



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Diêgo Naron Santos

Influência das temperaturas de pré e pós-aquecimento de soldagem sobre as características microestruturais e mecânicas da zona termicamente afetada em ferro fundido nodular

**Belo Horizonte
Fevereiro de 2020**

Diêgo Naron Santos

Influência das temperaturas de pré e pós-aquecimento de soldagem sobre as características microestruturais e mecânicas da zona termicamente afetada em ferro fundido nodular

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

Coorientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

Belo Horizonte

Fevereiro de 2020

Santos, Diêgo Naron.
S237i Influência das temperaturas de pré e pós-aquecimento de soldagem sobre as características microestruturais e mecânicas da zona termicamente afetada em ferro fundido nodular / Diêgo Naron Santos. – 2020.
120 f. : il.
Orientador: Cláudio Turani Vaz
Coorientadora: Maria Celeste Monteiro de Souza Costa

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2020.
Bibliografia.

1. Soldagem. 2. Ferro fundido nodular. 3. Tratamento térmico. 4. Microestrutura - Metalografia. I. Vaz, Cláudio Turani. II. Costa, Maria Celeste Monteiro de Souza. III. Título.

CDD: 620.1121



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
*“INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE PRÉ E PÓS-
AQUECIMENTO DE SOLDAGEM SOBRE AS
CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS E
MECÂNICAS DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA EM
FERRO FUNDIDO NODULAR”*

Autor: Diêgo Naron Santos

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani vaz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.ª Dr.ª Maria Celeste Monteiro de Souza Costa (COORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. JOEL LIMA
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.ª Dr.ª Tânia Nogueira Fonseca Souza
Universidade de Itaúna

Belo Horizonte, 21 de Fevereiro de 2020.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, minha razão de ser e maior força inspiradora.

Aos meus pais, Divino de Paula e Geralda Helena, pelos princípios ensinados e o amor transmitido; e à minha irmã Giovanna Letícia pelo carinho e amizade.

Agradeço à minha noiva Nayara Guimarães pelo carinho, preocupações, orações, cumplicidade e, sobretudo, pela compreensão diante das minhas ausências.

Minha gratidão ao meu orientador Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz e à minha coorientadora Prof^a. Dr^a. Maria Celeste Monteiro de Souza Costa, pela compreensão diante dos contratempos, mas, sobretudo, pela didática, zelo pela educação e amizade cultivada. Não poderia ter tido melhores orientadores, vocês são brilhantes, aprendi muito com vocês.

Minha eterna gratidão ao meu amigo e colega de trabalho Prof. Me. Reyley Bueno, pela ajuda na elaboração do material de estudo e na etapa de qualificação.

Aos meus amigos da turma de mestrado, Anderson Edson, Fabrício Gonçalves e Wendel Torres, obrigado pelo companheirismo de sempre.

Agradeço a todos os funcionários do SENAI Itaúna CETEF Marcelino Corradi que, de alguma maneira, contribuíram para a realização deste trabalho, seja na realização de alguma atividade, seja no apoio e incentivo: Alex Eugênio, Ana Cristina, Arlei Fernando, Caio César, Carlos Alberto, Cleiton Rodrigues, Clênio Silva, Denilson do Carmo, Diêgo Alexandre, Dualas Fernando, Edson Barbosa, Fernanda Nayara, Gleisson Ferreira, Helton Santos, Humberto Batista, Jean Chaves, João Pousa, Jorge Henrique, Júnio Fonte Boa, Leandro Teles, Marco Túlio da Fonseca, Mary Hélen, Naira Queiroz, Nivaldo Lúcio, Patrícia Resende, Philipe Parreiras, Renato Rochoael, Rogéria Perilo, Sabrina Paes, Trajano José, Vandenir Alcântara, Vanessa Moreira, Velma Moreira, Wender Gontijo e Wilian Castro.

Aos ex-colegas de trabalho Heuzimara Gomes e Pedro Paulo, minha gratidão e admiração.

Agradeço ao Sistema FIEMG e ao SENAI pelo incentivo e apoio.

Agradeço a CAPES, a FINEP pelo fomento da pesquisa e também a todos os funcionários do DEMAT do CEFET-MG que, de alguma forma, contribuíram para a realização da mesma, em especial a toda coordenação do Mestrado em Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

Por fim, meu muito obrigado a todos que de alguma forma contribuíram para a realização deste sonho.

“Eis o meu segredo. É muito simples: só se vê bem com o coração. O essencial é invisível aos olhos.”

Antoine de Saint-Exupéry
(*O Pequeno Príncipe*)

