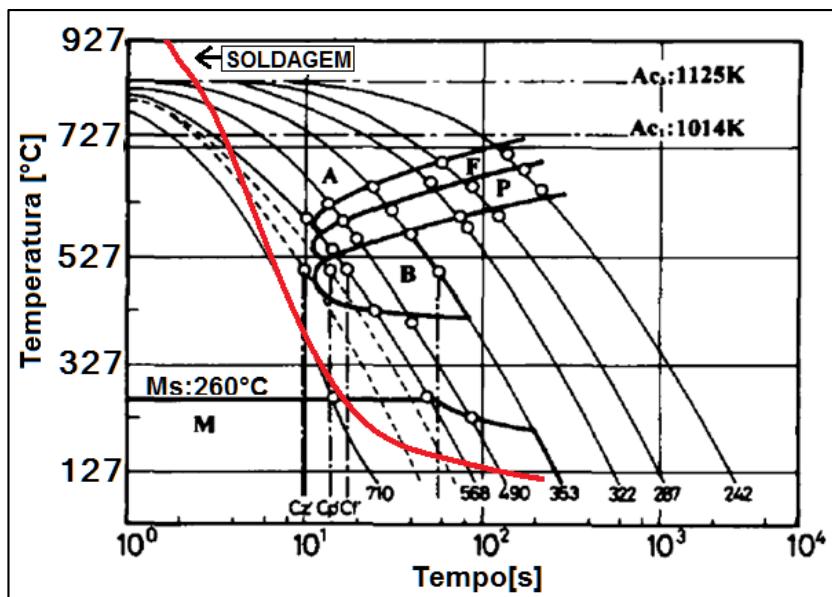


Figura 4.23 – Ciclo térmico de soldagem plotado sobre um diagrama CCT para soldagem de um ferro fundido Nodular: M- Martensita; A- Austenita; C- Carbonetos; B- Bainita e F- Ferrita (NUKATA; KASUGAI, 2016)

A ZAC-BT, que é a região mais próxima do metal de base, sofre menos com a energia térmica do arco, tendo pequenas alterações na microestrutura em relação ao do metal de base. A Figura 4.24 mostra a ZAC-BT e a Fig. 4.25 mostra o MB. Comparando as duas figuras verifica-se que houve na ZAC-BT difusão de carbono para a ferrita e pequenas alterações na estrutura da perlita. Em média a microdureza dessa ZAC ficou em 410 HV e do metal de base em 316 HV.

El-Banna, Nageda, Abo El-Saadat (2000) citam que a dureza da matriz da ZAC é fortemente dependente do pico de temperatura alcançado, quantidade de elementos de liga e da quantidade de fases presentes, principalmente da martensita. A formação das diversas fases acarreta em uma dispersão acentuada na dureza da matriz dessa região.

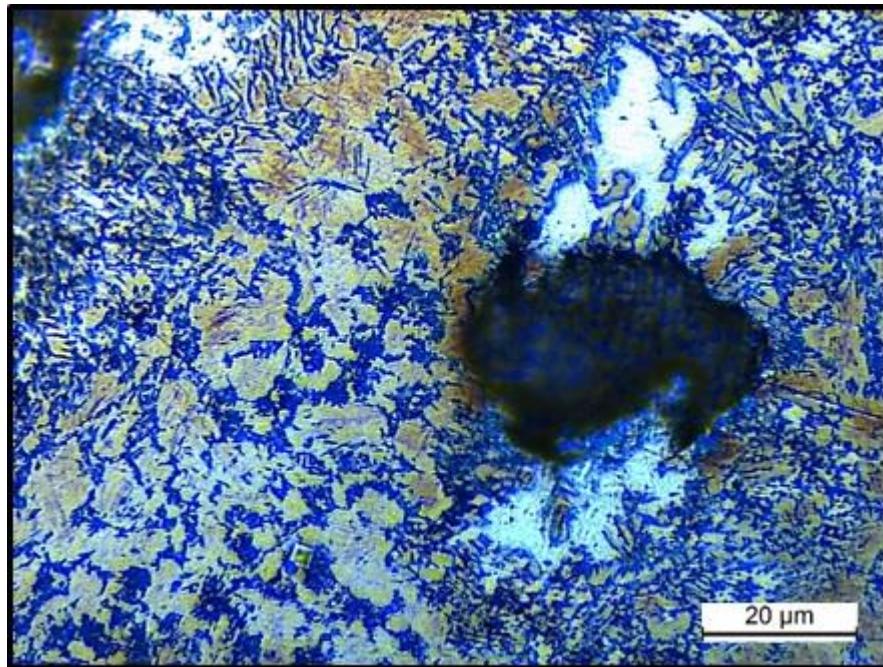


Figura 4.24 – ZAC-BT, ocorre a difusão de carbono (parte escura) para a ferrita (parte clara em torno do nódulo) e mudança de forma da perlita (parte mais afastada do nódulo)

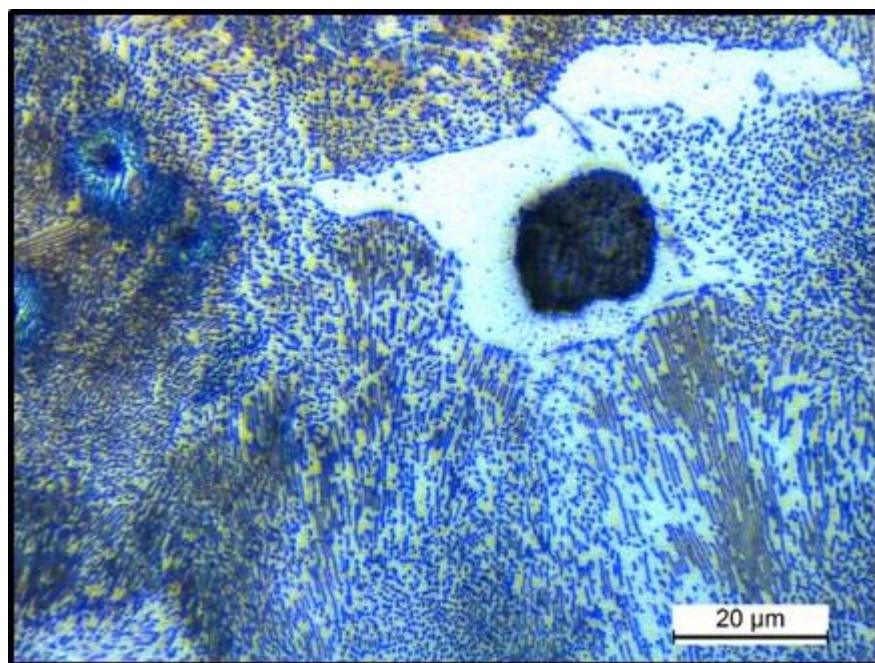


Figura 4.25 – Metal de base (MB), ferrita (parte branca) em torno do nódulo de grafite e perlita (linhas e pontilhados escuros) mais afastada do nódulo

Com a realização do 2º passe (segunda camada) foi possível notar que na ZF do 1º passe ocorreu a precipitação de carbono na forma de grafite como mostra a Fig. 4.19 (pontos escuros). Esse fenômeno, conforme ANSI/AWS D11.2-89 para soldagem de ferro fundido, que ocorre na ZF está relacionado a presença do níquel que não forma carbonetos e possui baixa

solubilidade para o carbono no estado sólido. Quando o metal de solda solidifica, o carbono é rejeitado da solução sólida precipitando na forma de grafita.

A ZL (ZL-PF e ZL-PNF) obteve os mesmos microconstituíntes verificados no do 1º passe, que são: martensita, cementita, ledeburita e nódulos de grafita como pode ser verificado na Fig. 4.26 (corte B-B da Fig. 4.9). Entretanto, a martensita aparece no formato de agulhas mais acentuadas e ocorreu uma pequena redução nos valores médios da microdureza. A microdureza da ZL-PF passou de 890,3 HV para 795,1 HV e a microdureza da ZL-PNF (estrutura martensítica) passou de 885,9 HV para 807,8 HV. Apesar dessa queda, a microdureza ainda é considerada um valor alto para uma região soldada.

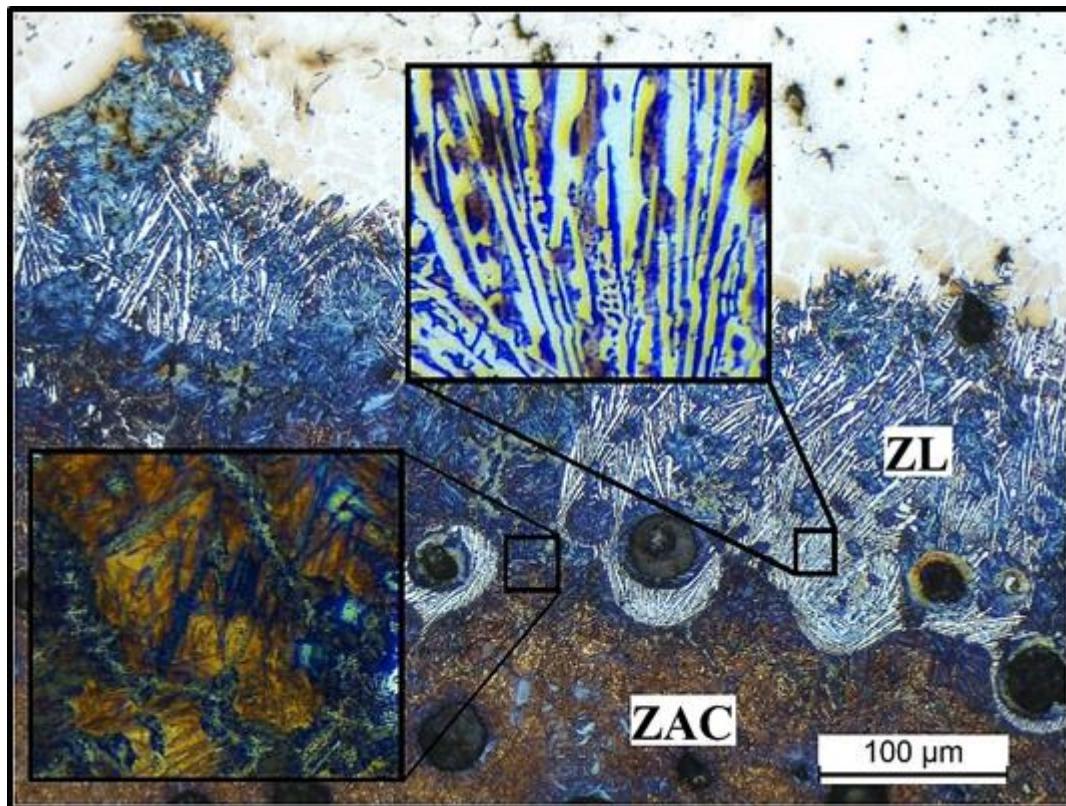


Figura 4.26 – Micrografia da região ZL-PF e ZL-PNF do 1º cordão de solda com a aplicação da segunda camada (2º cordão)

Com a aplicação da segunda camada (2º passe) a ZAC-AT do 1º passe acarretou em uma pequena queda na microdureza, saindo de 858,1 HV e foi para 763,5 HV e a microestrutura dessa região permaneceu inalterada, predominantemente martensítica como mostra a Fig. 4.27. Na região da ZAC-BT o valor médio de microdureza da matriz saiu de 433,5 HV para 451,9 HV, mas estatisticamente permaneceu constante devido ao índice de confiabilidade. A Fig. 4.28 mostra a microestrutura dessa região e que é semelhante a ZAC-BT do 1º Passe.

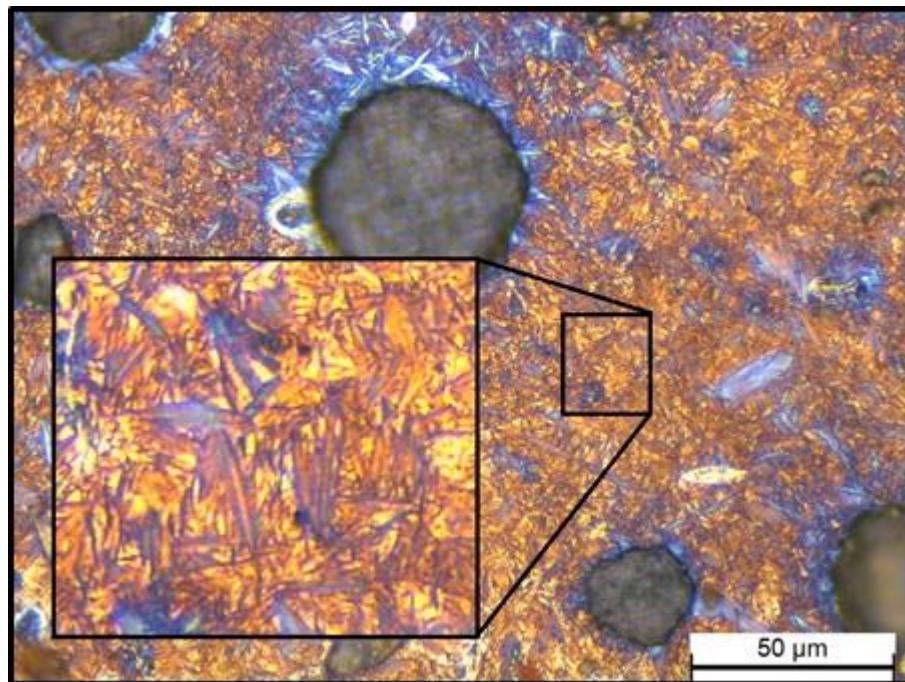


Figura 4.27 – Microestrutura da ZAC de alta temperatura após o 2º passe

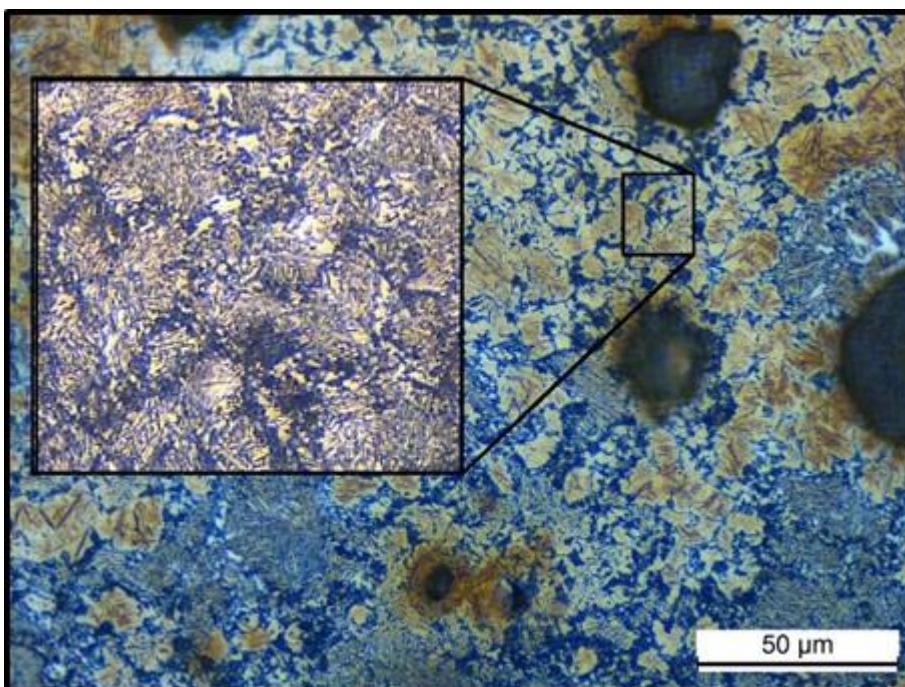


Figura 4.28 – Microestrutura da ZAC de baixa temperatura após o 2º passe

Com a realização da terceira camada (3º passe de soldagem, corte C-C da Fig. 4.9), a ZL-PF do 1º passe (Fig. 4.29) permaneceu com a mesma microestrutura, i.e. cementita e ledeburita. A microdureza que estava em 795,1 HV foi para 736,9 HV, redução com um comportamento linear (Fig. 4.18). Já na ZL-PNF, composta predominantemente de martensita, ocorreu uma acentuada diminuição da microdureza, passou de 807,8 HV (segundo passe) para

516,0 HV (terceiro passe). Este fato ocorreu em função da menor temperatura de pico e da menor taxa de resfriamento, indicando que a aplicação da terceira camada (3º passe) ocorre uma condição de temperatura e tempo para o revenimento da martensita.

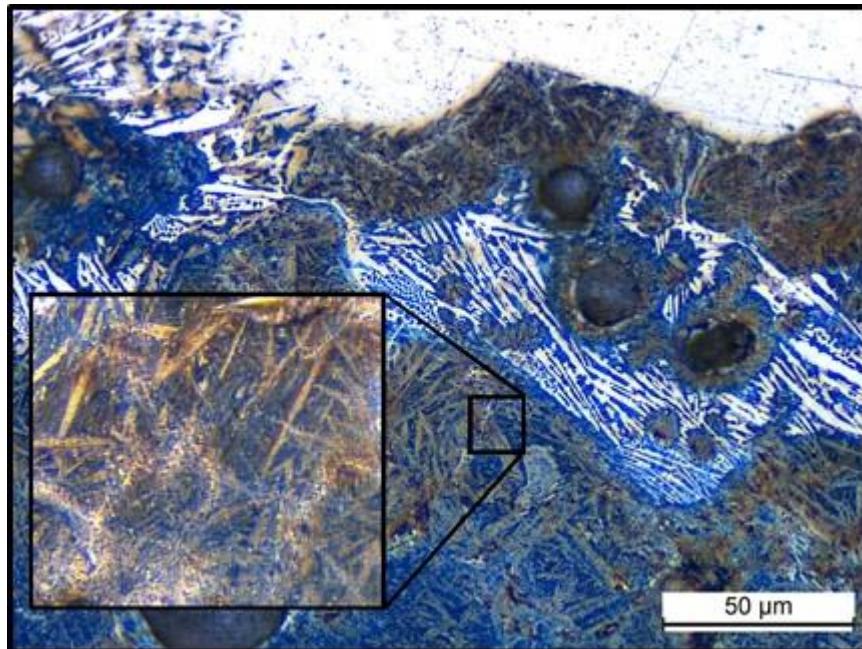


Figura 4.29 – Zona de ligação após a aplicação do 3º passe

A ZAC-AT continua a sofrer transformações e passa a ocorrer o mesmo fenômeno da ZL-PNF, revenimento da martensita, a microdureza que era de 763,5 HV passou a ser 428,0 HV, redução bastante significativa. A Figura 4.30 mostra essa região.

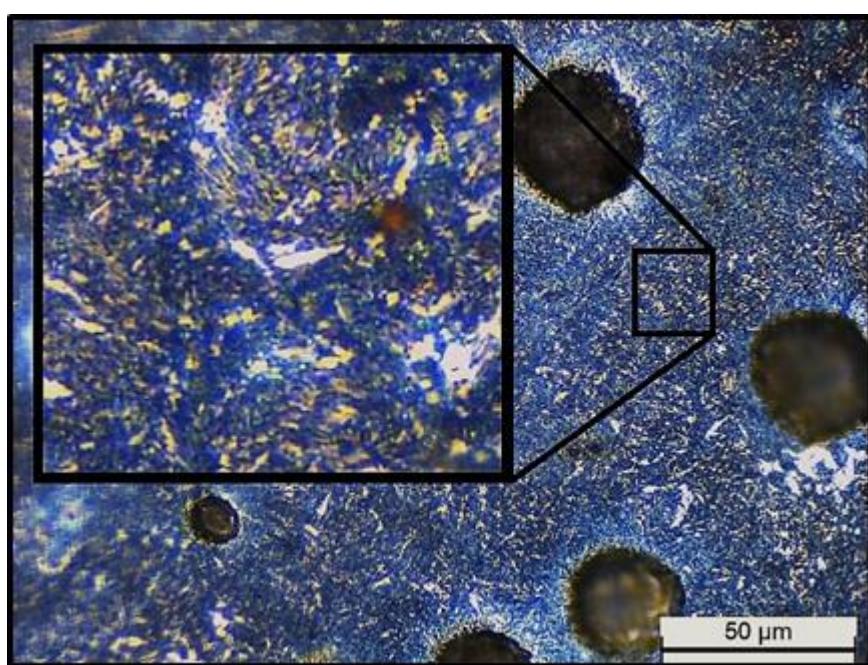


Figura 4.30 – ZAC de alta temperatura após a aplicação do 3º passe

A ZAC-BT permanece com segregações de carbono na ferrita como mostra a Fig. 4.31 que é aparentemente a mesma microestrutura da ZAC-BT com a aplicação do 1º e 2º Passe.

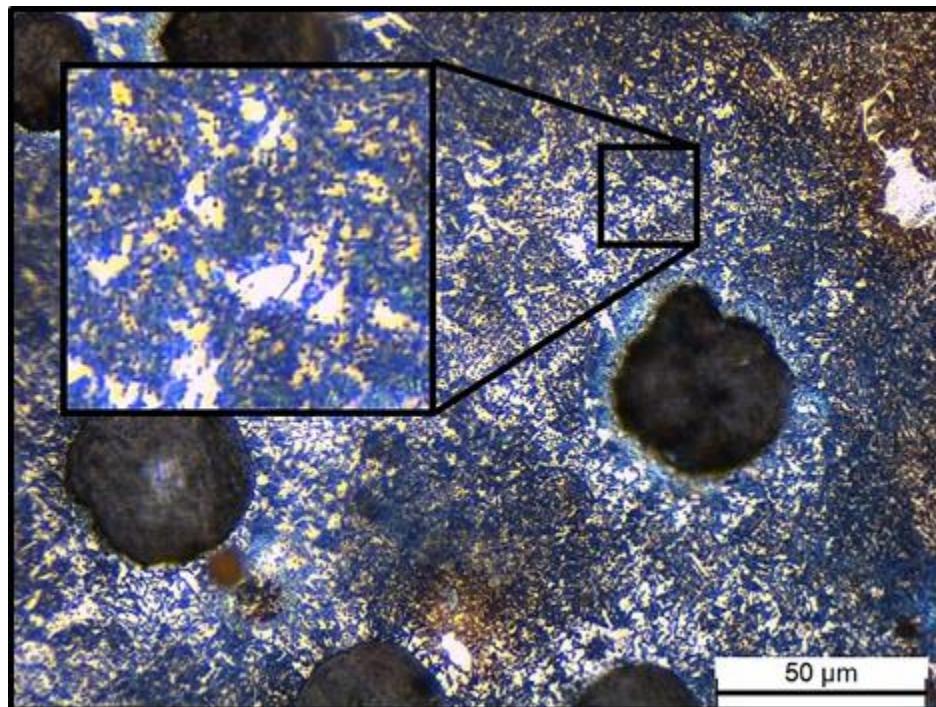


Figura 4.31 – ZAC de baixa temperatura após a aplicação do 3º Passe

As microestruturas de todas as regiões do primeiro passe (ZF, ZL-PF, ZL-PNF, ZAC-AT, ZAC-BT) com a aplicação do 4º e do 5º passe (camada) são semelhantes ao do 3º passe sem uma percepção de alterações microestruturais, e as micrografias encontra-se nas Figs. A.1 e A.2 no Apêndice. As microdurezas de todas as regiões com a aplicação do 3º ao 5º passe permaneceram constantes, exceto para a ZL-PF que continuou em queda linear, onde obtive-se 890,3 HV no 1º passe e 649,5 HV com a aplicação do 5º passe.

Com a apresentação e discussão da evolução da microestrutura formada na região soldada (ZF, ZL, ZAC) é possível concluir que a aplicação das camadas subsequentes de amanteigamento por soldagem de uma liga de níquel sobre o ferro fundido nodular de matriz ferrita/perlita contribui para a diminuição da microdureza da matriz, obtendo na região da ZAC (ZAC-AT e ZL- PNF) uma microestrutura martensítica revenida de baixo valor de microdureza quando comparado com a região com da ZL-PF (carbonetos e ledeburita). A região de ZL-PF que apresenta uma estrutura semelhante ao do ferro fundido branco, apesar da diminuição da microdureza continua sendo o maior problema relacionado à fragilidade da região soldada (ou amanteigada). Sugere-se para trabalhos futuros realizar a soldagem da primeira camada de amanteigamento através da pulsação do arco elétrico (pulsão térmica) de forma a não obter

uma região contínua de uma estrutura semelhante ao ferro fundido branco. Para comprovar uma possível melhoria com essa técnica sugere-se, além da análise microestrutural, a realização de ensaios de destacamento da região soldada (ZL-PF), Charpy e outros.

CAPÍTULO V

SIMULAÇÃO FÍSICA DE SOLDAGEM

5.1 Definição das dimensões da amostra para a simulação

No simulador a amostra de formato cilíndrico (ver Cap. III, item 3.1.2.) sofre aquecimento por efeito Joule até a temperatura desejada, em seguida ocorre o resfriamento, que se dará pelos três mecanismos de transferência de calor que são: radiação; convecção; e principalmente condução (bloco de alumínio onde é fixada a amostra). O equipamento utilizado foi apresentado no Capítulo III, item 3.3.

As dimensões da amostra foram definidas em função do ciclo térmico de soldagem, para isso foram definidos três parâmetros importantes na simulação, os quais são determinantes para o resultado microestrutural das transformações que ocorrerem durante o resfriamento, as quais são:

- **Temperatura de pico:** A temperatura de pico alcançada na soldagem deve ser igual à temperatura de pico da simulação, esse parâmetro é de fácil controle, pois o simulador possui um controle que é feito através do computador e do relé a partir da medida de temperatura no termopar fixado na região central da amostra;
- **Tempo de permanência acima de 700 °C:** O tempo acima de 700 °C está relacionado com o início das transformações, e no caso dos ferros fundidos, está relacionado às transformações da ferrita/perlita em austenita e a difusão do carbono para a matriz;
- **Taxa de resfriamento de 800 até 400 °C:** O resfriamento entre 800 a 400 °C é determinante na decomposição da austenita. Esta taxa de resfriamento entre essas duas temperaturas foi definida a partir dos resultados obtidos na soldagem real (Capítulo IV, item 4.2);
- **Taxa de resfriamento da temperatura de pico a partir de 200 °C:** Para a determinação do tempo de descida de todos os ciclos térmicos adotou-se neste trabalho a temperatura de referência de 200 °C, em função do perfil do ciclo térmico de soldagem e por estar também próximo da temperatura de início de transformação de martensita para o material utilizado.

A partir dos ciclos térmicos de soldagem (ver Cap. IV, item 4.2) foram realizados testes no próprio simulador, variando os parâmetros geométricos da amostra, esses parâmetros foram: comprimento; e diâmetro do rebaixo central. O melhor resultado encontrado, com base no tempo de permanência acima de 700 °C e na taxa resfriamento de 800 até 400 °C, corresponde à geometria apresentada na Fig. 5.2. A Figura 5.3 exemplifica uma amostra fixada nos blocos de alumínio do simulador e o termopar no centro da amostra, pronta para o teste.

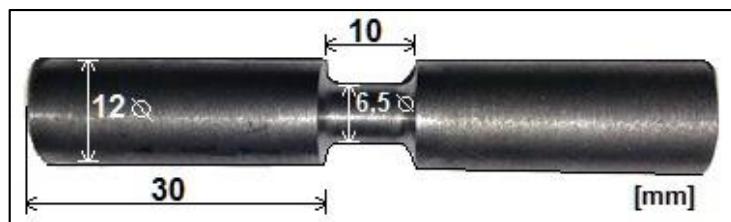


Figura 5.2 - Amostra real com dimensões definida para este trabalho



Figura 5.3 - Amostra fixada nos blocos de alumínio do simulador, pronta para a realização da simulação

Definidas as dimensões da amostra, para a realização dos ensaios de simulação foram confeccionados, com a ajuda da empresa Tupy, 50 amostras com o material do metal de base (ferro fundido nodular). A seguir são apresentados e discutidos os resultados relacionados aos procedimentos apresentado no Cap. III (Caso 1, 2 e 3).

5.2 Ensaio simulando temperaturas de picos – Caso 1

A Figura 5.4 apresenta o ciclo térmico simulando o 1º passe de soldagem, onde é apresentado também o ciclo térmico de soldagem do 1º passe (Fig. 4.12 do Cap. IV),

coincidindo os picos de temperatura. É possível perceber que a partir de 400 °C as curvas se distanciam devido ao resfriamento mais lento na amostra simulada, a Tab. 5.1 mostra um comparativo em números entre estes ciclos. Verifica-se que o tempo acima de 700 °C ficou maior na amostra simulada e a taxa de resfriamento da amostra simulada ficou menor que a soldagem real. Acredita-se que estas diferenças não comprometerão os objetivos do trabalho.

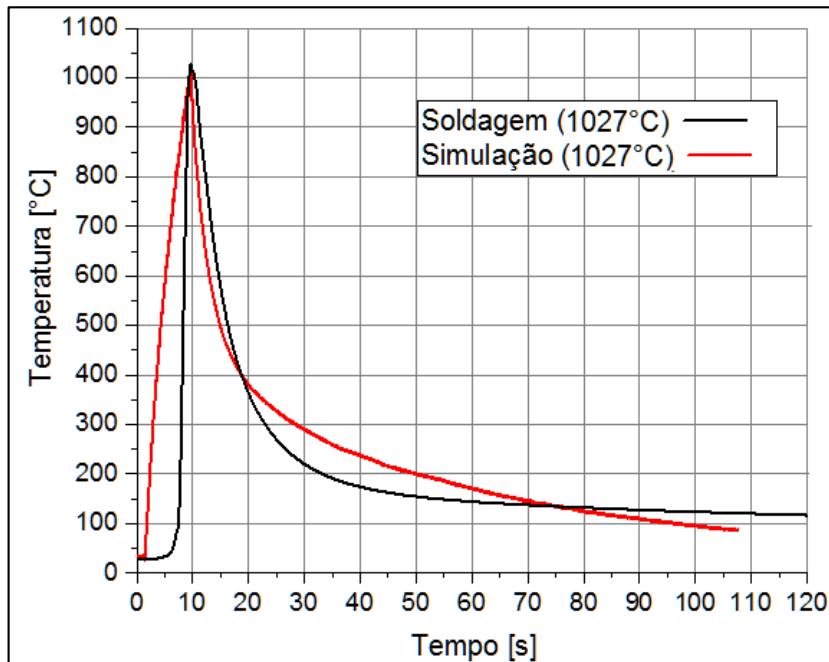


Figura 5.4 - Ciclo térmico simulado com a geometria da Fig. 5.2 e ciclo térmico de soldagem para o primeiro passe

Tabela 5.1 - Comparativo entre o ciclo térmico de soldagem e o ciclo térmico simulado

PARÂMETRO	SOLDAGEM	SIMULAÇÃO
Tempo acima de 700 °C	4,67 s	5,66 s
Tempo de resfriamento de 800 °C a 400 °C	6,47 s	7,86 s
Tempo de resfriamento de 1027 °C a 200 °C	22 s	40 s

A Figura 5.5 apresenta um diagrama CCT de um ferro fundido nodular (3,85 % C; 2,69 % Si; 0,27 % Mn; 0,006 % S; 0,035 % Cr; 0,07 % Cu; 0,04 % Mg; 0,015 % P) realizado por Nakata e Kasugai (2016), material semelhante ao material deste trabalho. Foi inserida sobre esse diagrama a curva de resfriamento da soldagem e da simulação. Nota-se que ambas as curvas apresentam um comportamento semelhante, isto é, um resfriamento rápido o suficiente para a formação da martensita, austenita retida e carbonetos com uma microdureza da matriz bastante elevada.

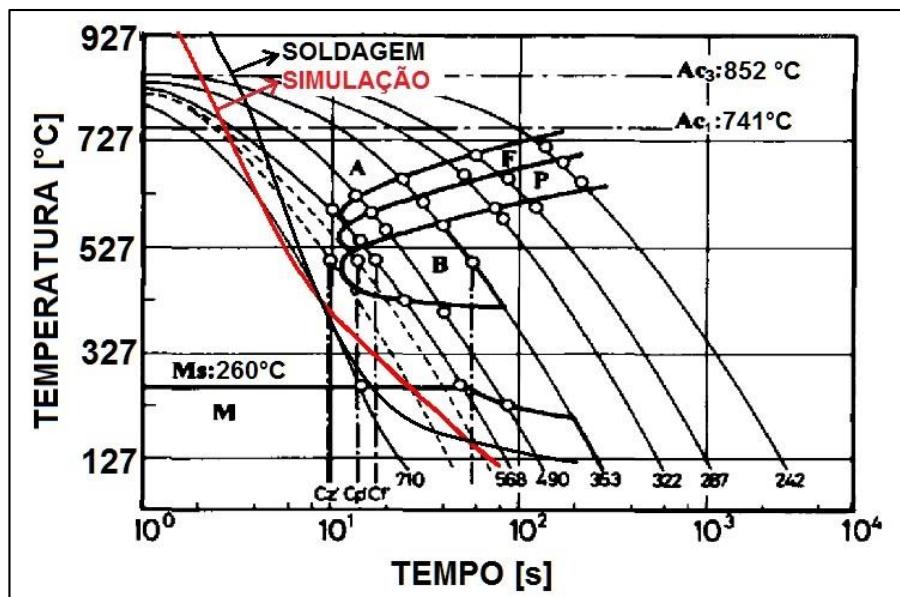


Figura 5.5 – Curvas de resfriamentos de soldagem e simulação inserida em um diagrama CCT de ferro fundido nodular, apresentado por Nakata e Kasugai (2016)

Para testar a hipótese de que vários ciclos térmicos impostos por subsequentes camadas de soldagem estejam revenindo parte da ZAC do primeiro ciclo térmico, e com isso diminuindo a microdureza da matriz dessa região, foram realizadas 5 simulações com base nas temperaturas de pico obtida das soldagens reais apresentados no Capítulo IV. A Tabela 5.2 apresenta o planejamento experimental, onde a amostra ‘A’ é o metal de base da amostra que não sofrerá nenhum ciclo térmico. Esta amostra será analisada para servir de referência microestrutural e de microdureza. A amostra ‘B’ sofrerá um ciclo térmico com temperatura de pico igual à temperatura pico alcançada no 1º passe de soldagem real, a amostra ‘C’ sofre dois ciclos térmicos, um de cada vez, correspondente ao 1º e 2º passe de soldagem, e assim respectivamente até a amostra ‘F’ que sofre 5 ciclos térmicos correspondente aos 5 passes da soldagem. Dessa forma é possível acompanhar sistematicamente a evolução da microestrutura e da microdureza a cada pico simulado e comparar com a soldagem real. A Figura 5.6 apresenta os 5 ciclos térmicos submetidos na amostra “F”, simulando uma condição de soldagem de 5 passes sobrepostos. Os ciclos térmicos das outras amostras (B, C, D e E) são similares ao da amostra ‘F’ diferenciando apenas na quantidade de ciclos.

Tabela 5.2 – Planejamento experimental para o ciclo térmico

AMOSTRA	Temperaturas de picos para a simulação				
	1027 °C	701 °C	576 °C	422 °C	332 °C
A – Metal de Base	-	-	-	-	-
B – Simula o 1º passe	X				
C – Simula o 2º passe	X	X			
D – Simula o 3º passe	X	X	X		
E – Simula o 4º passe	X	X	X	X	
F – Simula o 5º passe	X	X	X	X	X

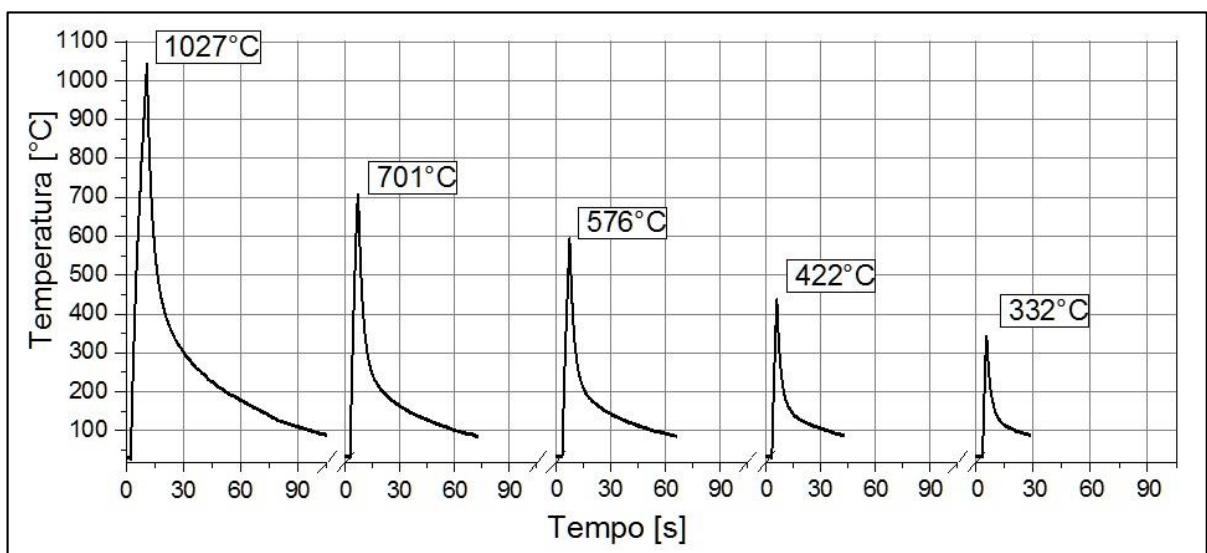


Figura 5.6 - Ciclo térmico adquirido da simulação da amostra F da Figura 5.2

Percebe-se que quanto menor a temperatura de pico, mais rápido foi o resfriamento. A Figura 5.7 mostra o ciclo térmico simulado (Fig. 5.6) e o ciclo térmico de soldagem (apresentado e discutido no Capítulo IV, ver Fig. 4.12), coincidindo os picos de temperatura. Nota-se primeiramente que os picos de temperatura da soldagem real são mais arredondados que os picos de temperatura da simulação (mais pontiagudos) e esse fenômeno vai se tornando mais acentuado para menores temperaturas de pico.

Ainda sobre a Fig. 5.7, o primeiro ciclo simulado, ocorreu a partir de 400 °C uma velocidade de resfriamento menor que a soldagem real. A partir do segundo ciclo simulado, a velocidade de resfriamento aumentou em relação ao ciclo térmico soldado. Este fato está relacionado ao equipamento de simulação, que utiliza bloco de alumínio para o resfriamento da amostra e também da característica do perfil da amostra em relação à geometria da chapa utilizada na soldagem real (cordões de solda depositado sobre a chapa de ferro fundido nodular).

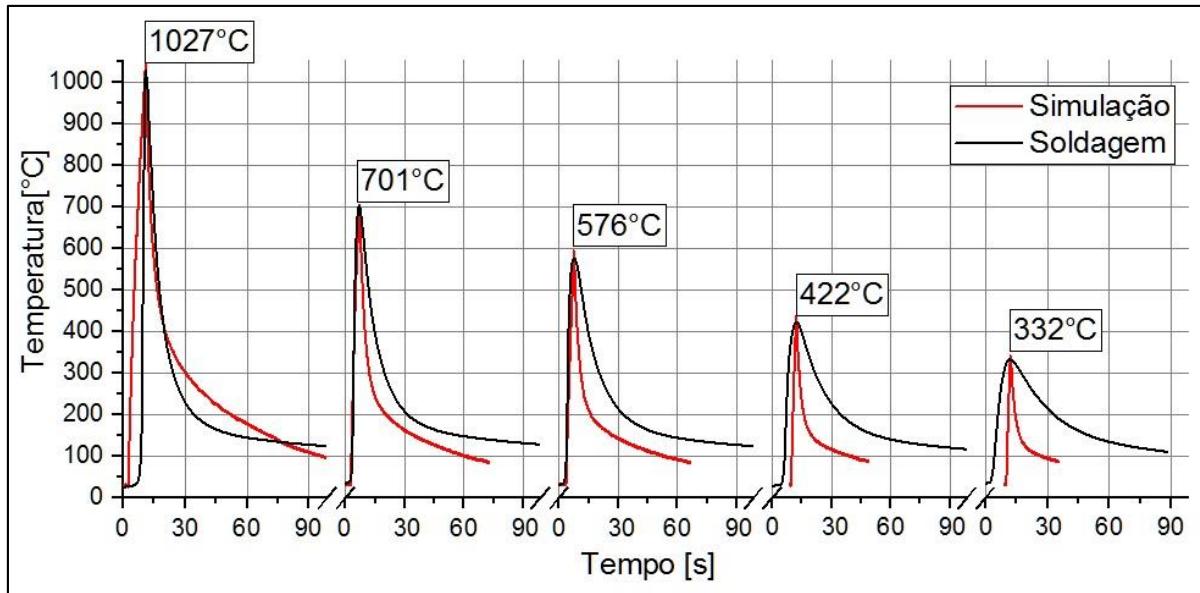


Figura 5.7 – Aquisição dos ciclos térmicos imposto na amostra F, comparado com a aquisição dos ciclos térmicos de soldagem

A Tabela 5.3 apresenta os tempos de subida e de descida de forma comparativa entre a soldagem real e a simulada. Para a determinação do tempo de subida utilizou-se a temperatura ambiente como referência inicial até a temperatura de pico. Para a determinação do tempo de descida adotou-se nestes ensaios a temperatura de referência de 200 °C, em função do perfil do ciclo térmico de soldagem (praticamente constante até esta temperatura) por estar também próximo da temperatura de início de transformação da martensita, que é a 260 °C como mostra a Fig. 5.5.

Para melhor explicar a Tab. 5.3, a Fig. 5.8 apresentam de forma comparativa os tempos de subida entre a soldagem real e a simulada (temperatura ambiente até temperatura de pico). Percebe-se que na simulação quanto menor a temperatura de pico simulada, menos tempo é demandado para atingir esse pico. Já na soldagem acontece o contrário, a medida que vai sobrepondo os cordões o tempo decorrido da temperatura ambiente até o pico aumenta. No 1º ciclo a simulação gastou-se 8,2 s para elevar a temperatura da amostra de 30 °C até 1027 °C enquanto que na soldagem gastou-se apenas 2 s. no 2º e 3º Ciclo o tempo de subida foram próximos de 4 s, no 4º e 5º ciclo os tempos se distanciam, chegando a 8,6 s na soldagem e 1,9 s na simulação. Este fato está relacionado ao equipamento de simulação utilizado, que não controla de forma efetiva o aquecimento da amostra. Melhores resultados poderiam ser obtidos com melhorias no equipamento (trabalho futuro), isto é, realizar um chaveamento controlado no nível de corrente que é submetido a amostra, tendo como referência a temperatura medida no termopar.