RESUMO

Os ferros fundidos são ligas ferro-carbono que apresentam uma combinação de propriedades físicas e mecânicas atrativas para inúmeras aplicações na indústria em geral. Nodulares ou dúcteis apresentam, em sua microestrutura, a grafita na forma esferoidal e constituem uma importante família dos ferros fundidos. Devido à sua tenacidade, ductilidade e resistência mecânica são empregados em exigentes aplicações de setores como a indústria automotiva e de geração de energia eólica. Uma particularidade destas ligas é a soldabilidade, que sempre foi vista como complexa e de difícil execução se comparada à soldagem dos aços. Tal dificuldade está intimamente ligada ao seu elevado teor de carbono. Contudo, a soldagem traz também benefícios, podendo ser aplicada na união ou em reparos de defeitos de fabricação ou de danos em uso. Dessa forma, o objetivo dessa pesquisa foi estudar o efeito das temperaturas de pré e pós-aquecimento de soldagem sobre as características microestruturais e mecânicas da zona termicamente afetada em ferro fundido nodular. Em relação aos testes com pré-aquecimento apenas, para um aumento da temperatura observou-se um aumento da largura e penetração do cordão, da área da seção transversal da zona fundida, bem como da largura da zona termicamente afetada, enquanto o ensaio por líquido penetrante revelou diminuição das descontinuidades. Os valores de microdureza para a zona termicamente afetada tenderam a diminuir à medida que se aproximou do metal de base. Além disso, estes valores foram mais próximos entre si quanto maior foi a temperatura de pré-aquecimento, formando martensita e austenita retida. Após tratamento térmico de recozimento, a zona termicamente afetada apresentou valores de dureza similares aos do metal de base, formando microestruturas características do mesmo (perlita, ferrita e grafita nodular).

PALAVRAS-CHAVE: Soldagem. Ferro fundido nodular. Pré-aquecimento. Pós-aquecimento. Zona termicamente afetada.

ABSTRACT

Cast irons are ferro-carbon alloys that have a combination of attractive physical and mechanical properties for countless general industry applications. Nodular or ductile, they present, in the microstructure, graphite in spheroidal form and constitute an important family of cast irons. Due to its toughness, ductility and mechanical resistance, they are used in demanding applications in sectors such as the automotive and wind power generation industry. A particularity of these alloys is the weldability, which has always been seen as complex and difficult to perform when compared to steel welding. This difficulty is closely linked to the high carbon content. However, welding also has benefits, and it can be applied on joining or manufacturing defects or damage in use repairing. Thus, the objective of this research was to study the effect of pre and post-heating temperatures on the microstructural and mechanical characteristics of the heat-affected zone in nodular cast iron. Related to tests with preheating, for a temperature increment, an increasing in the width and penetration of the weld bead was observed, in the transversal section area of the molten zone, as well as in the width of the heat-affected zone, while the liquid penetrant test revealed discontinuities reduction. The heat-affected zone hardness values decreases from the molten to the base metal. In addition, these values were closer to each for higher preheating temperature, forming martensite and retained austenite. After annealing heat treatment, the heat-affected zone showed hardness values similar to those of the base metal, forming microstructures characteristic of the same (perlite, ferrite and nodular graphite).

KEYWORDS: Welding. Ductile cast iron. Preheating. Post-heating. Heat-affected zone.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 – Formato da grafita nos ferros fundidos e a concentração de tensões em função da distância destas à matriz: (a) grafita esferoidal - ferro fundido nodular; (b) grafita lamelar - ferro fundido cinzento.....	22
FIGURA 3.2 – Aspecto micrográfico de ferro fundido nodular com matriz perlítica/ferrítica: (a) sem ataque e (b) com ataque	23
FIGURA 3.3 – Efeitos das variáveis de processo e das microestruturas sobre as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com matriz perlítica e ferrítica	26
FIGURA 3.4 – Classificação de forma de grafita segundo a Norma ASTM A247-17 ..	27
FIGURA 3.5 – Representação esquemática das regiões de solda em ferro fundido ...	30
FIGURA 3.6 – Sequência de soldagem	35
FIGURA 3.7 – Técnica de “passe à ré”	36
FIGURA 3.8 – Esquema da soldagem de refusão TIG	37
FIGURA 3.9 – Esquema de equipamento básico para soldagem TIG	38
FIGURA 4.1 – Fluxograma experimental	42
FIGURA 4.2 – Identificação dos blocos	44
FIGURA 4.3 – Fresagem, retificação, corte longitudinal e identificação das partes dos blocos	44
FIGURA 4.4 – Fonte Miller, modelo Syncrowave 250 DX	46
FIGURA 4.5 – Acondicionamento para pré-aquecimento e refusão dos blocos	47
FIGURA 4.6 – Termômetro infravermelho	48
FIGURA 4.7 – Multímetro-termopar	48
FIGURA 4.8 – Detalhe, em perspectiva, da posição e sentido do cordão de refusão	49
FIGURA 4.9 – Detalhe, em três vistas, da posição e sentido do cordão de refusão ...	49
FIGURA 4.10 – Cordões de refusão em cada bloco do Teste 02	50
FIGURA 4.11 – Detalhe da retirada das amostras do Teste 02	51
FIGURA 4.12 – Blocos escovados para ensaio por líquido penetrante visível	52
FIGURA 4.13 – Esquema de medição de dureza Vickers	55
FIGURA 4.14 – Forno mufla e conjunto termômetro-termopar utilizados	56
FIGURA 4.15 – Intervalo da retirada das amostras do Teste 03	57
FIGURA 4.16 – Tratamento térmico de recozimento	58
FIGURA 4.17 – Detalhe da retirada das amostras do Teste 03	59

FIGURA 5.1 – Análise micrográfica com resolução de 200 μm (a) sem ataque e (b) com ataque com nital 4%	61
FIGURA 5.2 – Revelação das descontinuidades após o ensaio por líquido penetrante	63
FIGURA 5.3 – Porosidades agrupadas reveladas no cordão de refusão do bloco 01-B, pré-aquecido à temperatura de 350°C: (a) vista simples; (b) vista ampliada	64
FIGURA 5.4 – Porosidades agrupadas reveladas no cordão de refusão do bloco 02-A, pré-aquecido à temperatura de 250°C: (a) vista simples; (b) vista ampliada	65
FIGURA 5.5 – Trinca transversal revelada na refusão do bloco 03-B, pré-aquecido à temperatura de 150°C, no bloco 03-B: (a) vista simples; (b) vista ampliada	65
FIGURA 5.6 – Trinca transversal revelada no cordão de refusão do bloco 04-A, refundido à temperatura ambiente: (a) vista simples; (b) vista ampliada.....	66
FIGURA 5.7 – Medição de largura do cordão na amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C)	67
FIGURA 5.8 – Medição de penetração do cordão na amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C)	68
FIGURA 5.9 – Variação da largura e da penetração do cordão de refusão em função da temperatura de pré-aquecimento	68
FIGURA 5.10 – Área da seção transversal do cordão na amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C)	69
FIGURA 5.11 – Variação da área da seção transversal do cordão de refusão por posição de tomada da amostra	70
FIGURA 5.12 – Médias e desvios-padrão da área da seção transversal do cordão para as amostras submetidas a diferentes temperaturas de pré-aquecimento	70
FIGURA 5.13 – Larguras da zona termicamente afetada na região inferior do cordão da amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C)	71
FIGURA 5.14 – Variação da largura da zona termicamente afetada do cordão de refusão nas diferentes posições de retirada das amostras	72
FIGURA 5.15 – Médias e desvios-padrões da largura da zona termicamente afetada do cordão de refusão para as amostras de cada temperatura de pré-aquecimento ...	72
FIGURA 5.16 – Perfil de dureza das amostras sem pré-aquecimento (25°C)	73
FIGURA 5.17 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 150°C	74
FIGURA 5.18 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 250°C	75
FIGURA 5.19 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 350°C	76

FIGURA 5.20 – Valores de dureza das amostras relativas à posição 02 para cada temperatura de pré-aquecimento	78
FIGURA 5.21 – Visão geral das microestruturas das amostras centrais para cada temperatura de pré-aquecimento, obtidas através de microscopia óptica	80
FIGURA 5.22 – Microscopia óptica realizada na região do metal de base das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 150°C; (c) pré-aquecida a 250°C; (d) pré-aquecida a 350°C	81
FIGURA 5.23 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região do metal de base das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 150°C; (c) pré-aquecida a 250°C; (d) pré-aquecida a 350°C	82
FIGURA 5.24 – Microscopia óptica realizada na região da zona fundida das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 150°C; (c) pré-aquecida a 250°C; (d) pré-aquecida a 350°C	83
FIGURA 5.25 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra sem pré-aquecimento (25°C): (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 27000x; (d) 33000x	86
FIGURA 5.26 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra pré-aquecida a 150°C: (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 33000x	87
FIGURA 5.27 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra pré-aquecida a 250°C: (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 33000x	87
FIGURA 5.28 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra pré-aquecida a 350°C: (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 33000x	88
FIGURA 5.29 – Microscopia óptica realizada na amostra sem pré-aquecimento (25°C) na: (a) região da ZTA – 1000x; (b) região próxima à ZTA – 200x	89
FIGURA 5.30 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra sem pré-aquecimento (25°C): (a) 3500x; (b) 20000x	90
FIGURA 5.31 – Microscopia óptica realizada na amostra pré-aquecida a 150°C na: (a) região da ZTA – 1000x; (b) região próxima à ZTA – 200x	90
FIGURA 5.32 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 150°C: (a) 2700x; (b) 3500x; (c) 14000x; (d) 20000x	91
FIGURA 5.33 – Microscopia óptica realizada na amostra pré-aquecida a 250°C na: (a) região da ZTA – 1000x; (b) região próxima à ZTA – 200x	92

FIGURA 5.34 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 250°C: (a) 2700x; (b) 3500x; (c) 14000x; (d) 20000x	92
FIGURA 5.35 – Microscopia óptica realizada na amostra pré-aquecida a 350°C na: (a) região da ZTA – 1000x; (b) região próxima à ZTA – 200x	93
FIGURA 5.36 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 350°C: (a) 2700x; (b) 3500x; (c) 14000x; (d) 20000x	94
FIGURA 5.37 – Perfil de dureza das amostras sem pré-aquecimento (25°C) após o tratamento térmico de recozimento	97
FIGURA 5.38 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 350°C após o tratamento térmico de recozimento	98
FIGURA 5.39 – Valores de dureza das amostras relativas à posição 04 para cada temperatura de pré-aquecimento, após o tratamento térmico de recozimento	99
FIGURA 5.40 – Microscopia óptica realizada na região do metal de base após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 350°C	101
FIGURA 5.41 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região do metal de base após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 350°C	101
FIGURA 5.42 – Microscopia óptica realizada na região da zona fundida após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento; (b) pré-aquecida a 350°C ...	102
FIGURA 5.43 – Microscopia óptica realizada na região da zona fundida após pós-aquecimento da amostra sem pré-aquecimento (25°C)	103
FIGURA 5.44 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 350°C	104
FIGURA 5.45 – Sobreposição dos valores de dureza e das microestruturas das amostras relativas ao bloco 04-A, antes e depois do tratamento de recozimento	105
FIGURA 5.46 – Sobreposição dos valores de dureza e das microestruturas das amostras relativas ao bloco 04-A, antes e depois do tratamento de recozimento	106