Tabela 5.3 – Comparação dos tempos de subida e de descida da soldagem real com a simulada

		Simulação	Soldagem
Tempo de subida [s]	da Tamb até 1027°C (1º ciclo)	8,3	2,00
	da Tamb até 701°C (2º ciclo)	4,46	3,67
	da Tamb até 576°C (3º ciclo)	4,24	4,17
	da Tamb até 422°C (4º ciclo)	2,76	6,67
	da Tamb até 332°C (5º ciclo)	2,32	8,67
Tempo de descida [s]	de 1027°C até 200°C (1º ciclo)	41,48	23,50
	de 701°C até 200°C (2º ciclo)	14,4	24,83
	de 576°C até 200°C (3º ciclo)	8,32	25,33
	de 422°C até 200°C (4º ciclo)	3,56	22,17
	de 332°C até 200°C (5º ciclo)	2,32	20,83

Sendo: Tamb – Temperatura ambiente (30°C)

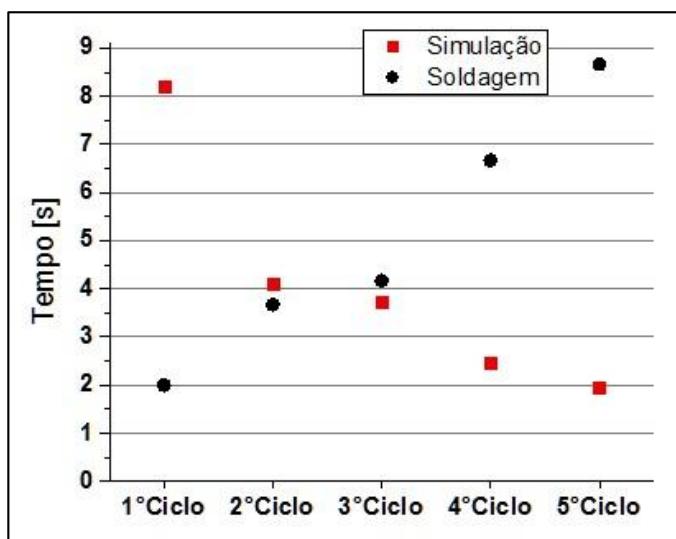


Figura 5.8 – Tempo de subida da temperatura ambiente até a temperatura de pico de cada ciclo da soldagem real e da simulação (ver valores na Tab. 5.3)

A Figura 5.9 apresenta de forma comparativa os tempos de descida, resfriamento da amostra a partir da temperatura de pico até a temperatura de referência adotada nestes ensaios (200 °C), entre a soldagem real e a simulada. Verifica-se que o tempo de resfriamento na soldagem real ficou praticamente constante a esta temperatura, independente do pico de temperatura. Porém, na simulação, no primeiro ciclo esse tempo foi maior e nos outros ciclos ocorreu uma queda acentuada no valor desse tempo, mas mantendo aproximadamente uma diferença constante a partir do terceiro ciclo. Estes resultados mostram certa dificuldade de simular uma condição de amanteigamento (soldagem de várias camadas) no simulador utilizado nesta pesquisa. Para resolver este fato (trabalho futuro) é importante desenvolver um sistema

de refrigeração que seja possível, através das medidas de temperatura do termopar, alterar a velocidade de resfriamento.

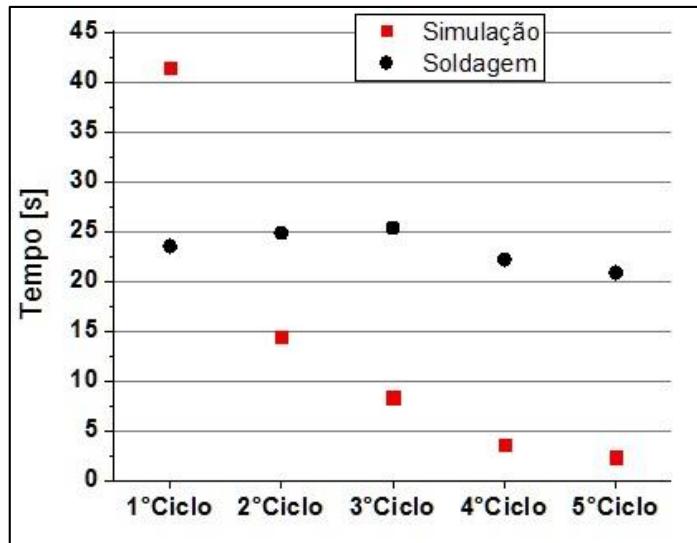


Figura 5.9 – Tempo de descida (resfriamento da amostra) tendo como referência a temperatura de 200 °C (ver valores na Tab. 5.3)

5.2.1 Ensaios de microtureza

As amostras foram cortadas longitudinalmente como mostra a Fig. 5.10, lixadas e atacadas com Nital 3 %, as microturezas foram realizadas no centro do rebaixo central.



Figura 5.10 – Seção longitudinal da amostra, o centro da parte mais escura é a ZAC, onde foram realizadas as medidas de microtureza

A Tabela 5.4 apresenta as microturezas médias da matriz na ZAC das amostras simuladas e uma réplica de cada ciclo, isto é, foram realizados dois ensaios de simulação para cada condição e realizados as medidas de microtureza. A Tabela 5.4 também apresenta os valores médios de microtureza do metal de base. São apresentados os valores médios com intervalo de confiança (IC) de 95 %. No Apêndice Tab. A.2 estão apresentadas todas as medidas realizadas.

Tabela 5.4 - Valores médios de microdureza com I.C. de 95 %, carga HV_{0,3} por 15 s

	Simulação		Réplica	
	Média	± I.C. 95 %	Média	± I.C. 95 %
1º Ciclo - amostra B	830,80	48,31	821,50	46,72
2º Ciclo - amostra C	475,00	22,06	459,27	26,08
3º Ciclo - amostra D	418,25	15,84	488,50	27,78
4º Ciclo - amostra E	378,88	37,55	442,75	25,52
5º Ciclo - amostra F	459,13	23,93	455,69	36,37
Metal de base - amostra A				
Média		± I.C. 95 %		
361,625		37,83133		

A Figura 5.11 apresenta os resultados de microdureza da Tab. 5.4. Verifica-se que houve um endurecimento da matriz quando realizou o 1º ciclo simulado, a microdureza da matriz do metal de base que se encontrava em 361 HV foi para 830/821 HV. Com a realização do 2º ciclo simulado (temperatura de pico de 701 °C) a dureza caiu consideravelmente chegando a valores de 475/460 HV, do 3º ao 5º ciclo não houve reduções significativas na microdureza da matriz na região da ZAC. Isto demonstra que o segundo ciclo tem a capacidade de realizar o tratamento térmico sobre o primeiro ciclo, verificado pela diminuição de microdureza.

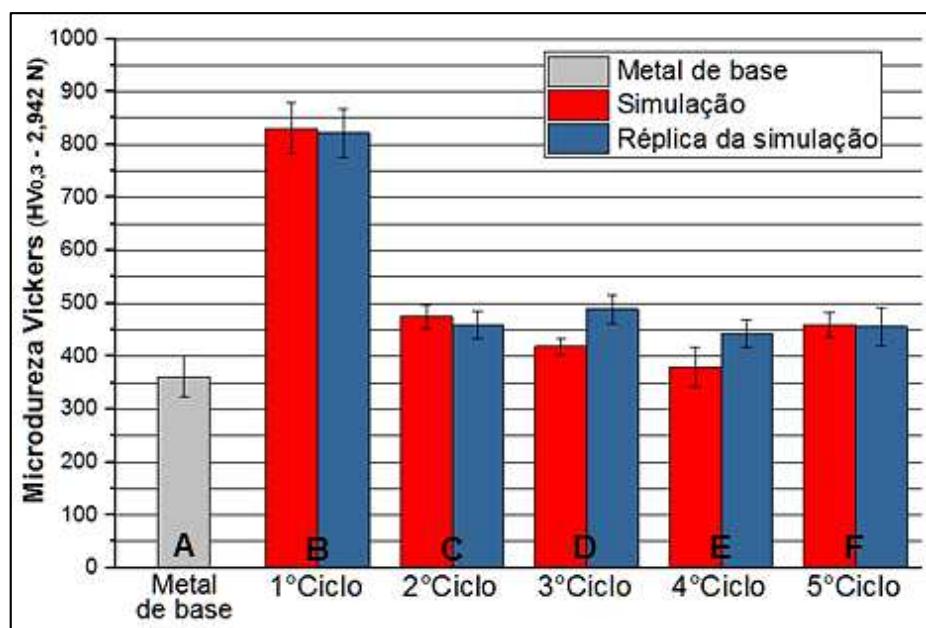


Figura 5.11 – Microdureza média do metal de base (amostra A) e da região da ZAC das amostras (B, C, D, E e F) simuladas conforme Tab. 5.2, com réplicas

A Figura 5.12 apresenta a comparação dos resultados das microdurezas encontrados na soldagem na região da ZAC-AT (já apresentada na Tab. 4.21 do Capítulo IV) com os resultados

encontrados na simulação (Tab. 5.4). No 1º ciclo os resultados encontram-se coerentes apesar de que na soldagem real a microdureza ficou levemente mais alta. No 2º ciclo obteve-se incoerência nos valores, a microdureza da soldagem real permanece alta no 2º passe (763 HV) ao passo que nas simulações a microdureza reduziu de forma significativa (475/460 HV), fato que será discutido mais adiante. Do 3º ao 5º passe as microdurezas das amostras simuladas são coerentes com as soldagens reais.

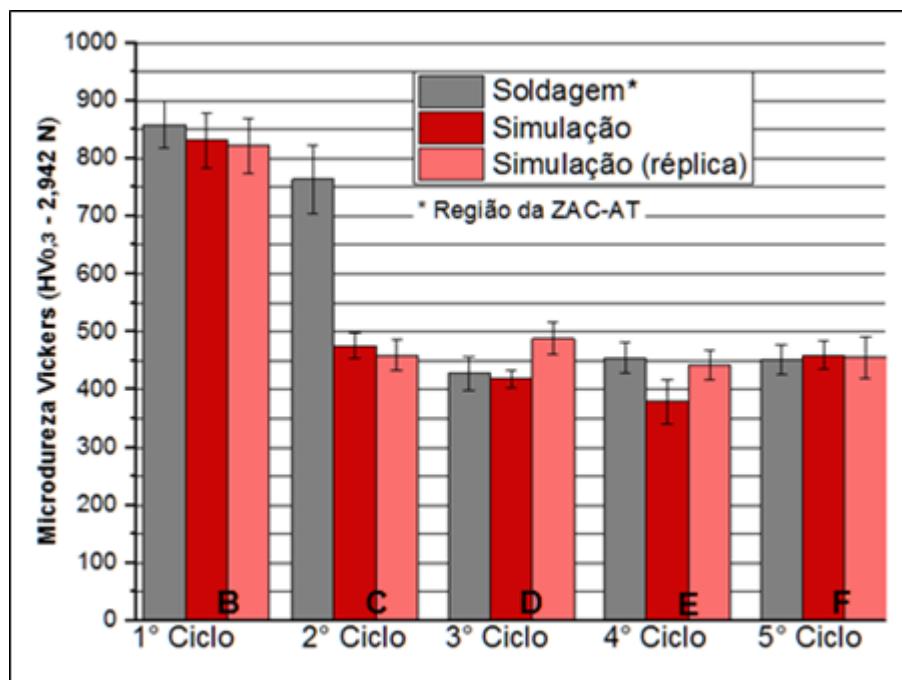


Figura 5.12 – Valores de microdureza média com intervalo de confiança de 95 % da ZAC de alta temperatura (Soldagem), e das amostras simuladas (B, C, D, E e F) conforme Tab. 5.2, com réplicas

Com diagrama CCT para o material semelhante ao utilizado neste trabalho, apresentado na Fig. 5.5, é possível obter uma estimativa da microdureza da matriz da ZAC do primeiro ciclo em função do resfriamento. Observa-se nesta figura que tanto na condição simulada como real a microdureza estimada fica em torno de 720 HV. Comparando com as microdurezas encontradas neste trabalho (Fig. 5.12) estas podem ser consideradas compatíveis tanto para a soldagem real (858 HV) como para a simulação (825 HV).

Como observado, no segundo passe, a região da ZAC-AT da soldagem permaneceu com dureza elevada após o segundo passe, a dureza da matriz ficou na média 763 HV, enquanto que a simulação ficou em torno de 467 HV. Como foi discutido no Capítulo IV, a real temperatura de pico do 2º passe de soldagem ficou comprometida devido ao tecimento da tocha, essa temperatura foi estimado e deveria estar em torno de 810 e 850 °C, nessa temperatura ocorre

uma re-austenitização do material e no resfriamento rápido levaria a formação de microconstituintes de alta dureza, permanecendo a ZAC simulada com alta dureza.

Baseado na estimativa da temperatura de pico foram realizadas duas novas simulações, apresentada na Tab. 5.5, onde a temperatura de 701 °C foi substituída por 850 °C (Temperatura de pico estimada). A amostra G simula uma condição onde o 2º ciclo atinge temperatura mais alta, e a amostra H simula o 3º ciclo.

Tabela 5.5 – Planejamento experimental da simulação com estimativa da temperatura do segundo ciclo

AMOSTRA	Temperaturas de picos para a simulação				
	1027 °C	850 °C	576 °C	422 °C	332 °C
G – Simula o 2º passe	X	X			
H – Simula o 3º passe	X	X	X		

A Tabela 5.6 mostra os valores de microdureza das amostras G e H, no Apêndice Tab. A.3 estão os valores de cada endentação. A Figura 5.13 mostra um comparativo entre os valores anteriores e o valor da microdureza da nova simulação (amostra G com réplica e a amostra H). Como já foi apresentado a microdureza da região da ZAC-AT do 2º passe soldagem ficou em 763 HV e a microdureza da amostra simulada no 2º ciclo (pico de 1027 °C/ 701 °C) foi de 453 HV. Com a nova simulação do 2º ciclo (pico de 1027 °C/ 850 °C) a microdureza ficou em 815 HV, resultado coerente com o 2º passe de soldagem, e a amostra H (1027 °C/850 °C/576 °C) reduziu a microdureza mesmo tendo no segundo ciclo tendo altos valores de microdureza, ficando com valores finais de microdureza semelhante com soldagem do 3º passe. Estes resultados mostram que o simulador consegue obter resultados de microdureza da matriz da ZAC semelhantes ao da soldagem, apesar da diferença nos tempos de resfriamento (Fig. 5.7).

Os resultados confirmam que vários ciclos térmicos impostos por subsequentes camadas de soldagem revinem parte da ZAC do primeiro ciclo térmico, e com isso diminuem a microdureza da matriz dessa região, confirmando a 1º hipótese.

Tabela 5.6 – Microdureza Vickers das novas simulações, conforme a Tab. 5.4, carga HV_{0,3} por 15 s

	Amostra G 1027°C/850°C	Amostra G (réplica) 1027°C/850°C	Amostra H 1027°C/850°C/576°C
Média	827,95	815,95	468,00
Desvio	65,87	76,76	50,19
I.C. 95%	29,62	33,64	24,59

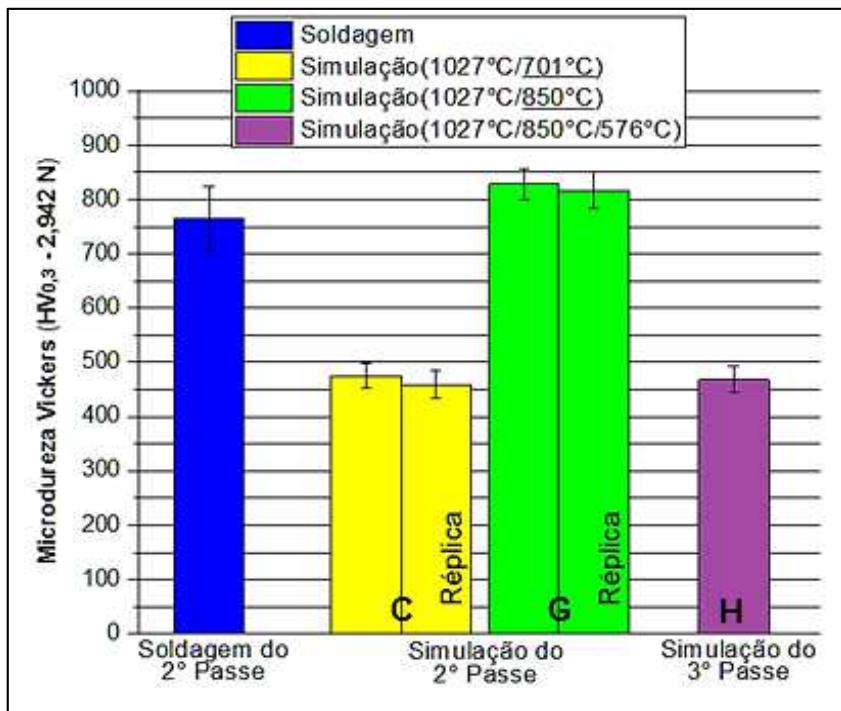


Figura 5.13 - Microdureza média com intervalo de confiança de 95 % da ZAC de alta temperatura (Soldagem) do 2º passe, das amostras simuladas com pico de 701 °C (amostra C) e 850 °C (amostra G) no 2º passe e uma simulação do 3º passe (amostra H)

5.2.2 Microestrutura da região simulada

A Figura 5.14 apresenta a microestrutura do ferro fundido nodular com uma matriz ferrítica/perlítica utilizada na construção das amostras para a simulação da região da ZAC. A microestrutura da Fig. 5.15 é correspondente à amostra B, que teve como simulação um pico de 1027 °C, simulando a ZAC-AT para o primeiro passe de soldagem. Verifica-se que a microestrutura é composta de nódulos de grafita rodeados de martensita, podendo ocorrer também a presença de austenita retida devido ao resfriamento rápido da amostra. Esta região ficou semelhante ao da soldagem real (primeiro passe da região da ZAC-AT apresentada na Fig. 4.2 do Cap. IV) tanto em termos de microestrutura como em termo de microdureza da matriz (média em torno de 820 HV). Estes resultados demonstram a viabilidade do simulador utilizado neste trabalho e confirmam a 1º hipótese.

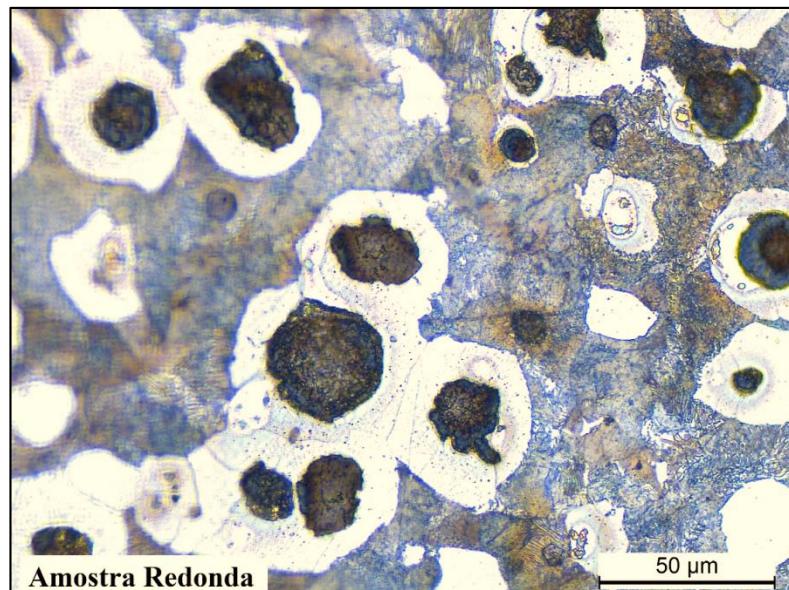


Figura 5.14 – Microestrutura da amostra A, metal de base (Ataque Nital 5 %)

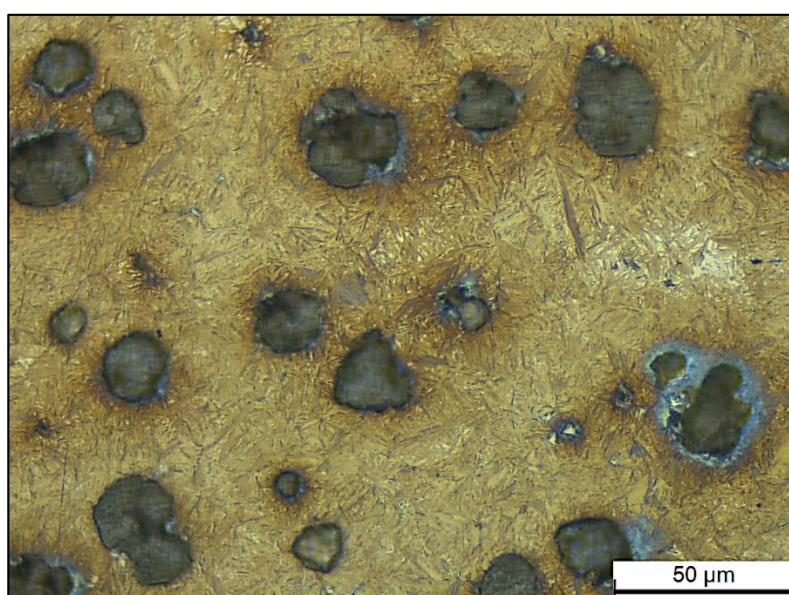


Figura 5.15 – Microestrutura da amostra B, simulando o 1º Passe (Temperatura de pico de 1027°C) (Ataque Nital 5 %)

A microestrutura da Fig. 5.16 é correspondente à amostra C, simulação com dois ciclos, primeiro a temperatura de pico a 1027 °C e o segundo ciclo a temperatura de 701 °C. Verifica-se que a microestrutura permanece martensítica, porém é uma martensita revenida (dureza média em torno de 475 HV, apresentado na Tab. 5.4), pois no segundo ciclo com a temperatura de pico a 701 °C não ocorreu a transformação austenítica.

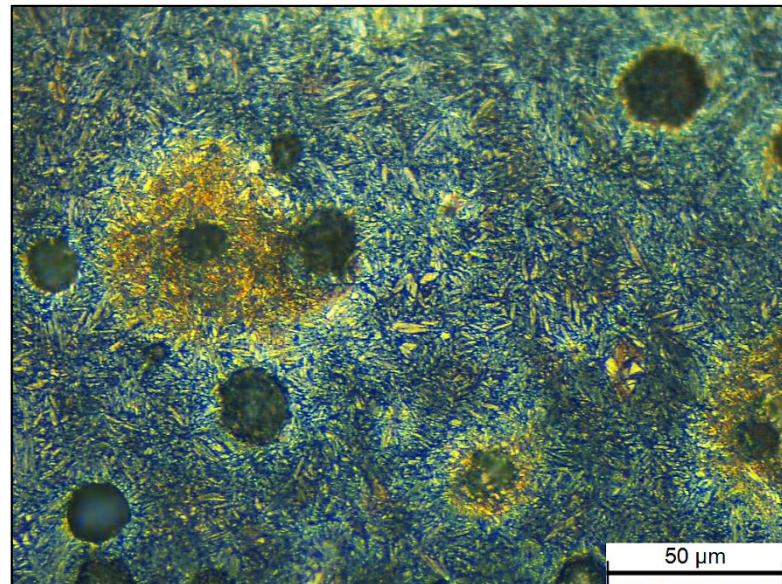


Figura 5.16 – Microestrutura da amostra C, simulando o 2º Passe (temperatura de pico a 1027 °C e 701 °C), Ataque Nital 5 %

A microestrutura das amostras D, E e F estão nas Figs. 5.17, 5.18 e 5.19 respectivamente. Todas essas microestruturas permanecem as mesmas, isto é, uma martensita revenida com dureza média geral de aproximadamente 460 HV (ver Tab. 5.4). Estes resultados estão semelhantes aos da soldagem real com a aplicação dos outros passes, verificado no Cap. IV.

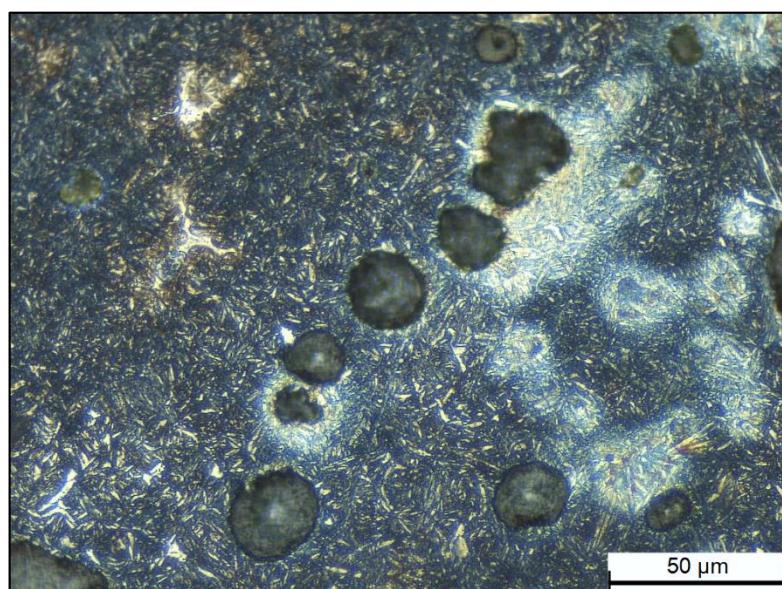


Figura 5.17 – Microestrutura da amostra D, simulando o 3º Passe (picos de 1027 °C, 701 °C e 576 °C), Ataque Nital 5 %

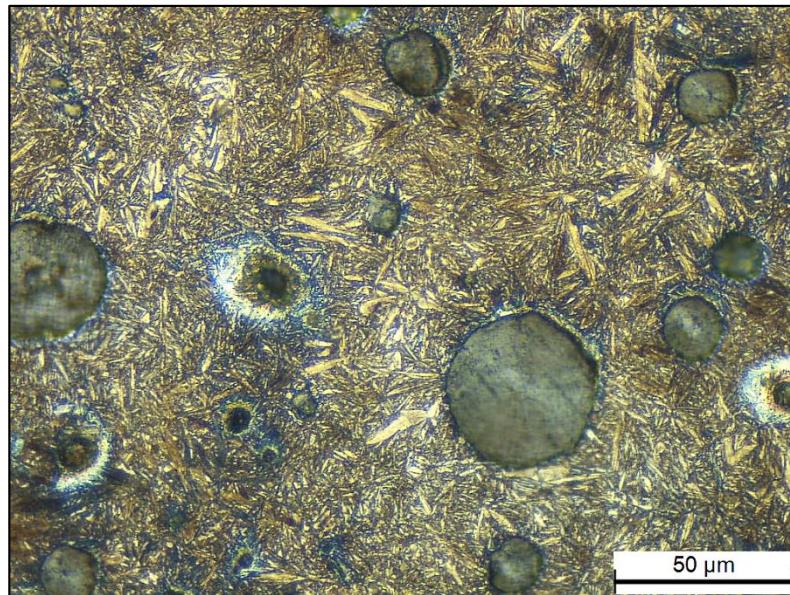


Figura 5.18 – Microestrutura da amostra E, simulando o 4º Passe (picos de 1027 °C, 701 °C, 576 °C e 422 °C) (Ataque Nital 5 %)

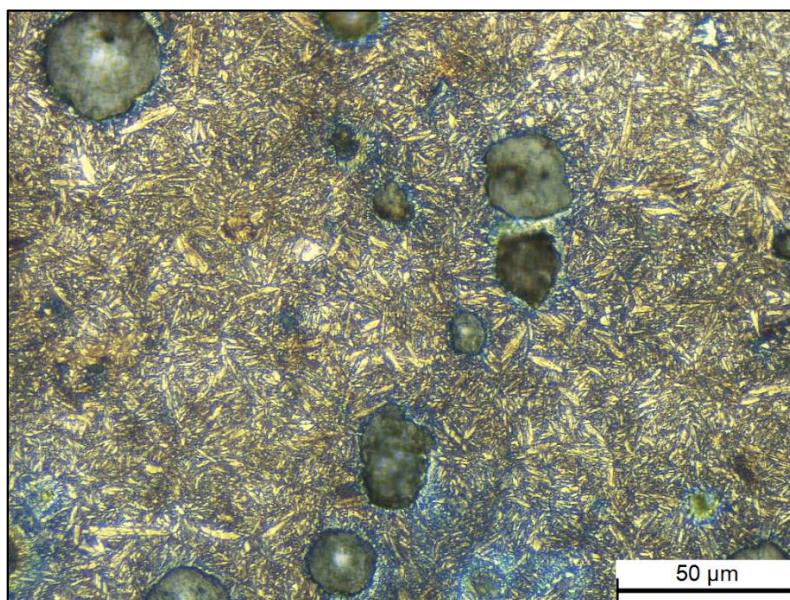


Figura 5.19 – Microestrutura da amostra F, simulando o 5º Passe (picos de 1027 °C, 701 °C, 576 °C, 422 °C e 332 °C), Ataque Nital 5 %

Com a simulação do segundo ciclo a uma temperatura maior (850 °C), ocorreu a esta temperatura a transformação em austenita, que durante o resfriamento rápido devido a simulação, transforma-se em martensita. Esta martensita é de alta dureza (ficou em média a 815 HV), próxima a do primeiro ciclo (1027 °C). A Fig. 5.20 apresenta esse resultado, mostrando que a simulação ficou semelhante ao da soldagem real (ZAC- AT) após a aplicação do segundo passe de soldagem (Fig. 4.27 do Cap. IV).

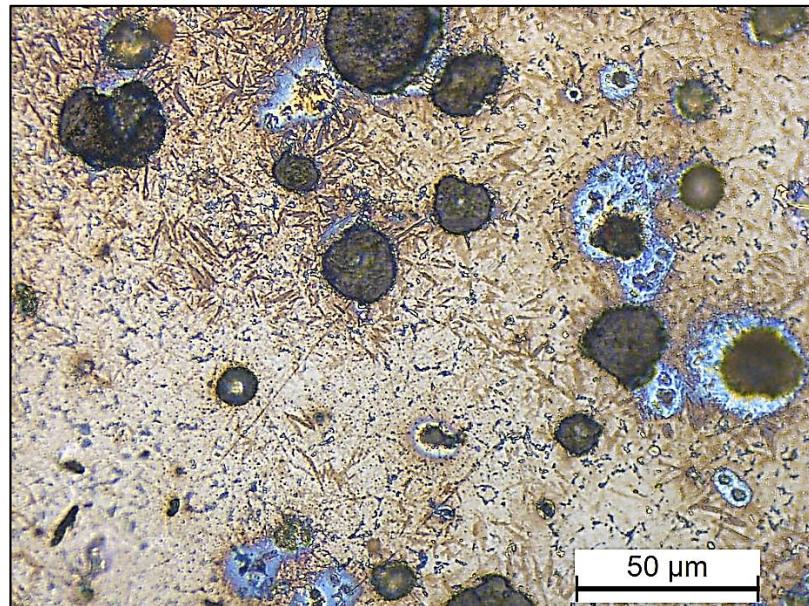


Figura 5.20 – Microestrutura da amostra G, simulando o 2º Passe (picos de 1027 °C e 850 °C), Ataque Nital 5 %

Com a aplicação do terceiro ciclo de simulação a temperatura de pico de 576 °C ocorre um revenimento da martensita, diminuindo a dureza para valores próximos a 468 HV (Fig. 5.21), resultados semelhantes ao encontrado no 3º passe da soldagem. Estes resultados mostram que o simulador utilizado neste trabalho é adequado para o propósito desta pesquisa.

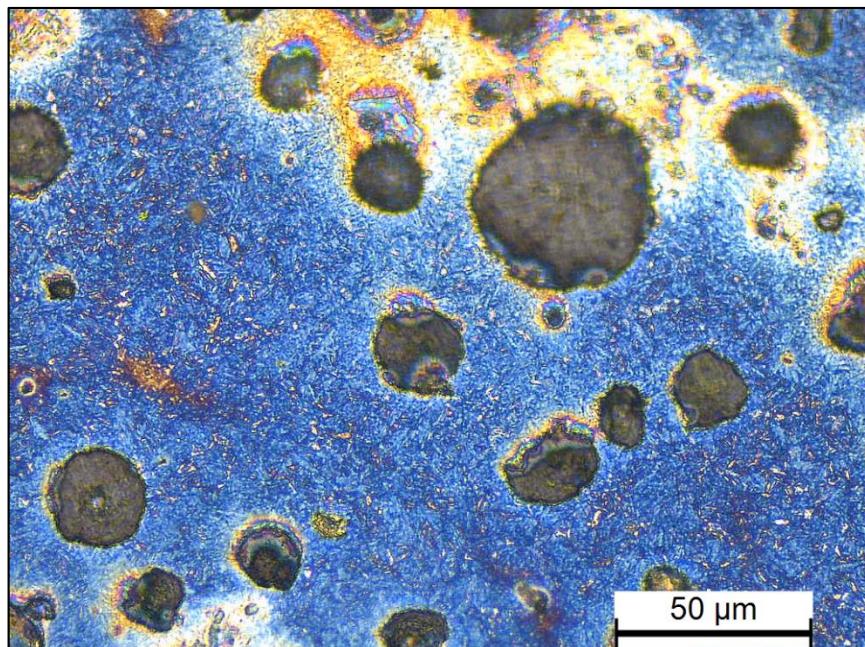


Figura 5.21 – Microestrutura da amostra H, simulando o 3º Passe (picos de 1027 °C, 850 °C e 576 °C) (Ataque Nital 5 %)

5.3 Ensaios simulando temperaturas de pré-aquecimento e de pós-aquecimento – Caso 2

Amaral (1989) cita que as alterações de microdureza e de microestrutura na ZAC e ZL só ocorrem se houver uma velocidade de resfriamento baixa. El-Banna, Nageda, El-Saadat (2000) citam que só é possível obter microestrutura de baixa microdureza nessa região com velocidade de resfriamento mais baixo, para isso, são necessários a utilização de pré-aquecimento e controle de interpasso e/ou pós-aquecimento com temperatura acima de 300°C.

Para testar a 2^a hipótese, de que a temperatura de pré-aquecimento e de pós-aquecimento (simulando uma condição de temperatura de interpasso sem o efeito dos picos) são suficientes para alterar a microestrutura da ZAC do 1° cordão, foram realizadas 5 simulações conforme a Tab. 5.7 (planejamento experimental deste item). A amostra ‘I’ simula uma soldagem sem temperatura de pós-aquecimento, isto é, uma réplica da condição B da Tab. 5.2, esta amostra será analisada para servir de referência microestrutural e de microdureza. As amostras J, K, L e M da Tab. 5.7 foram submetidas até o pico de 1027 °C resfriados até a temperatura de pós-aquecimento e mantida por um determinado tempo, e finalmente resfriados até a temperatura ambiente. A amostra ‘N’ foi submetida a um pré-aquecimento de 250 °C por 5 min, posteriormente a um pico de 1027 °C e resfriada até a temperatura ambiente.

Tabela 5.7 – Planejamento experimental com temperaturas de pré-aquecimento e pós-aquecimento

AMOSTRA	Temperaturas de Conservação		
	150 °C	250 °C	350 °C
I (réplica da condição B da Tab. 5.2)	-	-	-
J	X (5 min)		
K		X (5 Min)	
L		X (10 Min)	
M			X (5 min)
N (Pré-Aquecimento - 250 °C/5 min)	-	-	-

As Figuras de 5.22 a 5.26 mostram os ciclos térmicos impostos nas amostras J, K, L M e N, respectivamente. O controle da temperatura de interpasso foi realizado através do chaveamento do relé do simulador, controlado pelo LabView, respeitando uma faixa de 5 °C para mais e 5 °C para menos. É importante destacar que em função das limitações do equipamento utilizado (refrigeração por convecção natural dos blocos de alumínio) a simulação acima de 10 min à temperatura de 250°C e 5 min à temperatura de 350 °C foi o limite possível de realizar estes ensaios em função do superaquecimento dos cabos que ligam o bloco de alumínio ao transformador, sendo este o seu limite de utilização nestas condições de ensaios.

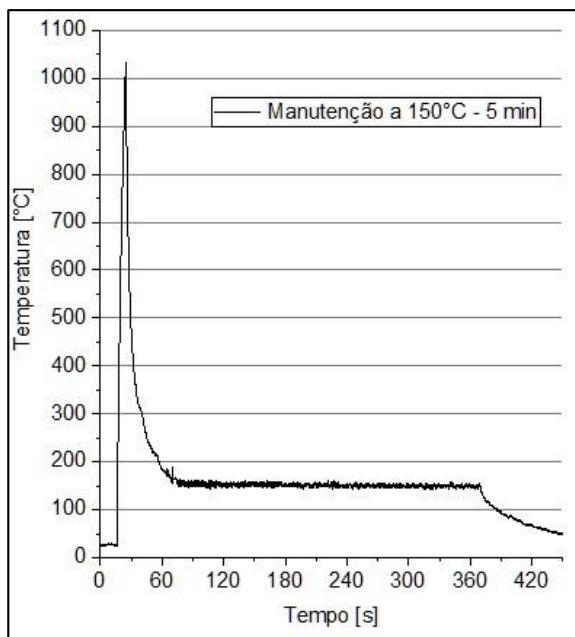


Figura 5.22 – Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 150 °C por 5 min (Amostra J)

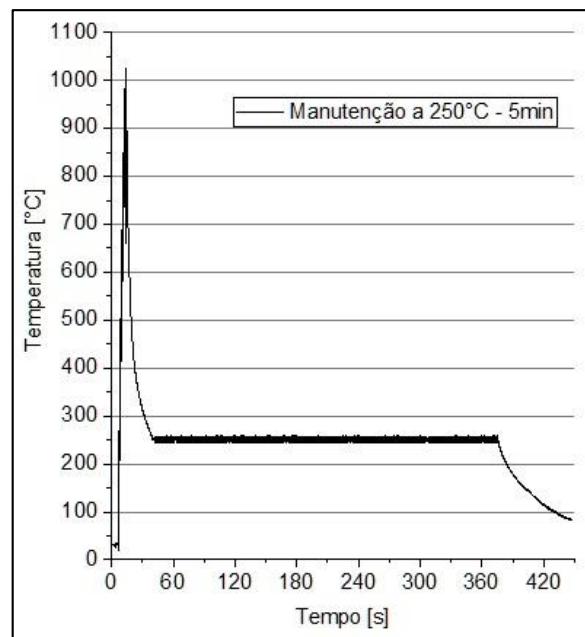


Figura 5.23 – Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 250 °C por 5 min (Amostra K)

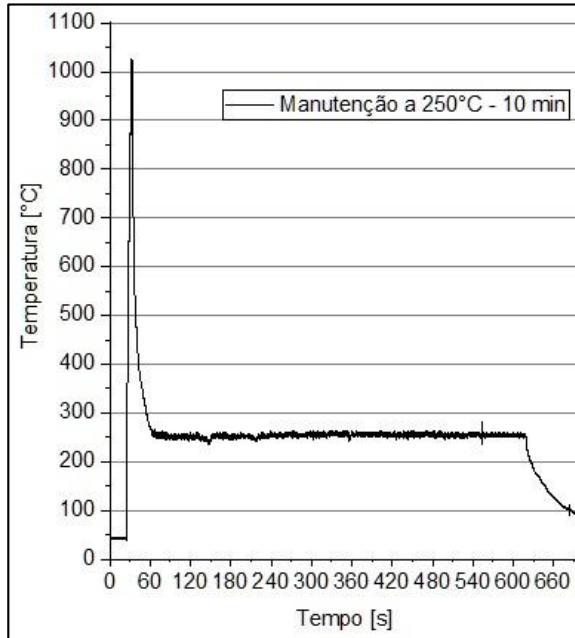


Figura 5.24 – Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 250 °C por 10 min (Amostra L)

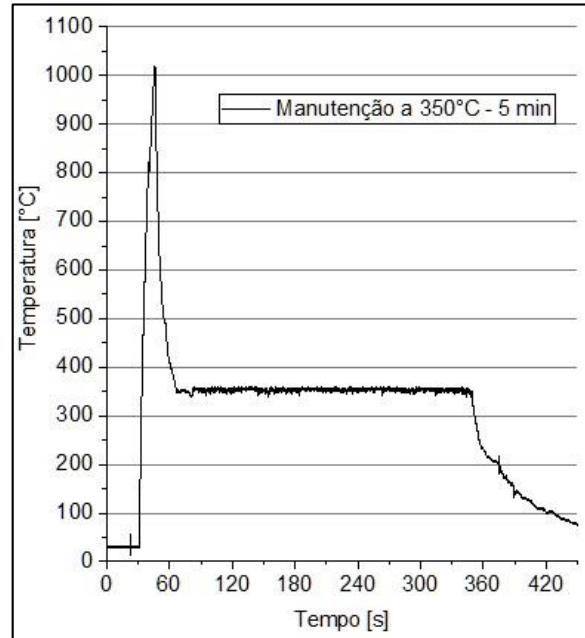


Figura 5.25 – Ciclo térmico simulando um pico de 1027 °C seguido de interpasse a 350 °C por 5 min (Amostra M)

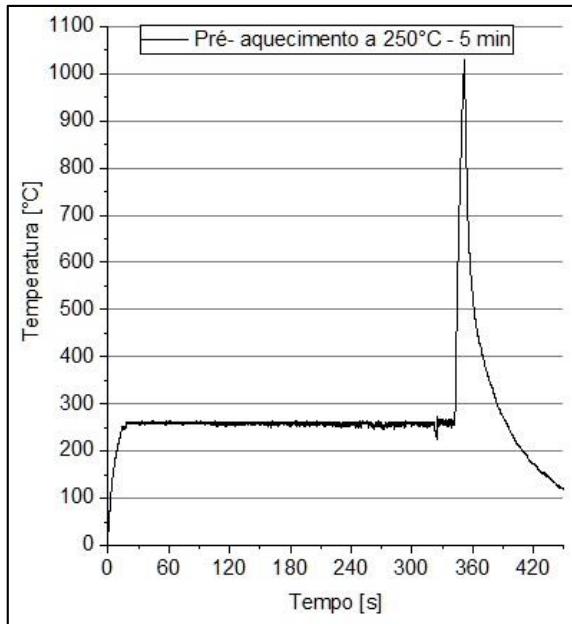


Figura 5.26 – Ciclo térmico simulando um pré-aquecimento de 250 °C por 5 min seguido de um pico a 1027 °C (Amostra N)

5.3.1 Ensaios de microdureza

Após a realização dos ensaios as amostras foram cortadas, conforme Fig. 5.10 e realizados as medidas de microdureza, conforme apresentado na Tab. 5.8 (Todas as endentações realizadas estão no Apêndice Tab. A.4).