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 – Classes e requisitos de composição química para peças de ferro fundido nodular de aplicação automotiva segundo Norma ABNT NBR 8650/2015	25
TABELA 3.2 – Classes de ferro fundido nodular previstas na Norma ABNT NBR 6916/2017	25
TABELA 3.3 – Tratamento térmico de recozimento de decomposição de carbonetos	40
TABELA 4.1 – Partes dos blocos utilizadas em cada procedimento de soldagem	45
TABELA 4.2 – Detalhamento dos parâmetros do Teste 02 e energia de soldagem	50
TABELA 4.3 – Medições e análises realizadas nas amostras submetidas ao Teste 02	52
TABELA 4.4 – Medições e análises realizadas nas amostras submetidas ao Teste 03	59
TABELA 5.1 – Composição química do material de estudo	60

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

%	Percentual
°C	Grau Celsius
°C/h	Grau Celsius por hora
A	Ampère
ABIFA	Associação Brasileira de Fundição
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
C	Carbono
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CE	Carbono equivalente
CEFET-MG	Centro Federal Tecnológico de Minas Gerais
CETEF	Centro Tecnológico de Fundição
DEMAT	Departamento de Engenharia de Materiais
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
Fe	Ferro
Fe ₃ C	Carboneto de ferro
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
H	Energia
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
I	Corrente Elétrica
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
J/mm	Joule por milímetro
kg	Quilograma
kg/h	Quilograma por hora
kgf	Quilograma-força
kJ	Quilojoule
kW	Quilowatt
LAMAT	Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais
LR	Limite de resistência
m	Metro

m	Mili
m/min	Metro por minuto
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mg	Magnésio
mm/s	Milímetro por segundo
mm ²	Milímetro quadrado
Mn	Manganês
MO	Microscopia Óptica
MPa	Megapascal
NBR	Norma Brasileira
P	Fósforo
Pa	Pascal
Q	Quantidade de calor
S	Enxofre
s	Segundo
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
Si	Silício
SiMo	Silício-Molibdênio
Td	Taxa de deposição
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
V	Tensão elétrica
V	Volts
x	Vezes
ZTA	Zona termicamente afetada
η	Eficiência térmica
σ	Tensão
v	Velocidade de soldagem

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
2. OBJETIVOS	20
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1. Ferros fundidos	21
3.2. Ferros fundidos nodulares	22
3.2.1. Classificação dos ferros fundidos nodulares	24
3.2.2. Correlação microestrutura x propriedades	26
3.3. Soldagem dos ferros fundidos	28
3.3.1. Dificuldades na soldagem de ferros fundidos nodulares	29
3.3.2. Preparação e técnicas operacionais de soldagem de ferros fundidos	32
3.3.3. Soldagem TIG	37
3.4. Tratamento térmico de recozimento dos ferros fundidos nodulares	39
3.4.1. Tratamento térmico de recozimento de decomposição de carbonetos	40
4. MATERIAIS E MÉTODOS	42
4.1. Produção do ferro fundido nodular	42
4.2. Caracterização do material	43
4.3. Identificação, fresagem, retificação e corte dos blocos	43
4.4. Definição dos testes a serem realizados	45
4.5. Teste 01: ajustes dos parâmetros de soldagem	45
4.6. Teste 02: refusão do material sem pré-aquecimento (25°C) e com pré-aquecimento a 150°C, 250°C e 350°C	47
4.6.1. Ensaio por líquido penetrante visível	52
4.6.2. Dimensões do cordão e da zona termicamente afetada	53
4.6.3. Ensaio de dureza Vickers	54
4.6.4. Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura	55
4.7. Teste 03: pós-aquecimento das condições extremas do material: não pré-aquecido (25°C) e pré-aquecido a 350°C	55
4.7.1. Pós-aquecimento: tratamento térmico de recozimento	55
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	60
5.1. Caracterização do ferro fundido nodular produzido recebido	60

5.1.1. Análise química	60
5.1.2. Análises metalográficas	60
5.1.3. Ensaio mecânicos	61
5.2. Resultados dos ensaios realizados nas amostras relativas ao Teste 02: refusão do material sem pré-aquecimento (25°C) e com pré-aquecimento a 150°C, 250°C e 350°C	62
5.2.1. Resultados do ensaio por líquido penetrante visível	62
5.2.2. Resultados das medições dimensionais do cordão de refusão e da zona termicamente afetada	67
5.2.3. Resultados do ensaio de dureza Vickers	73
5.2.4. Resultados da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura	79
5.3. Resultados dos ensaios e análises realizados nas amostras relativas ao Teste 03: pós-aquecimento das condições extremas do material: não pré- aquecido (25°C) e pré-aquecido a 350°C	96
5.3.1. Resultados do ensaio de dureza Vickers	96
5.3.2. Resultados da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura	100
5.4. Comparação dos resultados de dureza Vickers, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura relativos aos Testes 02 e 03	105
6. CONCLUSÕES	108
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
APÊNDICES	117

1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos são ligas ferro-carbono que, de modo geral, apresentam boa fluidez, usinabilidade e capacidade de absorção de vibrações, além de propriedades mecânicas satisfatórias. Dessa forma, são largamente empregados na indústria em geral, principalmente automobilística, na fabricação de componentes que, na maioria das vezes, são submetidos a condições severas de trabalho. Segundo a ABIFA (Associação Brasileira de Fundição), no ano de 2019, a produção de ferro fundido no Brasil foi de cerca de 1,8 milhões de toneladas.