Tabela 5.8 – Valores de microdureza média e de I.C. de 95 %, com carga de HV_{0,3} por 15 s

	sem interpasso	150°C/5min	250°C/5min	250°C/10min	350°C/5min	pré-250°C/5min
Média	735,50	790,67	639,67	708,69	488,33	770,80
I.C. 95%	37,14	52,19	53,95	35,87	55,59	49,53

A Figura 5.27 mostra os valores de microdureza encontrados nas amostras da Tab. 5.8, onde se observa que com um ciclo térmico sem a temperatura de pré-aquecimento (amostra 'I') a microdureza foi de 735 HV. As condições de simulação das amostras J, K, L ficaram com valores altos de microdureza, não sendo possível verificar uma influência significativa das condições de ensaios (temperatura de pós-aquecimento e tempo) no valor médio da microdureza da matriz em comparação com a Amostra I. Para a condição da Amostra M (temperatura de pico de 1027 °C seguido de manutenção a 350 °C por 5 min) a microdureza média ficou 488 HV (redução de 247 HV em relação a Amostra I), que se deve ao valor da temperatura de pós-aquecimento, que é acima da temperatura de início de formação da martensita (mf), conforme informações obtidas da Fig. 5.5 para um material semelhante ao utilizado neste trabalho.

Os resultados da amostra M confirmam até certo ponto, a 2^a hipótese. Com a manutenção da temperatura após o 1º ciclo é possível obter uma redução da microdureza, mas para tal, a temperatura de manutenção tem de ser acima da temperatura “mf” e por pelo menos 5 min.

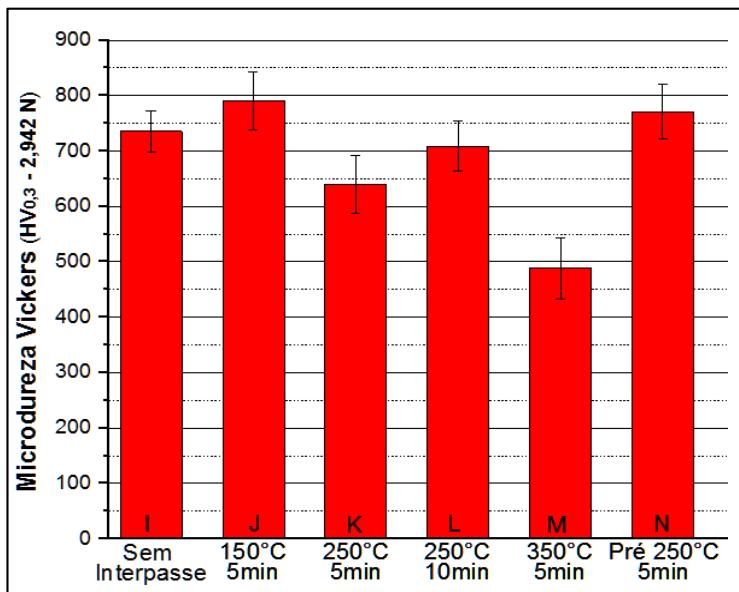


Figura 5.27 – Valores médios de microdureza (HV_{0,3}) com IC de 95 % das amostras da Tab. 5.8

O Ensaio N teve como objetivo verificar o efeito do pré-aquecimento no nível de microdureza da região da amostra ensaiada (simulação da ZAC), isto é, obter um resfriamento mais lento da ZAC. O tempo de resfriamento da amostra “N” entre as temperaturas de 1027 °C a 400 °C foi de 18,4 s e o tempo até a temperatura de 200 °C foi de 60,3 s. Para a amostra “I” o tempo entre 1027 °C e a temperatura de 200 °C ficou em 41,4 s, menor que a amostra “N”, diferença de 18,9 s, não sendo suficiente para ocorrer a formação de uma microestrutura diferente da martensita, isto é, de uma microestrutura mais macia na ZAC simulada.

É importante destacar que em uma junta soldada ou em um amanteigamento por soldagem de chapas (condição real de aplicação) com pré-aquecimento, o resfriamento é mais lento devido ao maior volume de material de uma junta, podendo assim ter uma condição adequada para obter uma microestrutura da ZAC mais macia, o que vai depender da espessura e temperatura de pré-aquecimento utilizado.

Porém, é importante lembrar que o maior problema da soldagem do ferro fundido nodular é a região da ZL-PF (parte fundida), alta dureza (ferro fundido branco), que só é possível minimizar o nível de dureza com tratamento térmico a alta temperatura por um longo período, o que é inviável dependendo do tamanho da peça a ser soldada ou revestida com o amanteigamento por uma liga de níquel. Pascual, Ferrer e Rayón (2009) recomenda para essa

situação (menor dureza da região soldada) o recozimento a temperatura de 850 °C por uma hora.

Para diminuir o nível de microdureza desta amostra propõe-se para trabalhos futuros manter a temperatura de pós-aquecimento por um período mais longo e um resfriamento lento no final, isto é, realizar uma austêmpera, o que não foi possível com o simulador utilizado nesta pesquisa (aquecimento excessivo das conexões).

5.3.2 Microestrutura da região simulada

A Figura 5.28 mostra a microestrutura da amostra 'I' (ciclo térmico sem pré-aquecimento e sem pós-aquecimento) e a Fig. 5.29 mostra a microestrutura da amostra M (interpasso 350 °C – 5min). Verifica-se uma diferença significativa em termos de microestrutura formada. Na amostra I têm-se nódulos de grafita, cementita, martensita e provavelmente austenita retida. Na Amostra M, percebe-se a presença de nódulos de grafita, cementita, martensita, perlita/bainita e austenita retida, resultado semelhante ao de Gumienny, Gietka, (2015) que são microconstituintes mais macios, portanto confirmam a 2^a hipótese, porém com altas temperaturas de interpasso.

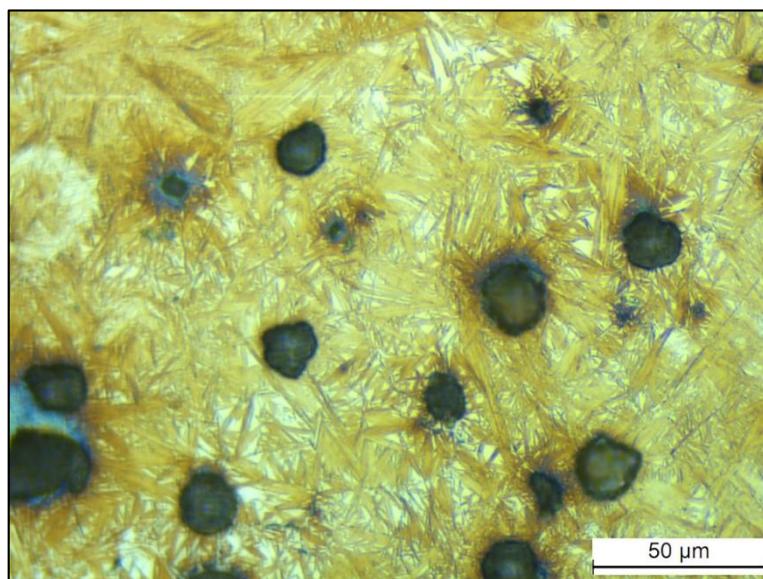


Figura 5.28 – Microestrutura da amostra 'I' (sem pré e pós-aquecimento) (Ataque Nital 5 %)

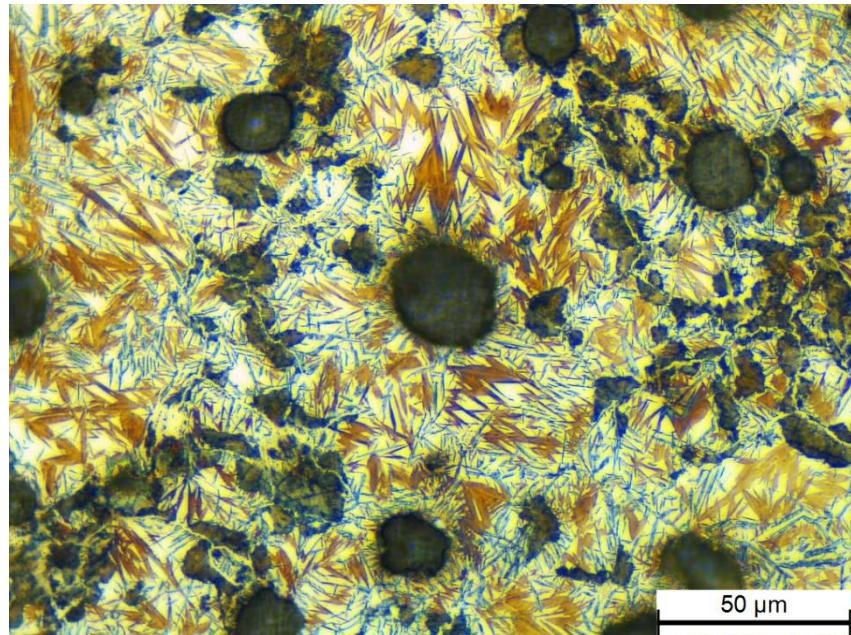


Figura 5.29 - Microestrutura da mostra 'M' (manutenção à 350 °C por 5 minutos) (Ataque Nital 5 %)

5.4 Ensaios simulando temperaturas de pré-aquecimento e de pós-aquecimento com temperatura de interpasse entre os ciclos– Caso 3

Essa simulação visa mesclar os dois efeitos estudados anteriormente, isto é, realizar vários picos, simulando uma condição soldagem multcamada com temperatura de interpasse e avaliar qual efeito se destaca, se é o revenimento da martensita ou a decomposição da austenita em perlita/bainita.

Para simular a condição anteriormente citada, foram realizadas 2 simulações conforme a Tab. 5.9 (planejamento experimental deste item). A amostra 'O' simula uma soldagem sem pré-aquecimento, que foi submetida aos picos de 1027, 850, 576 e 422 °C com temperatura de interpasse entre cada ciclo de 300 °C por aproximadamente 1 min, na sequencia um pós-aquecimento a 300 °C por 1 min, por fim resfriada até a temperatura ambiente. A amostra 'P' simula uma soldagem com pré-aquecimento a 300 °C por 4 min, seguida de picos de 1027, 850, 576 e 422 °C com temperatura de interpasse entre os ciclos de 300 °C por aproximadamente 1 min, e na sequencia um pós-aquecimento a 300 °C por aproximadamente 1 min, por fim resfriada até a temperatura ambiente. O 5º ciclo não foi realizado devido a temperatura de pico (322 °C) ser muito próxima da temperatura de interpasse, o que seria indiferente.

Tabela 5.9 – Planejamento experimental com temperaturas de pré-aquecimento e pós-aquecimento e interpasso

AMOSTRA	Pré-Aquecimento	Temp. de interpasso entre os picos	Pós-Aquecimento
	300 °C - 4min	300 °C - 1min	300 °C - 1min
O		X	X
P	X	X	X

As Figuras de 5.30 e 5.31 mostram os ciclos térmicos impostos nas amostras O e P respectivamente. O controle da temperatura de interpasso foi realizado através do chaveamento do relé do simulador, controlado pelo LabView, respeitando uma faixa de 5 °C para mais e 5 °C para menos.

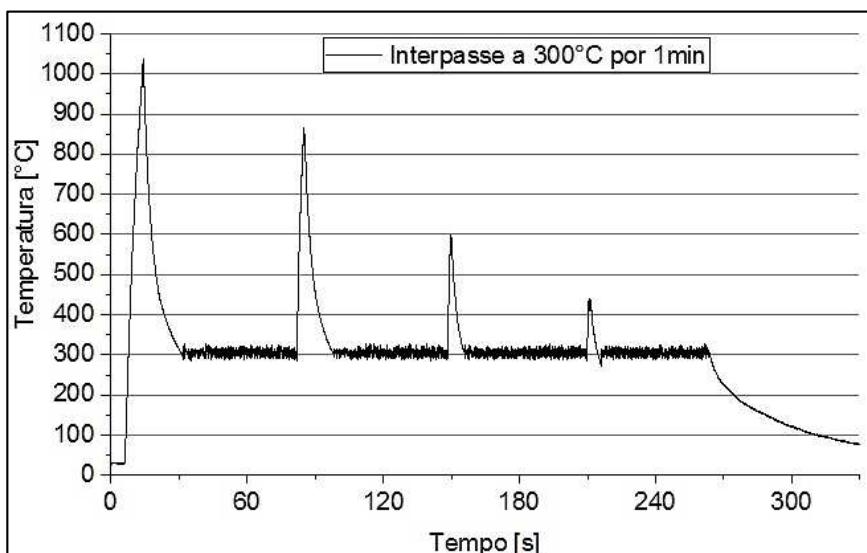


Figura 5.30 - Ciclo térmico simulando 4 picos (1027, 850, 576 e 422 °C) com interpasso a 300 °C por aproximadamente 1 min e pós-aquecimento de 300 °C por 1 min (Amostra O)

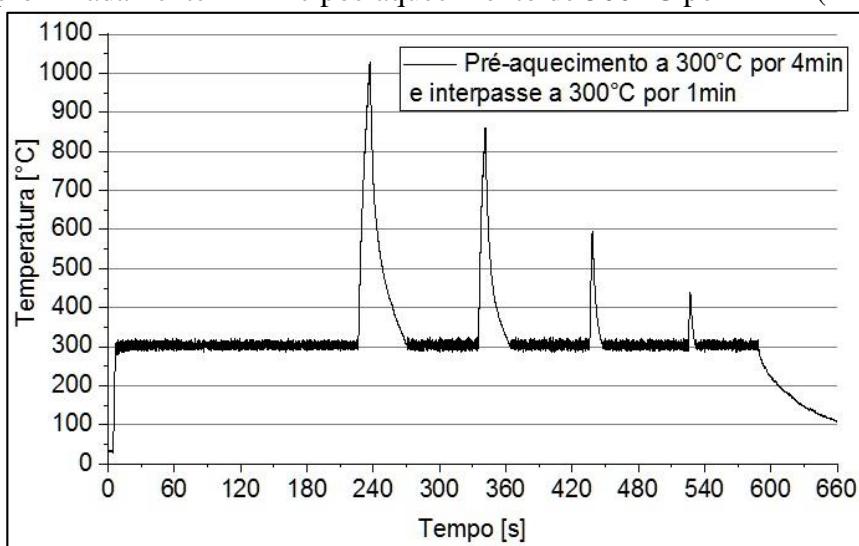


Figura 5.31 - Ciclo térmico simulando um pré-aquecimento de 300 °C por 4 min seguido de 4 picos (1027, 850, 576 e 422 °C) com interpasso a 300 °C por aproximadamente 1 min (Amostra P)

Como era de se esperar, a amostra que foi submetida ao pré-aquecimento teve no 1º ciclo reduções significativas no resfriamento e ficou mais tempo acima de 700 °C em comparação com a amostra que não foi submetida ao pré-aquecimento. A Tab. 5.10 mostra o comparativo entre essas duas amostras.

Tabela 5.10 – Comparativo entre o ciclo térmico sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento

PARÂMETRO	Sem Pré-Aq.	Com Pré-Aq.
Tempo acima de 700 °C	5,98 s	9,72 s
Tempo de resfriamento de 800 °C a 400 °C	7,7 s	19,4 s
Tempo de resfriamento de 1027 °C a 300 °C	17,2 s	33,5 s

5.4.1 Ensaios de microdureza

A Tabela 5.11 apresenta os valores médios de microdureza e seus desvios (intervalo de confiança de 95 %). A amostra (P) que foi submetida ao pré-aquecimento obteve microconstituintes ligeiramente mais macios se comparados com a amostra (O) sem o pré-aquecimento. A Figura 5.32 mostra na forma gráfica os resultados apresentados na Tab. 5.11.

Tabela 5.11 - Microdureza Vickers, carga HV_{0,3} por 15 s

	Média	Desvio	I.C. 95%							
Sem Pré-Aq.	492	584	393	570	413	440	556	492,6	78,9	58,5
Com Pré-Aq.	481	460	478	492	383	420	431	449,3	39,5	29,3

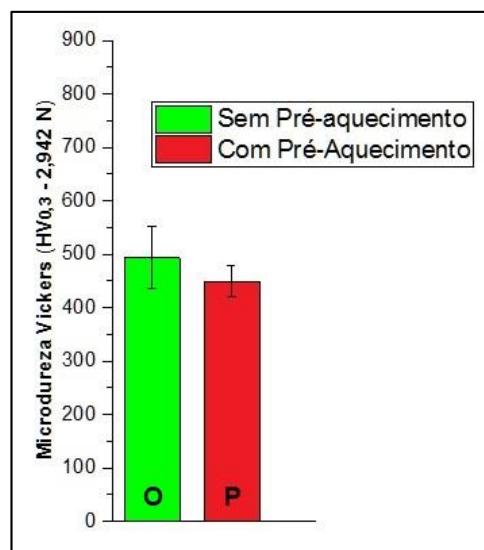


Figura 5.32 – Microdureza Vickers da amostra O (Sem pré-aquecimento) e P (Com pré-aquecimento)

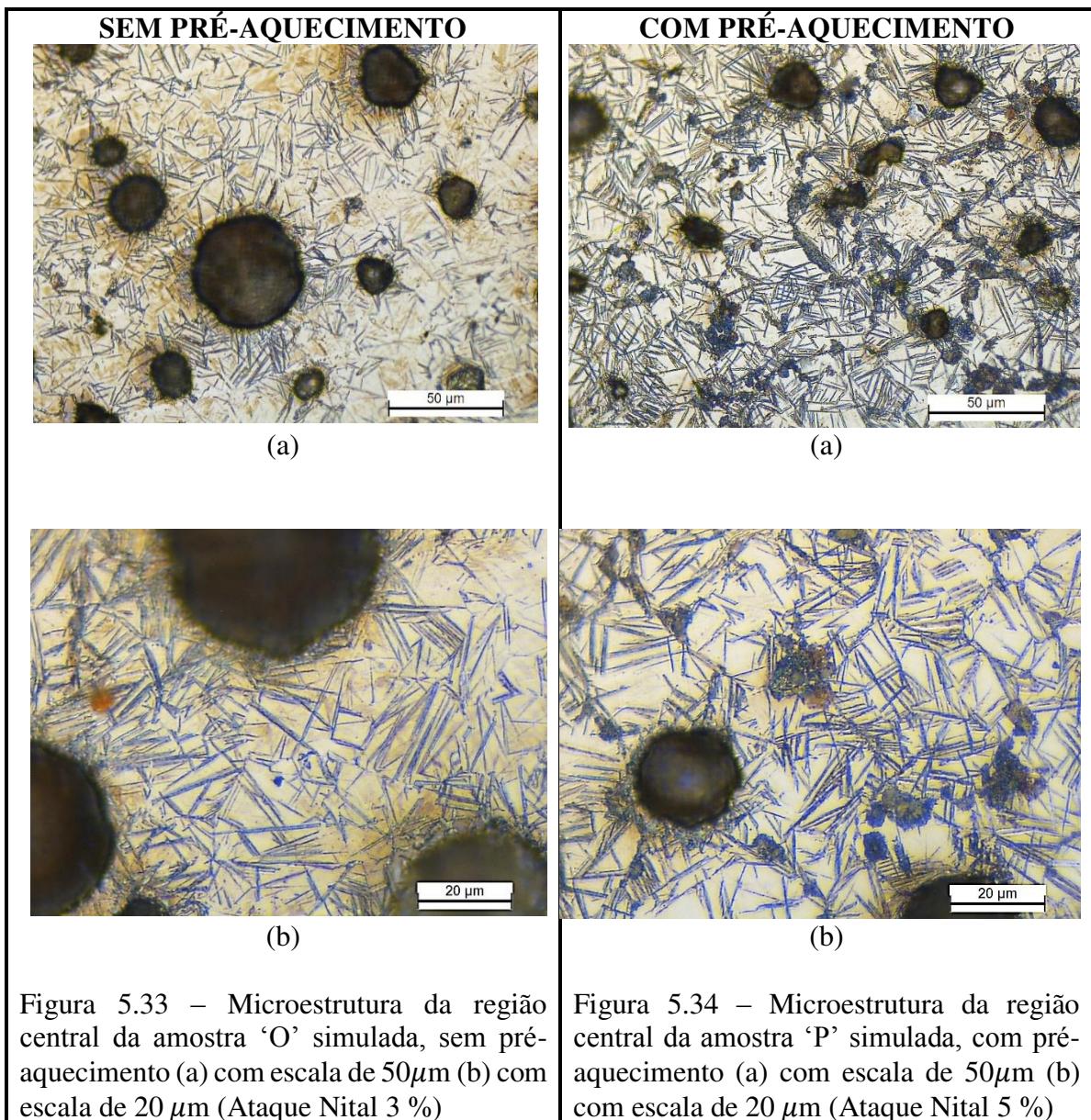
Comparando a microdureza das amostras ‘O’ (sem pré-aquecimento) e ‘P’ (com pré-aquecimento) com o da amostra F do caso 1 (item 5.2.1), no qual a amostra foi submetida 5

ciclos sem temperatura de pré-aquecimento e de interpasso, observa-se que nas três situações houve redução da microdureza, que ao final dos ciclos aplicados ficaram com valores entre 450 e 500 HV. Isto demonstra que a aplicação de pré-aquecimento e/ou de interpasso, nas condições deste trabalho, não surtiu efeito diferente do tratamento térmico que é submetido a ZAC do 1º passe quando da aplicação de mais de duas camadas, isto é, o efeito nos valores médios das microdurezas são semelhantes.