Em função da morfologia da grafita, os ferros fundidos podem ser classificados em diferentes classes, conforme Norma ASTM A247. O ferro fundido nodular (ou dúctil), objeto de estudo desta pesquisa, apresenta a grafita na forma esferoidal - tipos I e II da referida norma - e constituem uma importante família dos ferros fundidos, devido principalmente a sua tenacidade e ductilidade. Diante de tais características, apresenta grande aplicabilidade, sendo utilizado, na indústria automobilística, de geração de energia eólica, petrolífera e de saneamento.

O interesse pelo estudo da soldabilidade dos ferros fundidos é comumente menor se comparado a outras ligas. Isto se deve a possibilidade de se obter peças com acabamento final eliminando assim, a necessidade de processamento posterior. Por outro lado, o elevado teor de carbono, também faz com que a soldagem destas ligas seja difícil e minuciosa. Contudo, diante dos benefícios que traz, operações de soldagem se tornam indispensáveis pois podem ser utilizadas tanto no reparo de defeitos de fabricação quanto na recuperação de peças em uso.

Dentre os processos de soldagem por fusão, o TIG (*Tungsten Inert Gas*) não se apresenta historicamente como uma alternativa usual para aplicação em ferros fundidos. Todavia, algumas de suas características, como o emprego de uma proteção gasosa inerte, elevado controle do aporte de energia e facilidade de mecanização o torna uma opção interessante no estudo dos efeitos do ciclo térmico sobre, principalmente, a zona termicamente afetada (ZTA). Nesse contexto, este trabalho propõe investigar o efeito da operação de soldagem em blocos de ferro

fundido nodular refundidos pelo processo TIG, variando parâmetros como a temperatura de pré-aquecimento e tratamento térmico de pós soldagem, com o intuito de verificar os efeitos produzidos na microestrutura e no comportamento mecânico (dureza) da zona termicamente afetada.

2. OBJETIVOS

Objetivo geral:

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a influência das temperaturas de pré e pós-aquecimento sobre as características microestruturais e mecânicas da zona termicamente afetada de um ferro fundido nodular submetido a refusão pelo processo TIG.

Objetivos específicos:

- Simular diferentes ciclos térmicos de soldagem através da refusão utilizando o processo TIG sem metal de adição por meio da variação na temperatura de pré-aquecimento;
- Realizar tratamento de recozimento nas soldas produzidas;
- Avaliar o efeito da temperatura de aquecimento e do tratamento térmico após soldagem sobre a microestrutura e comportamento mecânico (dureza) da zona termicamente afetada.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Ferros fundidos

Os ferros fundidos são ligas de ferro (Fe), carbono (C) e silício (Si), podendo ainda conter manganês (Mn), enxofre (S) e fósforo (P), além de outros elementos de liga diversos. Na solidificação, os ferros fundidos apresentam, geralmente, uma fase pró-eutética (austenita, grafita) que completa-se com uma solidificação eutética (austenita + grafita ou austenita + carbonetos) (GUESSER, 2009, p. 3).

Em termos de concentração, os ferros fundidos são ligas que contêm basicamente de 2 a 4,5% de carbono, 0,5 a 3% de silício e até 1% de manganês, além do ferro, principal elemento constituinte. O baixo ponto de fusão, a alta fluidez e a menor contração com relação aos aços são as principais características que tornam os ferros fundidos bastante empregados industrialmente (PARIS, 2003, p. 11).

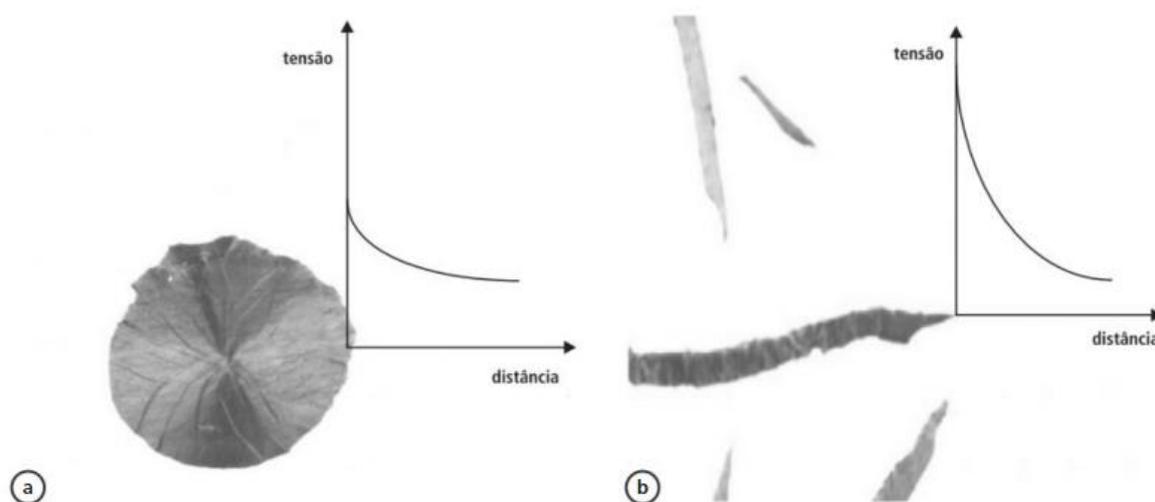
Os ferros fundidos, dentre as ligas ferro-carbono, constituem um grupo de fundamental importância para a indústria. Isso se deve não somente pelas características inerentes à liga, mas também pelo fato de ter sido viável o seu emprego em aplicações que, de certo modo, eram exclusivas dos aços, diante do desenvolvimento do ferro fundido nodular, da introdução de elementos de liga, bem como a aplicação de tratamentos térmicos adequados (CHIAVERINI, 2005, p. 494).

A microestrutura dos ferros fundidos grafíticos apresenta-se como uma matriz similar aos aços (ferrita, perlita, martensita etc.) e partículas de grafita. Uma vez que a grafita possui uma resistência mecânica baixa, sua presença nos ferros fundidos, sob o enfoque de propriedades mecânicas, pode ser entendida como uma descontinuidade. Diante disso, o tipo da grafita interfere diretamente nas propriedades mecânicas. Formas agudas resultam em alta concentração de tensões no material, ao passo que formas esféricas reduzem tal concentração (GUESSER, 2009, p. 3).

A Fig. 3.1 apresenta dois tipos de grafita (a – grafita esfeiroidal no ferro fundido nodular, b – grafita lamelar no ferro fundido cinzento), bem como a intensidade da

concentração de tensões na matriz próxima à grafita. É possível notar que o formato esferoidal traduz-se em um menor efeito de concentração de tensões, ao passo que os formatos agudos (grafita em veios) apresentam alta concentração de tensões (KOHOUT, 2001 *apud* GUESSER, 2009, p. 5).

FIGURA 3.1 – Formato da grafita nos ferros fundidos e a concentração de tensões em função da distância destas à matriz: (a) grafita esferoidal - ferro fundido nodular; (b) grafita lamelar - ferro fundido cinzento.



Fonte: GUESSER, 2009, p. 3.

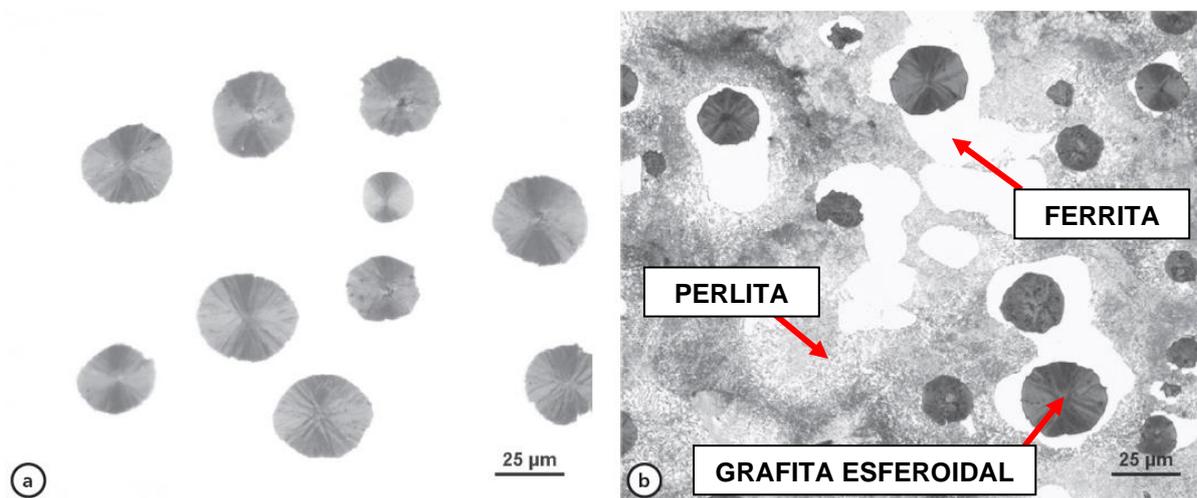
De acordo, principalmente, com o tipo da grafita, os ferros fundidos podem ser classificados em diferentes famílias, sendo que o aspecto da fratura e as propriedades mecânicas relevantes também influenciam nessa classificação. Dessa maneira, as principais famílias dos ferros fundidos são: cinzento, nodular, maleável, vermicular e branco (GUESSER, 2009, p. 4).

3.2. Ferros fundidos nodulares

Os ferros fundidos nodulares são ligas que possuem a ductilidade, a tenacidade e a resistência mecânica como importantes propriedades. Isso porque apresentam a grafita na forma esferoidal (nódulos), conforme é apresentado na Fig. 3.2. Esta forma de grafita não interrompe a continuidade da matriz, resultando assim em melhor desempenho. No que diz respeito à resistência mecânica, no caso dos ferros fundidos nodulares, ela apresenta como parâmetro mais importante o limite de escoamento,

que é mais elevado que nos aços-carbono comuns e nos ferros fundidos cinzentos e vermiculares (CHIAVERINI, 2005, p. 560).

FIGURA 3.2 – Aspecto micrográfico de ferro fundido nodular com matriz perlítica/ferrítica: (a) sem ataque e (b) com ataque.



Fonte: Adaptada de GUESSER, 2009, p. 6.

Os ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica apresentam um intervalo de limite de resistência entre 380 e 450 MPa, com um alongamento entre 10 e 22% (em condições especiais). Já os ferros fundidos nodulares com matriz perlítica podem apresentar limite de resistência de até 900 MPa com valores de alongamento de 2% (já com tratamento térmico). Diante dessa combinação facultativa de propriedades, os ferros fundidos nodulares ganharam espaço em aplicações da engenharia em geral, substituindo componentes de aço fundido e forjado, ferro fundido cinzento e maleável, além de estruturas soldadas (WARDA et. al., 1998, HACHENBERG et. al., 1988 *apud* GUESSER, 2009, p. 6).