5.4.2 Microestrutura da região simulada

As microestruturas apresentadas nas Figs. 5.33(a) e (b) são da amostra ‘O’ (sem pré-aquecimento) e as apresentadas nas Figs. 5.34(a) e (b) são da amostra ‘P’ (com pré-aquecimento à 300 °C por 4 min). Pode-se notar que ambos os casos tiveram microestrutura semelhantes, isto é, nódulos de grafite com finas agulhas de bainita, resultado muito semelhante devido ao efeito da manutenção da temperatura (2ª hipótese). Percebe-se que o tamanho dos nódulos de grafite diminuiu com a aplicação do pré-aquecimento. O tempo de ensaio com temperatura acima de 300 °C foi o dobro do ensaio sem pré-aquecimento, o que contribuiu para a difusão do carbono dos nódulos para a matriz.

Percebe-se com a realização dos ensaios com temperatura de interpasso e/ou pré-aquecimento acima de 300 °C, caso das amostras M, O e P, que a quantidade de martensita formada diminuiu, levando à formação de outras microestruturas, como a bainita e outras, sendo assim o efeito que mais se destacou foi o da manutenção da temperatura acima de 300 °C. Para trabalhos futuros recomenda-se realizar novos ensaios com temperatura de interpasso acima de 300 °C variando o tempo de ensaio, isto é, o tempo de interpasso, e analisar em detalhes as microestruturas formadas e associar aos valores de microdureza da região da ZAC-AT.



CAPÍTULO VI

CONSTRUÇÃO DE UMA MATRIZ DE DOBRAMENTO VIA MASA

Técnicas de customização geométrica e/ou reparo de moldes e matrizes, sem a necessidade de substituição total das mesmas, são de grande interesse da indústria de conformação mecânica. Este capítulo tem como objetivo mostrar a potencialidade de fabricar uma geometria via Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco (MASA) sobre um substrato de ferro fundido, com finalidade de simular uma customização geométrica de um molde de ferro fundido nodular. Para isto, pré-formas prismáticas de aço baixo carbono (AWS E70S-6) foram depositadas sobre ferro fundido nodular com o processo GMAW. Para obter interligação livre de defeitos entre o ferro fundido e o aço depositaram-se duas camadas intermediária de 60Ni40Fe (AWS A5.15). Os resultados mostraram que é possível fabricar via MASA pré-formas livres de defeito e com ótima regularidade e tolerância geométrica/dimensional. A partir dessa pré-forma fez-se duas peças: (a) Matriz ‘U’ e (b) Punção. Por fim realizou-se alguns ensaios de dobramentos com chapas de Aço Inox Ferrítico e Austenítico e chapas de Aço Carbono.

6.1 Projeto

A partir de ensaios de dobramento realizados em juntas soldada, projetou-se uma Matriz e um Punção como mostra a montagem em perspectiva na Fig. 6.1. A Figura 6.2 mostra o desenho técnico da Matriz e do Punção com suas dimensões em milímetros.

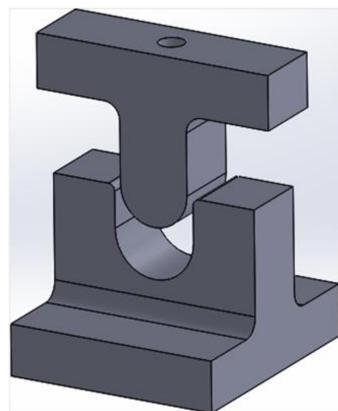


Figura 6.1 – Perspectiva do desenho da Matriz em ‘U’ e do Punção

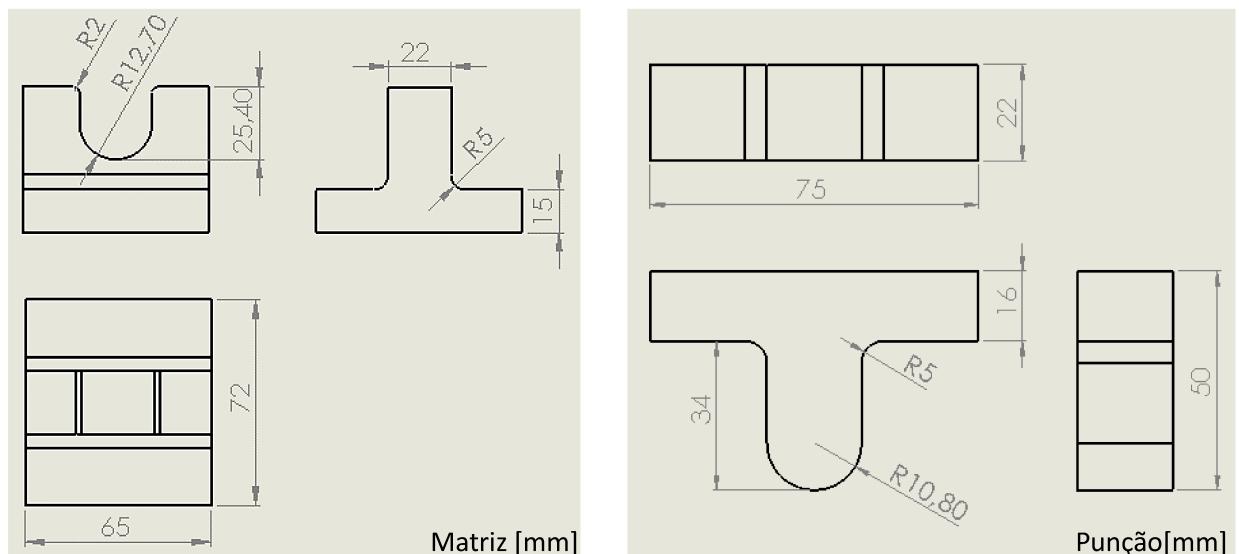


Figura 6.2 – Desenho técnico da Matriz e do Punção

6.2 Fabricação via Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco - MASA

Para a fabricação da pré-forma utilizou-se como substrato a chapa de Ferro Fundido Nodular (ver Cap. III Sec. 3.1), inicialmente realizou-se duas camadas de amanteigamento com o arame de níquel-ferro UTP A 8051 Ti (60Ni40Fe). As condições de soldagem, condições de tecimento, arame e gás foram as mesmas apresentadas neste trabalho (ver Tab. 4.2 do Cap. IV). Posteriormente a camada de amanteigamento foi usinada afim de plainar a superfície para a deposição das camadas de aço. Por fim foram depositadas 16 camadas com 5 cordões cada, totalizando 80 cordões com o arame AWS E70S-6, sem tecimento com condições de soldagem na Tab. 6.1 abaixo.

Tabela 6.1 - Condições de Soldagem para a deposição da geometria prismática

Corrente (A)	165
Tensão (v)	19
DBCP (mm)	15
Velocidade de alimentação (m/min)	3,5
Velocidade de soldagem (cm/min)	40
Gás de proteção	Ar-25 %CO2
Vazão (l/min)	15
Temperatura de interpasso (°C)	80 - 100

6.2.1 Amanteigamento

Antes da aplicação da camada de amanteigamento sobre o ferro fundido, realizou-se ensaios com o objetivo de obter uma sobreposição de camadas de forma a ter uma condição adequada de aplicação do amanteigamento. A melhor condição foi uma sobreposição de 30 % sobre a camada lateral anterior.

Depositou-se na 1º Camada de amanteigamento 4 cordões laterais sequenciais, e para que houvesse boa concordância dos cordões da 2º camada com a 1º, depositaram-se na 2º camada 3 cordões laterais alternados, a Fig. 6.3 ilustra as duas camadas de amanteigamento.

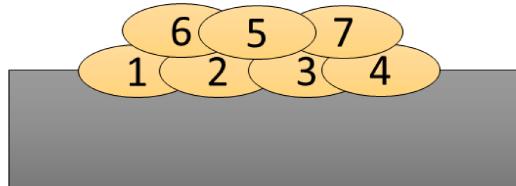


Figura 6.3 - Ilustração das duas camadas de amanteigamento enumeradas na ordem de deposição

6.2.2 Pré-forma

Depositou-se sobre a camada amanteigada 16 camadas de aço, cada uma composta de 5 cordões laterais alternados, com sobreposição lateral entre os passes de 35 %. A Figura 6.4 ilustra a pré-forma.

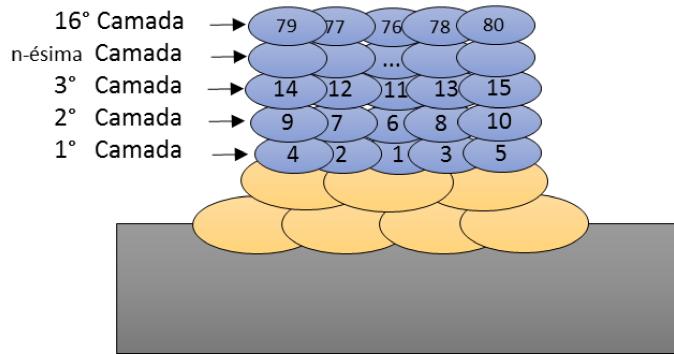


Figura 6.4 - Ilustração das 16 camadas de aço enumeradas na ordem de deposição

Após a deposição de duas camadas de amanteigamento e 16 camadas de aço, o resultado foi uma pré-forma livre de defeitos superficiais, com ótimo acabamento e regularidade geométrica-dimensional, conforme ilustrado na Fig. 6.5.



Figura 6.5 - Perspectiva do perfil fabricado com duas camadas de amanteigamento e 16 camadas de aço

As análises de microestruturas e de microturezas da interface do ferro fundido nodular com a camada de amanteigamento foi realizada no capítulo IV deste trabalho, sendo realizado neste capítulo o aspecto da interface entre o amanteigamento e a camada de aço depositada por soldagem (eletrodo AWS E70S-6).

A Figura 6.6 (A, B e C) apresentam as micrografias da região entre o amanteigamento (liga de níquel) e o aço (AWS E70S-6) depositadas por soldagem. Na 1º primeira camada de aço (Fig. 6.6 (A)) percebe-se uma microestrutura totalmente austenítica, que ocorre devido à presença de alto teores de níquel, elemento que estabiliza a austenita até a temperatura ambiente, tendo assim um aspecto branco em função do ataque utilizado para revelar a microestrutura (estrutura austenítica). Na 2º camada de aço, parte mais escura devido ao menor teor de níquel, verifica-se uma região misturada (escura e branca) entre o aço carbono

depositado e a estrutura austenítica. Da terceira camada em diante é verificado o aspecto comum da zona fundida depositada pelo metal de adição (AWS E70S-6), isto é, com grão colunares direcionado para o centro do cordão de solda. Foi possível verificar no microscópio ótico a presença de ferrita de contorno de grão, ferrita com segunda fase alinhada, ferrita com segunda fase não alinhada e agregado de ferrita e carbonetos.

No primeiro cordão de solda depositado sobre a camada amanteigada com o aço, microestrutura austenítica, percebe alguns pontos escuros que podem ser grafita/cementita, apresentada na Fig. 6.6(a). A Tabela 6.2 e Fig. 6.7(a) apresentam as medidas de microdureza da 2° camadas de amanteigamento e das 3 primeiras camadas de aço. Verifica-se que existe uma queda de dureza em relação ao amanteigamento e a primeira camada de aço (em torno de 76 HV). Este fato está provavelmente relacionado aos elementos de liga presentes na zona fundida em solução sólida, que segundo DuPont, Lippold e Kiser (2009) alteram a dureza do material. Com isso, para o melhor entendimento é necessária uma análise mais detalhada dessa região, ficando isso como sugestão para trabalhos futuros.

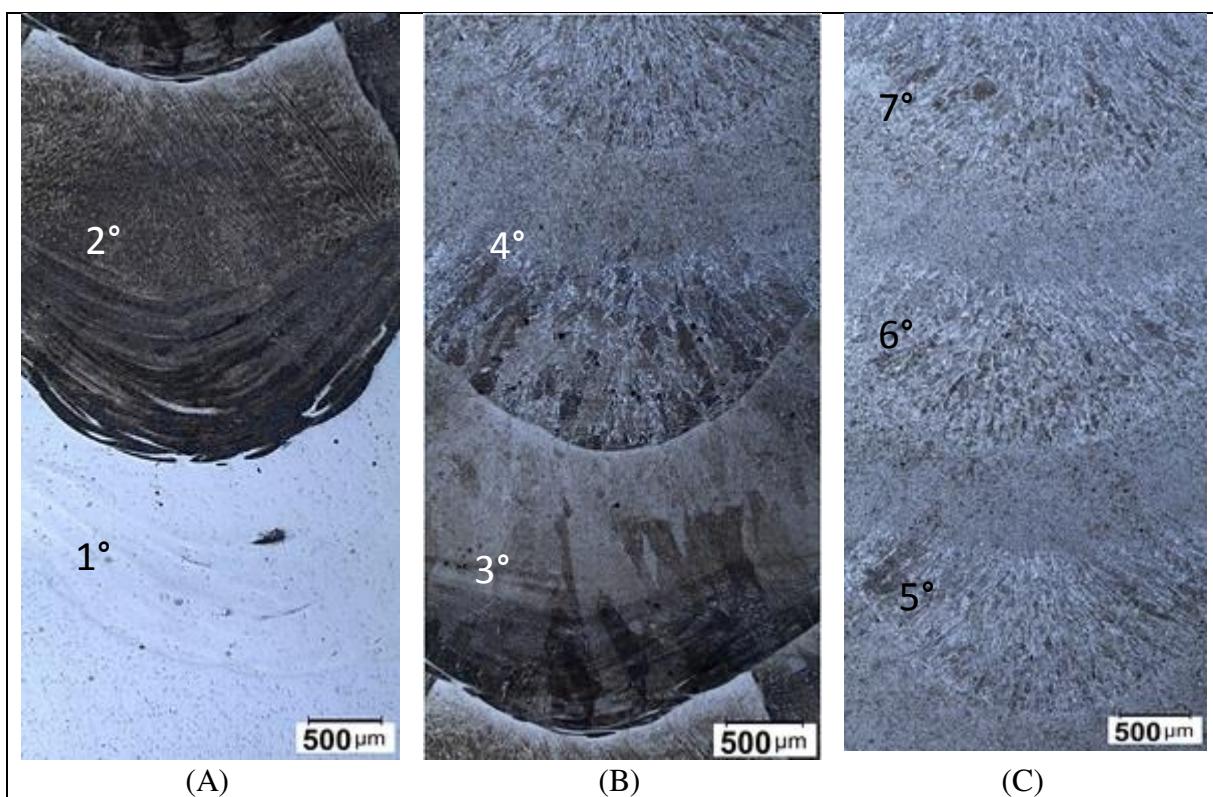


Figura 6.6 – (A) Micrografia da região entre o amanteigamento e as duas primeiras camadas de aço; (B) micrografia da terceira e quarta camada de aço; (C) micrografia da quinta e sexta camada de aço (Ataque 3 % Nital)

Tabela 6.2 – Valores de microdureza

Região	Microdureza Vickers (HV _{0,3})										Média	Desvio
Níquel	292	292	315	315	297	315	233	321	322	321	302,30	27,11
1º Camada de aço	211	202	205	264	251						226,60	28,76
2º Camada de Aço	362	362	339	324	362	356					350,83	15,88
3º Camada de Aço	328	345	305	330	356	328	345				333,86	16,61
Interface - Austenítica	238	228	235								233,67	5,13
Interface - Ferrítica	322	313	332								322,33	9,50

Com a aplicação da segunda camada de aço verifica-se na Fig. 6.6(a) uma mudança na microestrutura, passando a ocorrer também a ferrita/perlita (Fig. 6.8). A dureza dessa região aumentou em relação a primeira camada, ficando em média 350 HV. A Figura 6.7(b) mostra a dureza da interface entre a primeira e a segunda camada de aço, mostrando a diferença de dureza entre elas, quanto maior a quantidade de ferro maior foi a dureza encontrada, ficando com valores acima da camada de amanteigamento (Liga de níquel). É importante destacar que essa região necessita de um melhor entendimento em termos de microestrutura e de resistência mecânica para a sua aplicação onde envolve esforços mecânicos, como na construção e/ou customização de moldes e matrizes de ferro fundido nodular pela técnica MASA.

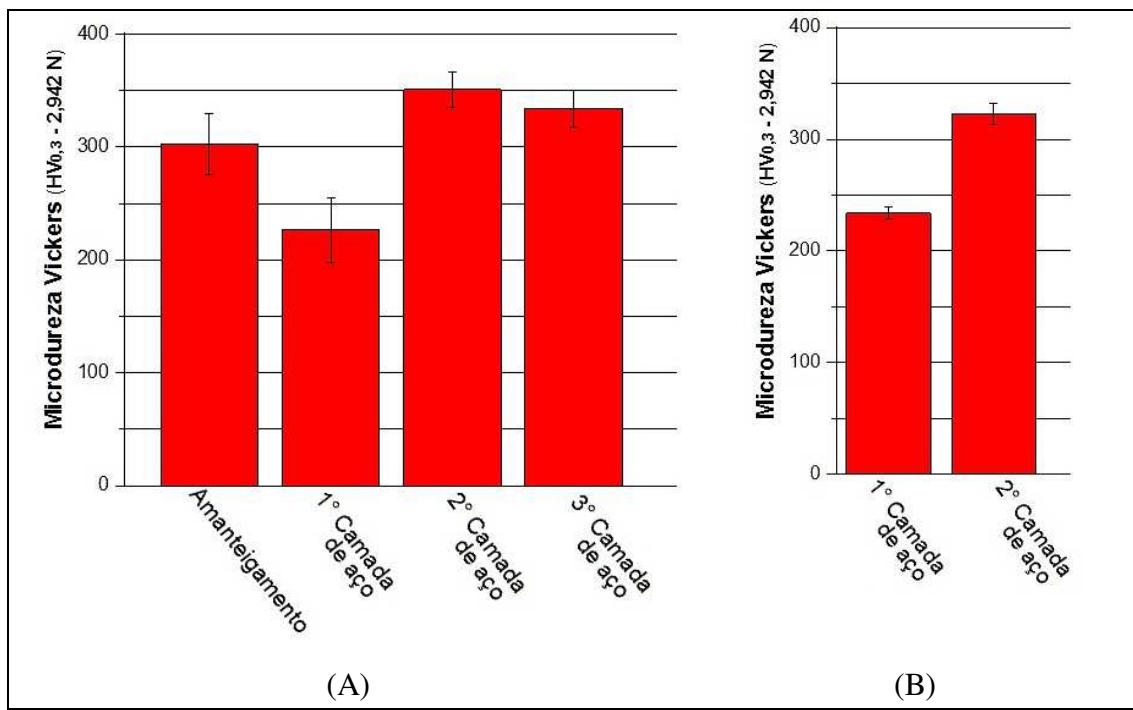


Figura 6.7 – (A) Microdureza média; (B) Interface da 1º Camada de aço (Austenítica) e 2º Camada de Aço (Ferrítica)

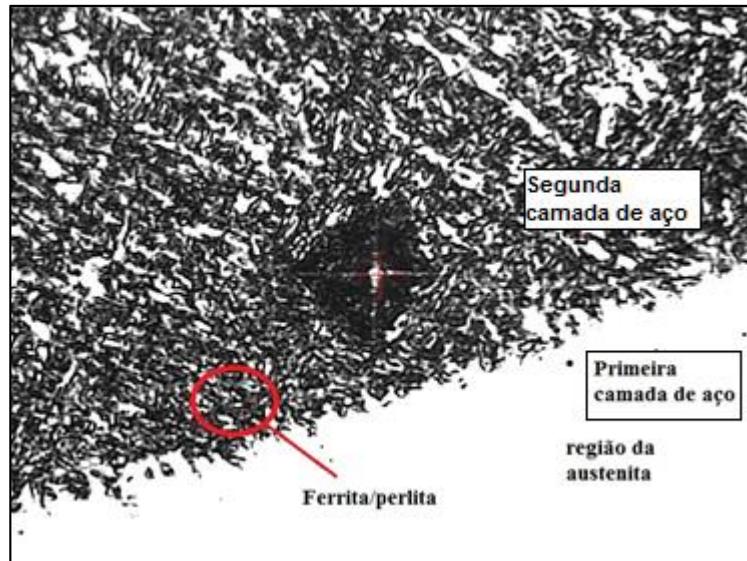


Figura 6.8 – Interface entre a primeira e a segunda camada de aço E70S-6 (Ataque 3 % Nital)

6.3 Usinagem da Matriz e do Punção

O perfil fabricado foi seccionado em duas partes, que foram então usinadas dando origem a Matriz e o Punção como mostra a Fig. 6.9. A Figura 6.10 mostra o posicionamento das duas peças para o ensaio de dobramento.