Além das propriedades, outro fator para a aceitação dos ferros fundidos nodulares é a própria presença dos nódulos, que faz com que eles apresentem menor massa específica ou densidade do que os aços, propiciando uma redução em torno de 8% em peso. Isso também justifica seu emprego para uma série de aplicações que necessitam da redução de peso dos componentes como requisito principal, como na indústria automotiva e de geração de energia eólica (SOUZA, 2015, p.17).

Para se obter a grafita na forma nodular (tipo I ou II) são adicionados determinados elementos conhecidos como agentes nodulizantes, que devem ser bem controlados, diminuindo o efeito dos elementos nocivos à essa forma da grafita e produzindo a forma desejada. Geralmente, a maioria desses agentes contém o elemento magnésio e são introduzidos na forma de ligas como, por exemplo, o Fe-Si-Mg (ferro – silício - magnésio) (CHIAVERINI, 2005, p.560).

O enxofre e o oxigênio são elementos tensoativos que favorecem a formação da grafita lamelar. Por isso, utiliza-se um certo teor de magnésio no banho, o que favorece o crescimento da grafita segundo o plano basal (grafita nodular), obtendo o ferro fundido nodular. O magnésio caracteriza-se como sendo um forte dessulfurante e desoxidante, provocando uma reação violenta ao entrar em contato com o metal fundido, se ligando ao enxofre e oxigênio, auxiliando na remoção dos mesmos da liga. (LABRECQUE & GAGNÉ, 1998 *apud* GUESSER, 2009, p.11).

3.2.1. Classificação dos ferros fundidos nodulares

No que diz respeito às normas técnicas que classificam os ferros fundidos nodulares de uma forma geral, as principais são: Norma ABNT NBR 6916/2017, NBR 8650/2015; NBR 8582/1984; Norma ISO 1083/2004; Norma Europeia EN 1563/1997; ASTM A 536/1993 e a Norma SAE J434/2004. Essas classificam os ferros fundidos nodulares a partir de parâmetros diversos como: limites de resistência e escoamento, alongamento, dureza e composição química.

A Tab. 3.1 apresenta as faixas de composição química para peças de ferro fundido nodular de aplicação automotiva previstas na Norma ABNT NBR 8650/2015 e a Tab. 3.2 apresenta as classes de ferro fundido nodular previstas na Norma ABNT NBR 6916/2017.

TABELA 3.1 – Classes e requisitos de composição química para peças de ferro fundido nodular de aplicação automotiva segundo Norma ABNT NBR 8650/2015.

Classe	Aplicação	C %	Si %	Mn _{max} %	P _{max} %	S _{max} %	Cu %	Mg %
FE38017	Fundidos submetidos à pressão, corpos de válvulas e de bombas, mecanismos de direção, flanges	3,4-3,8	2,1-2,8	0,30	0,09	0,02	-	0,04-0,06
FE42012	Fundidos para máquinas submetidos a cargas de choque e fadiga, discos de freio	3,4-3,8	2,1-2,5	0,30	0,09	0,02	-	0,04-0,06
FE50007	Girabrequins, engrenagens	3,4-3,8	2,3-2,8	0,50	0,09	0,02	0,20-0,70	0,04-0,06
FE60003	Engrenagens de alta resistência, componentes de máquinas, peças automotivas	3,4-3,8	2,5-2,8	0,50	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06
FE70002	Idem	3,4-3,8	2,3-2,8	1,0	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06
FE80002	Pinhões, engrenagens, trilhos	3,4-3,8	2,1-2,8	1,0	0,09	0,02	0,50-1,00	0,04-0,06

Fonte: Adaptada de NBR 8650/2015

TABELA 3.2 – Classes de ferro fundido nodular previstas na Norma ABNT NBR 6916/2017

Classe	LR min (MPa)	LE min (MPa)	Along min (%)	A título informativo	
				Dureza HB	Microestrutura predominante
FE38017	380	240	17,0	140-180	Ferrítica
FE42012	420	280	12,0	150-200	Ferrítica
FE50007	500	350	7,0	170-240	Ferrítico-perlítica
FE60003	600	400	3,0	210-280	Perlítica
FE70002	700	450	2,0	230-300	Perlítica
FE80002	800	550	2,0	240-312	Perlítica
FE38017-RI (*)	380	240	17,0	140-180	Ferrítica