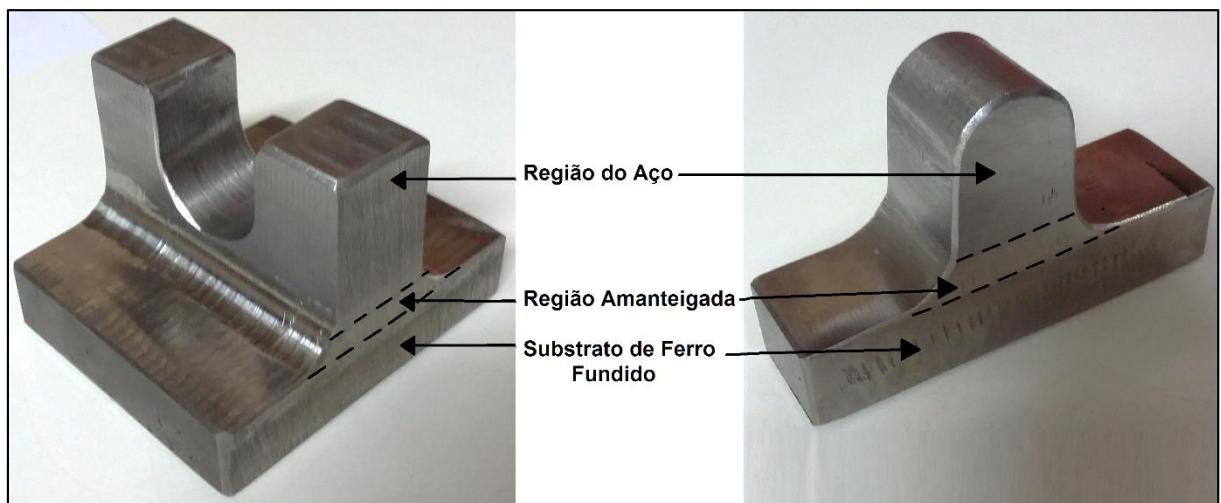


Figura 6.9 – Matriz (esq.) e punção (dir.) com as indicações de cada região

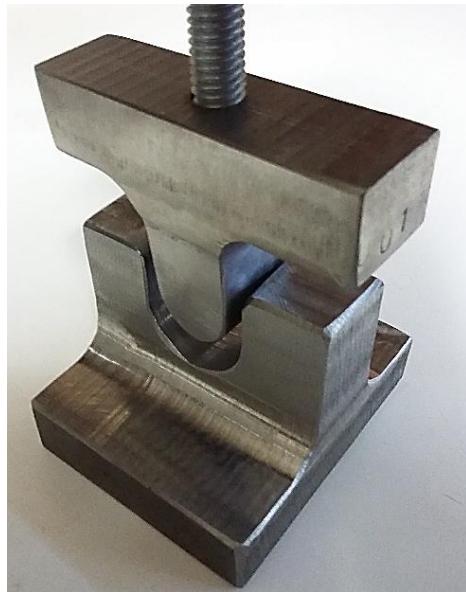


Figura 6.10 – Posicionamento do punção e da matriz para os ensaios de dobramento

6.4 Ensaios de dobramento

Para os ensaios de dobramento utilizou-se 18 tiras de três materiais distintos: Aço Inox Ferrítico UNS 43932; Aço Inox Austenítico 304; e Aço Carbono 1020 galvanizado, a Tab. 6.3 mostra a composição química e as dimensões de cada tira.

Tabela 6.3 – Composição química e dimensões de cada tira

Aço Inox Ferrítico UNS 43932 *					
Cr	C	N	Ti	S	Nb
17,050	0,011	0,013	0,2	0,002	0,190
Aço Inox Austenítico 304 **					
Cr	C	Ni	Mn	Si	Dimensões [mm]
18,0 - 20,0	0,08	8,0 - 11,0	2,0 máx.	1,0 máx.	65,0 x 21,0 x 2,0
Aço Carbono ABNT 1020					
C	Mn	P	S	Dimensões [mm]	
0,18 – 0,23	0,30 – 0,60	0,040 máx.	0,050 máx.	65,0 x 21,0 x 1,2	

* ArcelorMittal

** Chiaverini, F. *Aços e Ferros Fundidos*. 4ed. ABM, São Paulo, 1977, p.309-344

A matriz e o punção foram alinhados e fixados em uma prensa hidráulica de laboratório de 11 toneladas conforme mostra a Fig. 6.11, a carga se dá através da alavanca manual que é mostrada em um manômetro analógico.



Figura 6.11– Prensa manual hidráulica da marca: Carver Modelo ‘C’, de carga máxima de 11 toneladas e resolução mínima de 100 Kg

Os 18 ensaios foram realizados a temperatura ambiente. A carga necessária para a conformação das tiras de aço Inox (Ferrítico e Austenítico) foi em torno de 150 Kg, para o aço carbono 1020 foi menor que 100 Kg. A fim de testar os ferramentais ao final de cada dobramento pressionou-se até 800 Kg. A Figura 6.12 mostra uma sequência de 3 imagens de um ensaio completo de dobramento.

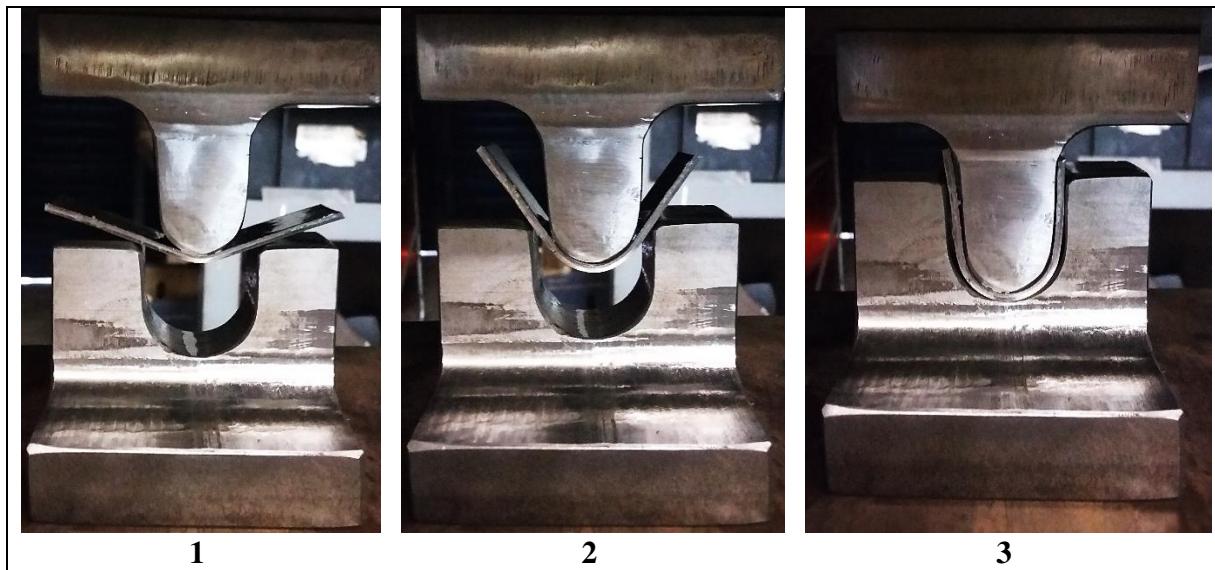


Figura 6.12 – Sequência de imagens demonstrando o ensaio completo de dobramento

A Figura 6.13 mostra as 18 tiras dobradas. Percebeu-se que na região dobrada do aço inoxidável ferrítico possui uma textura ondulada bem visível, ao passo que no aço inoxidável austenítico e 1020 essa região é mais lisa, detalhe melhor visto na Fig. 6.14. Essas estriadas são comuns nos aços inoxidáveis ferríticos quando submetidos a deformação, defeito denominado

de *roping* ou *ridging*, que está relacionado com a existência de colônias ou bandas de grãos, com comportamentos plásticos diferentes o que acarreta macroscopicamente no estriamento.



Figura 6.13 - Tiras dobradas nos três materiais diferentes: Inox Ferrítico; Inox Austenítico e Aço ABNT 1020, totalizando 18 testes

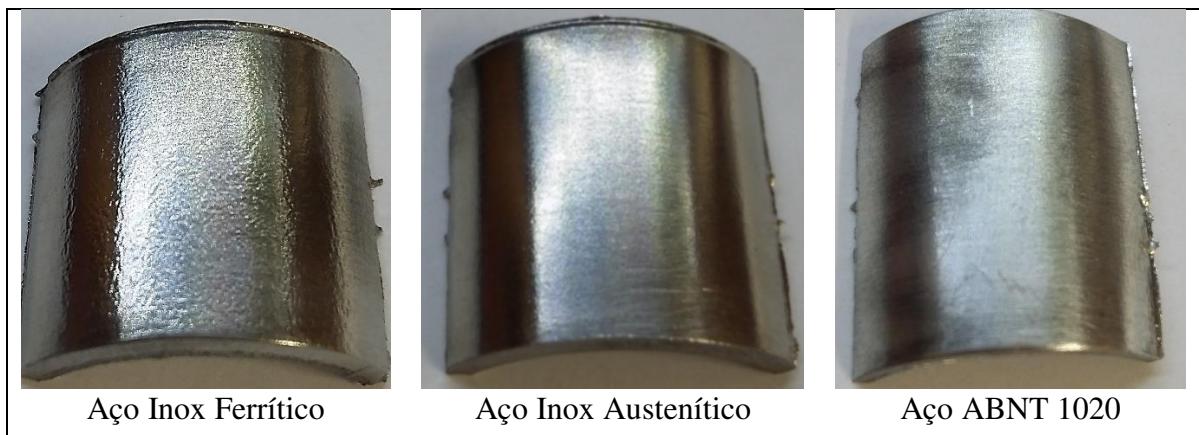


Figura 6.14 – Macrografia da região dobrada dos três materiais

O propósito de construir um equipamento de dobramento, composto por uma matriz em ‘U’ e um Punção foi alcançado, além disso demonstrou o alto potencial da manufatura aditiva por soldagem a arco (MASA) sobre a customização geométrica de moldes e matrizes. Porém necessita-se, além da região compreendida entre o ferro fundido e a liga de níquel, de um melhor entendimento da região entre a liga de níquel e o aço. Com isso, sugere para trabalhos futuros, uma análise de composição química em função da diluição, ensaios mecânicos entre outros.

CAPÍTULO VII

CONCLUSÕES

Com base nos resultados observados neste trabalho, que teve como objetivo principal determinar os efeitos do ciclo térmico da MASA-GMAW sobre a ZAC de um substrato de Ferro Fundido Nodular, tendo como metal de adição nas primeiras camadas uma liga de níquel e sobre estas camadas foram aplicadas camadas de um aço carbono, simulando uma condição de customização de uma matriz metálica. Com o mesmo, foi possível obter as seguintes conclusões com as condições utilizadas nesta pesquisa.

Soldagem de amanteigamento:

- As soldagens de amanteigamento com arame de níquel-ferro sobre o ferro fundido nodular sem pré-aquecimento foram realizadas sucesso com as condições utilizadas nesta pesquisa, isto é, sem o aparecimento de descontinuidades (trincas);
- Verificou-se que o perfil do cordão de solda, devido a uma maior oscilação da tocha (amplitude tecimento) e energia de soldagem, levou a formação de trincas de solidificação no centro do cordão, provavelmente devido aos altos níveis de tensões trativas concorrentes;
- Foi possível adquirir com sucesso o ciclo térmico de soldagem da ZAC com a técnica de inserção de um termopar no metal de base. Os resultados mostraram que uma pequena ondulação da zona fundida em relação a posição do termopar resulta em grande variação de temperatura do ciclo térmico;
- A soldagem multicamada de amanteigamento, sem pré-aquecimento e com temperatura de interpasso ambiente, contribui para a queda de microdureza da matriz de todas as regiões do cordão de solda (ZF, ZL e ZAC) da primeira camada aplicada sobre o ferro fundido nodular ferrítico/perlítico;
- Na Zona Fundida da 1° camada ocorreu uma queda de microdureza em função da aplicação das outras camadas de amanteigamento, este fato ocorre em função da precipitação de grafita na microestrutura austenítica;
- A análise da Zona de Ligação dessa pesquisa foi separada em duas regiões (parte fundida e parte não fundida), onde foi observado a microdureza média diminuem com aplicação de

camadas subsequentes, porém com comportamento distinto. A parte não fundida tem queda de microdureza brusca com a aplicação da 3º camada, devido ao tratamento térmico de revenimento na martensita. Já a parte fundida tem queda de microdureza linear à medida que vai sobrepondo as camadas e não tem alteração aparente na microestrutura, isto é, permanecendo com longos cristais de cementita e ledeburita que são microconstituintes de alta dureza;

- A Zona Afetada pelo Calor tem duas regiões microestrutural distintas, por isso foi dividida em ZAC de alta temperatura (ZAC-AT) e ZAC de baixa temperatura (ZAC-BT). Com a aplicação da 3º camada sobre a ZAC-AT a martensítica foi revenida, comportamento semelhante a ZL parte não fundida, evidenciando a mesma microestrutura. A ZAC-BT sofreu pequenas alterações com a aplicação da 1º camada em relação ao metal de base, com a aplicação das camadas subsequente a temperatura não foi o suficiente para ocorrer quaisquer transformações, permanecendo a mesma microestrutura e microdureza ao final da 5º camada.

Simulador de ZAC de Soldagem:

- O simulador de ZAC do Laprosolda/UFU mostrou adequado aos seus objetivos, apresentou resultados com boa repetibilidade em termos de aplicação do ciclo térmico em amostra reduzidas. Consegue-se obter resultados em termos de simulação de ZAC (ciclo térmico e microestrutura) idêntica ao encontrado na ZAC de uma soldagem real, porém com dimensões maiores;
- As limitações observadas no simulador (taxas de aquecimento e de resfriamento não idênticas à soldagem real) não interferiram nos resultados dessa pesquisa, porém, são limitações passíveis de serem melhoradas para trabalhos futuros.
- Obteve-se com o simulador a sobreposição dos 5º Ciclos térmicos simulados da ZAC sobre a amostra de ferro fundido nodular, os resultados foram semelhantes (microestrutura e microdureza) à sobreposição das 5 camadas de solda sobre a chapa, mostrando a viabilidade e praticidade da utilização do simulador de ZAC e confirmando a 1ª hipótese, onde a ZAC do 1º cordão revine devido aos picos térmicos dos subsequentes cordões.
- A simulação com pré-aquecimento não surtiu o efeito esperado em relação ao citado na literatura para a soldagem real (baixa taxa de resfriamento), devido ao pequeno volume da amostra e a dificuldade do simulador no controle da taxa de resfriamento, não obtendo a condição de menor taxa de resfriamento, levando a decomposição da austenita em microconstituintes semelhantes às condições sem pré-aquecimento;

- Verificou-se que nas simulações com pós-aquecimento (sem o efeito dos picos) que quanto maior a temperatura e o tempo, menor são a microdureza dos microconstituintes formados, dependendo do tempo e temperatura de pós-aquecimento a austenita pode ficar retida ou se decompor em bainita, martensita e outros, confirmando a 2^a hipótese porém com a condição de altas temperatura de manutenção.
- Nas simulações completa com temperatura de interasse a 300 °C com e sem pré-aquecimento, simulando a aplicação de 4 camadas de amanteigamento, verificou-se que o tempo de simulação apresenta ao final do ensaio microestruturas diferentes, além da martensita, com menores valores de microdureza. E que o efeito devido a temperatura de manutenção se destacou em relação ao efeito devido aos picos.

Protótipo construído com a técnica MASA-GMAW

- A construção do protótipo simulando uma condição de customização de uma matriz de um ferro fundido nodular para dobramento de chapas mostrou-se adequado e viável, comprovando o potencial da MASA-GMAW para a aplicação neste segmento industrial.

TRABALHOS FUTUROS

Com o intuito de aprimorar a metodologia utilizada neste trabalho para a simulação e aplicação da técnica MASA-GMAW na customização de matrizes de ferro fundido nodular, o trabalho realizado abriu novas perspectivas de estudos as quais estão sugeridas nos tópicos abaixo como forma de explorar e ampliar novos trabalhos:

- Realizar ensaios mecânicos (tração, dobramento, Charpy, fadiga e outros) na ZAC do ferro fundido nodular de modo a entender a resistência mecânica dessa região para uma determinada aplicação de customização/reparo de matriz;
- Realizar ensaios mecânicos (tração, dobramento, Charpy, fadiga e outros) na ZF e ZAC na interface amanteigamento e aço carbono de modo a entender a resistência mecânica dessa região para uma determinada aplicação de customização/reparo de matriz;
- Para obter resultados semelhantes ao da soldagem de amanteigamento no simulador de ZAC, sugere realizar um refinamento das dimensões da geometria da amostra através de simulações numéricas, de forma a obter as dimensões da amostra em função de cada ciclo térmico da soldagem real;
- Realizar melhorias no equipamento, isto é, realizar um chaveamento controlado (automático) no nível de corrente com sistema de refrigeração controlado de tal forma que o aquecimento e resfriamento fiquem independente da geometria da amostra.
- Buscar uma condição de soldagem de amanteigamento que minimize a região da zona de ligação fundida. Uma sugestão a ser analisada é a realização da primeira camada de amanteigamento através da pulsação do arco elétrico (pulsação térmica) de forma a não obter uma região contínua de uma estrutura semelhante ao ferro fundido branco. Para comprovar uma possível melhoria com essa técnica sugere-se, além da análise microestrutural, a realização de ensaios de destacamento da região soldada (ZL-PF), Charpy e outros;
- Para diminuir o nível de microdureza desta amostra simulada propõe-se buscar uma temperatura de pós-aquecimento e/ou interasse por um período mais longo e um resfriamento lento no final, isto é, realizar uma austêmpera, o que não foi possível com o simulador utilizado nesta pesquisa (aquecimento excessivo das conexões).
- Identificar e quantificar a presença da austenita retida na ZAC e ZL do ferro fundido nodular e determinar a sua influência na resistência mecânica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALBERTI, E. A.; SILVA, L. J. da; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Manufatura Aditiva: O Papel da Soldagem nesta Janela de Oportunidade. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, v.19, n.2, p.190-198, jun. 2014. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI1902.11>;
- AMARAL, H. M. F. M. **Soldadura dos Ferros Fundidos Cinzentos, Nodulares e Bainíticos**. 1989. 290 p. Dissertação de Mestrado – Universidade do Porto, Portugal.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **Dissimilar Metals, Welding Handbook**: Metals and Their Weldability. Vol 4, 7 ed. USA. 1982, p 514–547;
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A247-17**: Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. USA, 2017. 13p;
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F2792 – 12a**: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies. USA, 2012. 3p;
- BALZER, M. E. **Determinação da janela de processo de austêmpera de um ADI**. 2003. 75p. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis;
- BHATNAGAR, R. K.; GUPTA, G. A Review on Weldability of Cast Iron. **International Journal of Scientific & Engineering Research**. Jagatar Singh, v.7, n.5, p.126-131, mai. 2016;
- BORILLE, A. Prototipagem Rápida ou Manufatura Aditiva? Aplicações na Indústria de Moldes. **Revista Ferramental**. 31.ed. Fev. 2016, 10 p. Disponível em: <<http://moldesinjecaoautomaticos.com.br/processo-converte-ps-e-pet-em-materialbiodegradavel>> Acesso em: 11 Mar. de 2018;
- CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering**: an Introduction. 5.ed. N.Y: John Wiley & Sons, 1997. Cap. 12: Metal Alloys, p. 355-361;
- CANALE, A. J. **Estudo da Soldagem de Recuperação do Ferro Fundido Vermicular Através do Processo Oxiacetilênico**. 2005. 147p. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis;
- CASOTTI, B. P.; DEL FILHO, E. B.; CASTRO, P. C de. **Indústria de Fundição**: Situação Atual e Perspectivas. Metalúrgia: BNDS Setorial, nº 33, p-121-162. Rio de Janeiro, 2011. Disponível em : <https://www.bnbs.gov.br/SiteBNDES/export/sites/default/bnbs_pt/Galerias/Arquivos/conhecimento/bnset/set3304.pdf>. Acesso em: 10 Set. de 2017;
- CHEN, C. et al. A Review on Remanufacture of Dies and Molds. **Journal of Cleaner Production**. v.64, p.13-23, fev. 2014.<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2013.09.014>;
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 600p;
- CHUA, C. K.; LEONG, K. F.; LIM, C.S. **Rapid Prototyping**: Principles and Applications. 3.ed. Singapura: World Scientific, 2003. 540p. <https://doi.org/10.1108/13552540310489587>;

CONDE, F. F; MARIANI, F. E; TAKEYA, G. S. Aplicação de filmes DLC a plasma pode aumentar a resistências de aços. **Corte e Conformações de Metais**, Ano – XIII, n.145, mai. 2017;

DAVIS, J.R. **Corrosion of Dissimilar Metal Weldments**. 1.ed. USA: ASM - American Society for Metals, 2006. 230p;

DING, D. et al. Wire-feed Additive Manufacturing of Metal Components: Technologies, Developments and Future Interests. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. London: v.85, n.1-4, p.465-481, mai. 2015;

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S.D. **Welding Metallurgy And Weldability Of Nickel-Base Alloys**. 1.ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009. 456p. <https://doi.org/10.1002/9780470500262>;

EATWELL, J. **Foundrymen's Guide to Ductile Iron Microstructures**. 2.ed. EUA: Amer Foundry Society, 1987. 130p;

EL-BANNA, E. M. Effect of Preheat on Welding of Ductile Cast Iron. **Materials Letters**. vol.41, p.20-26, out. 1999. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(99\)00098-1](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00098-1);

EL-BANNA. E. M.; NAGEDA, M. S.; ABO EL-SAADAT, M, M. Study of Restoration by Welding of Pearlitic Ductile Cast Iron. **Materials Letters**. vol.42, p.311-320, fev. 2000. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(99\)00204-9](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00204-9);

ELLIOT, R. **Cast Iron Technology**. 1.ed. London.: Butterworth-Heinemann, 1988. 252p. ISBN 978-0-408-01512-7;

GIBSON, I.; ROSEN, D. W.; STUCKER, B. **Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing**. 1.ed. N.Y.: Springer Heidelberg Dordrecht London, 2010. 473 p. ISBN: 978-1-4419-1119-3. <https://doi.org/10.1007/978-1-4419-1120-9>;

GIORDANO, C. M.; ZANCUL, E. de S.; RODRIGUES, V. P. Análise dos Custos da Produção por Manufatura Aditiva em Comparaçāo a Métodos Convencionais. **Revista Produção Online**, Florianópolis: v.16, n.2, p.499-523, jun. 2016. Disponível em: <<https://www.producaoonline.org.br/rpo/article/view/1963>>. Acesso em: 17 maio de 2018;

GUESSER, W. L. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**. 1.ed. São Paulo: Blucher, 2009. 336p;

GUMIENNY, G.; GIĘTKA, T. Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams Of Carbide Nodular Cast Iron. **Archives of Metallurgy and Materials**. V.60, n.2, p.705-710, ago. 2015. <https://doi.org/10.1515/amm-2015-0195>;

HARRISON, P. L.; FARRAR, R. A. Application of Continuous Cooling Transformation Diagram for Welding of Steels. **International Materials Reviews**. UK, v.34, n.1, p.35-51. 1989. <https://doi.org/10.1179/imr.1989.34.1.35>;

HUPALO, M. F.; BALZER, M. E.; WARMLING, G. Avaliação da Austemperabilidade de um Ferro Fundido Nodular de Classe Perlítica (fe-70002) em Corpos de Prova com 50 mm de

- Espessura. In: 17º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17, 15 a 19 de Nov. de 2006, Paraná. **Anais do 17º CBECiMat.** p. 7334-7345;
- KHORRAM NIAKI, M. K.; NONINO, F. **The Management of Additive Manufacturing: Enhancing Business Value.** UK: Springer Nature, 2018. p. 37-52. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-56309-1>;
- KHORRAM NIAKI, M.; NONINO, F. Impact of Additive Manufacturing on Business Competitiveness: A multiple Case Study. **Journal of Manufacturing Technology Management**, v.28, n.1, p.56–74. 2017.<https://doi.org/10.1108/JMTM-01-2016-0001>;
- LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. Ductile Iron: Fifty Years of Continuous Development. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v.37, n.5, p.343-378, 1998. <https://doi.org/10.1179/cmq.1998.37.5.343>;
- MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas.** Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2011, 26 p;
- MONTEIRO, M. T. F. **A Impressão 3D no Meio Produtivo e o Design:** um Estudo na Fabricação de Joias. 2015. 129p. Dissertação de Mestrado - Universidade do Estado de Minas Gerais, Belo Horizonte;
- NAKATA, T.; KASUGAI, T. SH-CCT Diagrams for Welding and Continuous Cooling Transformation Behaviour for Ductile Cast Iron. **International Journal of Cast Metals Research.** v.10, n.2, p.99–103, nov. 2016. <https://doi.org/10.1080/13640461.1997.11819224>;
- OLIVEIRA, O. M.; SCOTTI, R. C.; FERRARESI, V. A. Proposta de Construção de um Simulador Térmico de Soldagem. In: 13º POSMEC - SIMPÓSIO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, 13, 2003, Uberlândia. **Anais do 13º POSMEC**, p.1-7;
- PÀRIS, A. A. F de. **Tecnologia da Soldagem de Ferros Fundidos.** 1. ed. Santa Maria: Universidade Federal de Santa Maria, 2003. 144p;
- PASCUAL, M. et al. Analysis of the Weldability of Ductile Iron. **Materials Letters.** V.62, p.1359-1362, ago. 2008;
- PASCUAL, M.; FERRER, C.; RAYÓN, E. Weldability of spheroidal graphite ductile cast iron using Ni / Ni-Fe electrodes. **Revista de Metalurgia.** Vol.45, p.334-338, out. 2009. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.0814>;
- PETCHSANG, S.; POOPAT, B.; PHUNG-ON, I. Microhardness and Microstructure on Welding of Nodular Cast Iron Grade FCD 500. **International Journal of Applied Science and Technology.** Bangkok, v.5, n.1, p.55-61, 2012;
- PIMENTEL, A. S. O.; GUESSER, W. L. Tratamento térmico de austêmpera em ferro fundido nodular com adições de nióbio e de cromo. **Revista Materia.** Rio de Janeiro, v.22, n.2, jun. 2017. <https://doi.org/10.1590/s1517-707620170002.0148>;

- SCOTTI, A.; FERRARESI, V. A. Recuperação de Uma Engrenagem de Ferro Fundido em Indústria de Couro. **Revista Manutenção**. São Paulo, p.36-39, nov. 1993;
- SCOTTI, A.; LI, H.; MIRANDA, R. M. A Round-Robin Test with Thermal Simulation of the Welding HAZ to Draw CCT Diagrams: A Need for Harmonized Procedures and Microconstituent Terminologies. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo. v. 19, p. 279-290, set. 2014. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1903.11>;
- SILVA, A. J. S. T da. **Têmpera e Partição em Ferros Fundidos Nodulares**. 2013. 131p. Dissertação de mestrado - Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo;
- SILVA, L. J.; FERRARESI, H. N.; FERRARESI, V. A.; FERNANDES, D. B.; SCOTTI, A. Potencialidade de Customização Geométrica de Moldes e Matrizes via Manufatura Aditiva por Soldagem a Arco. 38º CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 38, 2017, Joinville. **Anais do 38 °CONSOLDA**. p. 34-42;
- SONG, Q.; ZHANG, W.; BAY, N. An Experimental Study of the Electrical Contact Resistance in Resistance Welding. **Welding Journal**, vol 84, p.73-76, 2005;
- SOUZA SANTOS, A B; CASTELLO BRANCO, C H. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo, IPT, 1989;
- SOUZA, T. N. F. **Produção e Caracterização Física e Mecânica de Ferros Fundidos Nodulares e Ferros Fundidos Nodulares Austemperado com Adição de Nióbio**. 2012. 166 p. Tese de Doutorado - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte;
- STEFANESCU, D.M. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**: Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron. Vol. 1. USA: ASM Handbook, 1990, p.13- 15;
- TEIXEIRA, J. C. G.; POPE, A. M. Técnica de Deposição em Dupla-Camada para Reparo e Modificações e Tratamento Térmico Pós-Soldagem de Aço 1Cr-0,5Mo. **Soldagem e Materiais**, v.4, n.2, p.23-27, 1992;
- TUPY S/A. **FUCO® Perfis Fundidos**: TSA0770 FUCO. JoinVille, 52p. 2011. Catálogo Técnico;
- VIDAL, D F. **Análise de Estrutura e Propriedades Mecânicas de um ferro Fundido Nodular em Processo de Fundição Produzido pela Técnica de Imersão de Sino**. 2013. 145 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Rio de Janeiro;
- VIEIRA, D. **Determinação dos Diagramas de Aquecimento e Resfriamento do Aço API 5l X70Q Através do Calor Latente de Transformação de Fase**. 2017. 113f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, FEMEC/UFU, Uberlândia, MG. <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2018.145>;
- VOESTALPINE BOHLER WELDING SOLDAS DO BRASIL LTDA. **UTP A 8051 Ti**. São Paulo, 15p. 2016. Catálogo técnico;

WILLIAMS, S. **Use of WAAM for Manufacture of Reconfigurable Tooling with Conformal Features.** England: Welding Engineering and LASER Processing Centre - Cranfield University. Out. 2015. 3p. Disponível em: <<https://waammat.com/documents/waam-for-tooling-applications>>. Acesso em: 01 de jul. de 2016;

WOHLERS, T. **Wohlers report 2012.** USA: Wohlers Associates. Inc. 2012, ISBN 975442988;

WOHLERS, T.; GORNET, T. **History of Additive Manufacturing.** USA.: Wohlers Associates, Inc. 2014. 34p. Disponível em: <<http://wohlersassociates.com/history2014.pdf>>. Acesso em: 17 mai. de 2018;

WORLD ECONOMIC FORUM. **Deep Shift Technology Tipping Points and Societal Impact.** Survey Report of Global Agenda Council On The Future of Software & Society. 2015. Disponível em < http://www3.weforum.org/docs/WEF_GAC15_Technological_Tipping_Points_report_2015.pdf>. Acesso em: 18 de jul. de 2018.

APÊNDICE

Tabela A.1 – Microdureza Vickers de cada endentação realizada em cada passe da soldagem, com carga de 300gr. (HV_{0,3}) por 15s

Endentação	1º Passe																								Média	Desvio	I.C.95%		
	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°	10°	11°	12°	13°	14°	15°	16°	17°	18°	19°	20°	21°	22°	23°	24°					
ZF	274	305	298	311	298																					297,2	14,061	12,324	
ZL-PF	850	911	963	978	897	788	801	709	1003	1003																890,3	100,987	62,591	
ZL-PNF	750	831	811	1011	1072	725	1011	745	995	1011	963	850	907	876	749	850	876	749	856	1081						886,0	115,149	50,465	
ZAC-AT	839	775	864	815	941	834	770	896	779	896	947	987	955	870	704											858,1	80,757	40,868	
ZAC-BT	446	407	331	468	500	491	392																				433,6	60,561	44,863
MB	341	350	352	293	373																					341,8	29,693	26,027	
2º Passe																													
Endentação	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°	10°	11°	12°	13°	14°	15°	16°	17°	18°	19°	20°	21°	22°	23°	24°	Média	Desvio	I.C.95%		
ZF	287	328	318	349	291	261																					305,7	31,898	25,523
ZL-PF	639	875	766	907	783	680	839	639	698	753	834	797	844	801	907	912	844									795,2	89,279	42,440	
ZL-PNF	834	875	652	717	854	775	880	1083	811	1075	854	825	940	778	654	704	740	704	704	573	770	970				807,8	130,480	54,523	
ZAC-AT	941	811	958	995	958	952	907	831	676	570	757	794	660	725	735	855	750	789	789	546	600	720	512	495	763,6	148,016	59,218		
ZAC-BT	455	491	411	436	429	462	556	420	543	453	402	468	349													451,9	55,963	30,422	
MB	276	301	297	326	262																					292,4	24,583	21,547	
3º Passe																													
Endentação	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°	10°	11°	12°	13°	14°	15°	16°	17°	18°	19°	20°	21°	22°	23°	24°	Média	Desvio	I.C.95%		
ZF	273	227	194	201	227	284	296																				243,1	40,961	30,344
ZL-PF	775	741	741	737	683	698	745	587	819	778	761	870	645													736,9	72,807	39,578	
ZL-PNF	598	596	584	507	440	573	516	478	426	442																516,0	68,210	42,277	
ZAC-AT	408	419	433	452	521	361	397	414	447																	428,0	44,354	28,977	
ZAC-BT	412	437	324	370	360	400	421	339	350	299															371,2	45,163	27,992		
MB	344	308	335	302	263	288	329																			309,9	28,586	21,176	
4º Passe																													
Endentação	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°	10°	11°	12°	13°	14°	15°	16°	17°	18°	19°	20°	21°	22°	23°	24°	Média	Desvio	I.C.95%		
ZF	241	224	235	222	239	267	238	227																			236,6	14,232	9,862
ZL-PF	687	766	676	629	709	745	759	568	876	704																711,9	83,486	51,744	
ZL-PNF	528	597	571	571	609	504	506	440	489	519	525	522														531,8	47,960	27,136	
ZAC-AT	428	412	486	440	404	551	478	404	460	462	478															454,8	43,947	25,971	
ZAC-BT	350	363	389	361	370	417	460	389	383	417																389,9	33,298	20,638	
MB	268	381	319	334	331	368	319	347																			333,4	34,529	23,927
5º Passe																													
Endentação	1°	2°	3°	4°	5°	6°	7°	8°	9°	10°	11°	12°	13°	14°	15°	16°	17°	18°	19°	20°	21°	22°	23°	24°	Média	Desvio	I.C.95%		
ZF	236	243	288	254	265	231	272																				255,6	20,547	15,221
ZL-PF	789	616	719	685	789	795	783	484	486	729	633	568	582	435												649,5	123,184	64,527	
ZL-PNF	544	473	452	537	433	551	516	525	445	460	478															492,2	41,889	24,754	
ZAC-AT	435	385	467	397	372	423	489	478	495	525	397	506	484	465												451,3	51,099	26,767	
ZAC-BT	419	412	452	430	404	352	486	340	381																	408,4	49,308	32,214	
MB	356	331	257	265	316	272	342																			305,6	36,853	27,301	

ZF: Zona Fundida; ZL-PF: Zona de Ligação Parte Fundida; ZL-PNF: Zona de Ligação Parte Não Fundida; ZAC-AT: Zona Afetada de Alta Temperatura; ZAC-BT: Zona Afetada pelo Calor de Baixa Temperatura; MB: Metal de Base

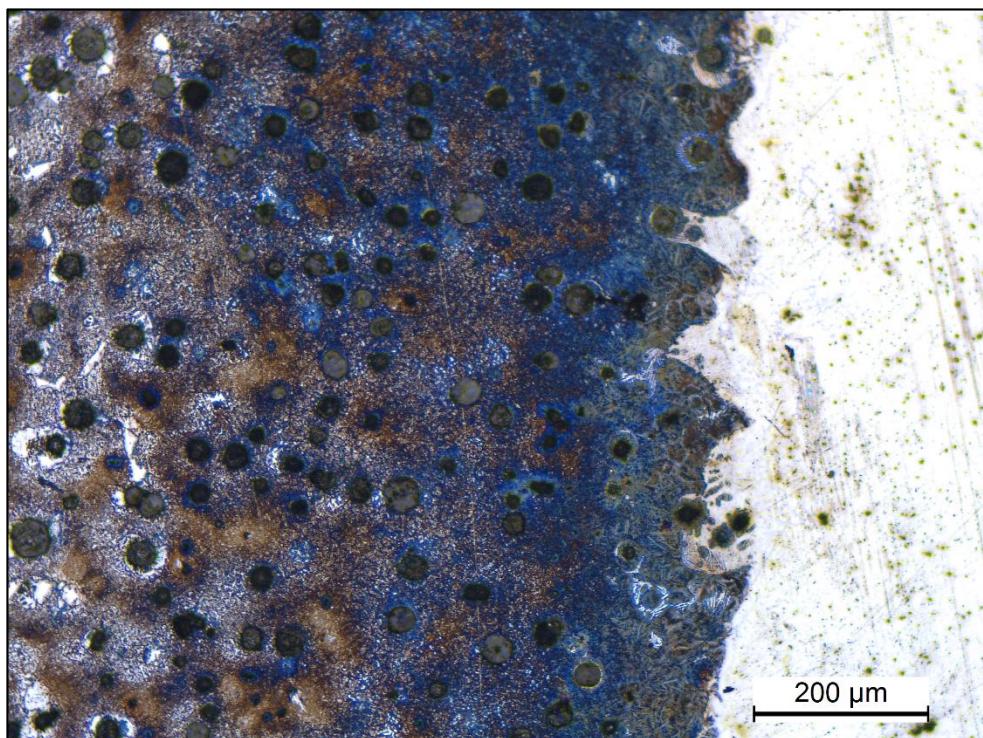


Figura A.1 – Micrografia do cordão de solda do 4º Passe

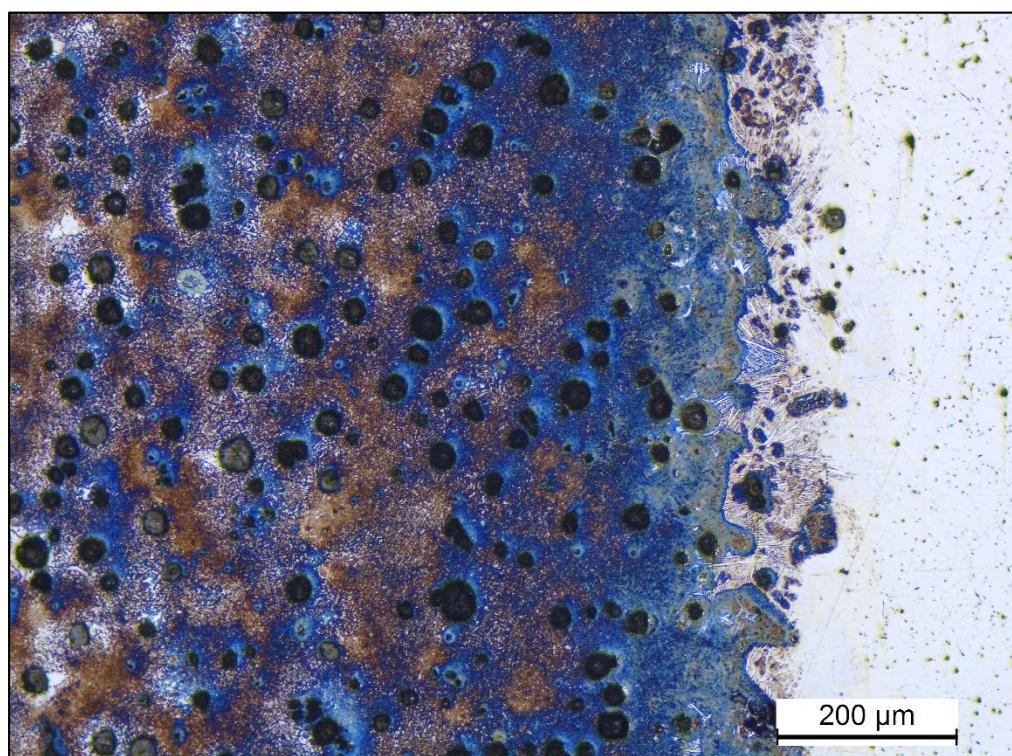


Figura A.2 – Micrografia do cordão de solda do 5º Passe

Tabela A.2 - Microdureza Vickers de cada endentação realizada em cada ciclo de simulação, com carga de 300gr. (HV_{0,3}) por 15s

Ciclo	Simulação												Média	desvio	I.C. 95%	
1º-Amostra B	842	836	861	761	668	902	772	874	937	855			830,80	77,96	48,32	
2º-Amostra C	475	475	528	433	452	512	475	450					475,00	31,84	22,06	
3º-Amostra D	402	399	406	428	435	430	457	389					418,25	22,85	15,84	
4º-Amostra E	357	313	316	361	372	421	426	465					378,88	54,18	37,55	
5º-Amostra F	478	489	455	437	498	489	417	410					459,13	34,53	23,93	
Ciclo	Simulação (Réplica)												Média	desvio	I.C. 95%	
1º-Amostra B'	874	888	836	824	710	720	849	967	777	691	842	881	821,58	82,59	46,73	
2º-Amostra C'	406	433	440	495	512	541	455	421	486	408	455		459,27	44,14	26,08	
3º-Amostra D'	506	495	435	498	568	399	509	473	455	475	571	478	488,50	49,09	27,78	
4º-Amostra E'	426	428	484	478	433	495	397	478	334	440	447	473	442,75	45,10	25,52	
5º-Amostra F'	484	442	512	544	414	433	473	498	379	290	512	457	486	455,69	66,91	36,37
Metal de base da amostra cilíndrica												Média	desvio	I.C. 95%		
	315	346	277	354	448	411	347	395					361,63	54,59	37,83	

Tabela A.3 - Microdureza Vickers de cada endentação realizada em cada ciclo de simulação, com carga de 300gr. (HV_{0,3}) por 15s

	Simulação do 2º Passe 1027°C/850°C (amostra G)		Simulação do 2º Passe 1027°C/850°C (amostra G, rép.)		Simulação do 3º Passe 1027°C/850°C/576°C (Amostra H)	
	868	772	660	800	393	484
	836	816	849	923	509	445
	861	710	861	660	521	438
	881	881	881	777	411	438
	902	909	909	849	399	
	888	789	705	849	465	
	902	761	895	777	489	
	888		836	812	463	
	830		836		455	
	756		740		588	
	766		812		512	
	715		888		478	
Média	827,95		815,95		468,00	
Desvio	65,87		76,76		50,19	
I.C. 95%	29,62		33,64		24,59	

Tabela A.4 - Microdureza Vickers de cada endentação realizada em cada ciclo de simulação, com carga de 300gr. (HV_{0,3}) por 15s

Endentação	sem interpasse	150°C/5min	250°C/5min	250°C/10min	350°C/5min	pré-250°C/5min
1	724	663	534	690	423	900
2	744	844	561	601	470	567
3	831	641	621	795	597	756
4	772	800	690	778	473	695
5	663	844	445	724	357	876
6	685	837	690	745	568	807
7	761	831	719	750	470	605
8	704	825	695	695	379	783
9		831	593	795	531	750
10			795	700	372	844
11			700	605	544	609
12			633	663	676	719
13				672		904
Média	735,50	790,67	639,67	708,69	488,33	770,80
Desvio	53,59	79,89	95,35	65,99	98,26	113,02
I.C. 95%	37,14	52,19	53,95	35,87	55,59	49,53