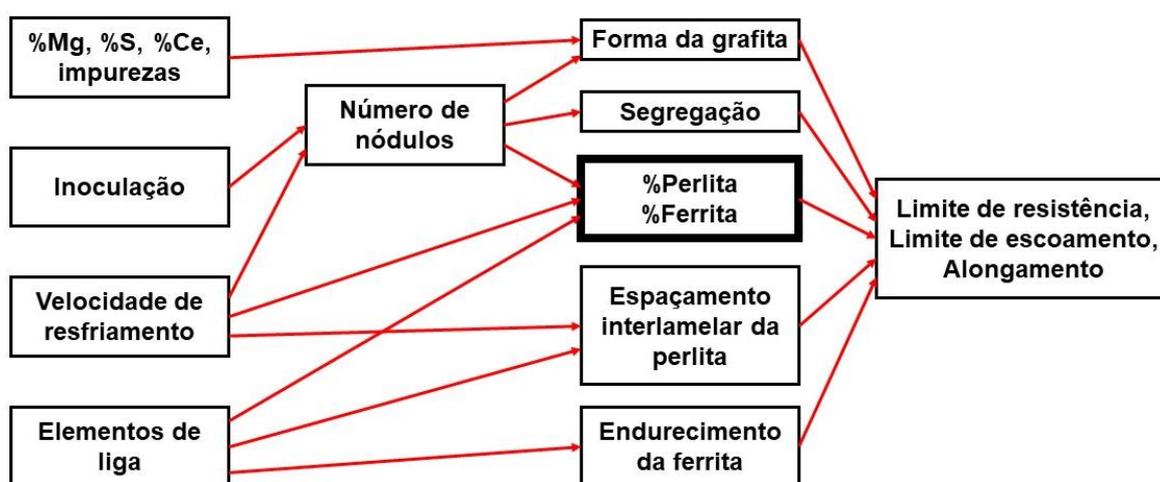
(*) Classe com requisito de impacto

Fonte: Adaptada de NBR 6916/2017

3.2.2. Correlação microestrutura x propriedades

Guesser (2009) afirma que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com matriz de ferrita + perlita são influenciadas pela presença de elementos de liga e de impurezas, pela velocidade de resfriamento e pela inoculação, conforme pode ser observado na Fig. 3.3.

FIGURA 3.3 – Efeitos das variáveis de processo e das microestruturas sobre as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com matriz perlítica e ferrítica.

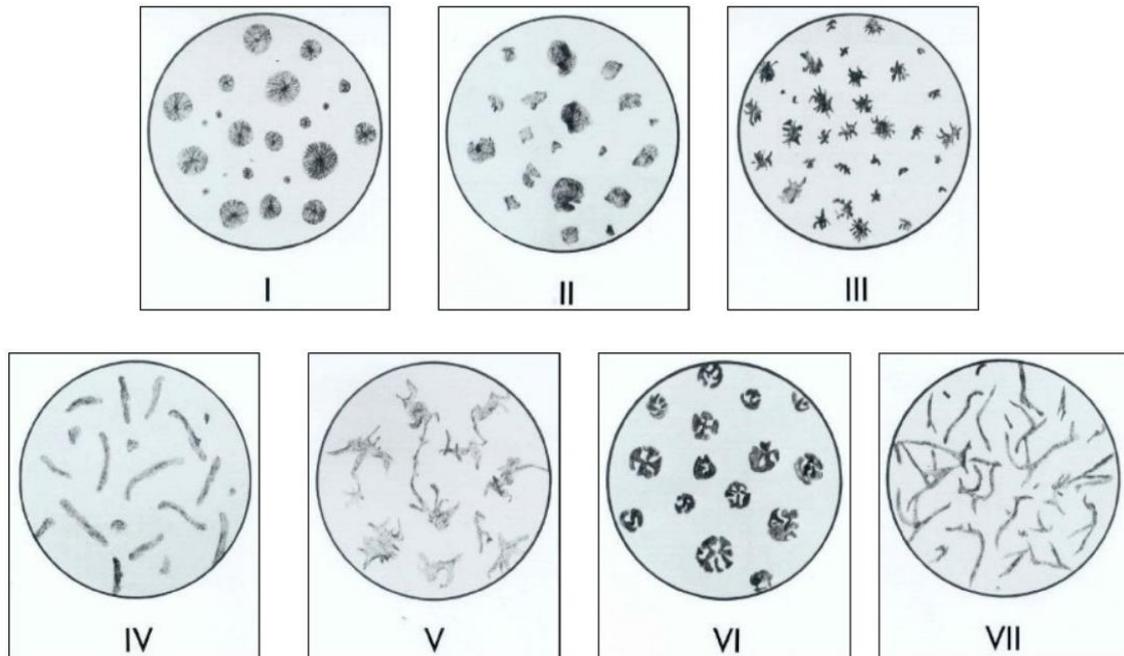


Fonte: Adaptada de GUESSER, 2009, p. 91.

O tipo da grafita é a primeira variável a ser considerada nos ferros fundidos nodulares. A Norma ASTM A247-17 classifica o formato da grafita conforme apresentado na Fig. 3.4. Nesse caso, a grafita esferoidal é caracterizada como tipo I (nódulos esferoidais perfeitos) e tipo II (nódulos imperfeitos).

Formas diferentes destas citadas, conduzem à diminuição da resistência mecânica e do alongamento, principalmente. Como já mencionado, a forma da grafita é obtida, principalmente, pelo tratamento de nodulização com magnésio em banhos, porém, ao contrário dos ferros fundidos cinzentos, o formato esferoidal faz com que a quantidade de grafita nos nodulares tenha pouco efeito sobre as propriedades mecânicas estáticas (GUESSER, 2009, p. 90).

FIGURA 3.4 – Classificação de forma de grafita segundo a Norma ASTM A247-17.



Fonte: Adaptado da Norma ASTM A247-17

No que diz respeito à etapa de inoculação, além de ser a maior responsável pela dispersão de nódulos na matriz metalúrgica, esta é fundamental na determinação da composição química final da liga (SKALAND, 2001, p. 43). Ela tem como objetivo formar núcleos propícios para o início da formação da grafita através da adição de uma pequena quantidade de produtos (como grafita ou ferro silício) ao banho de ferro fundido, atuando na formação de germens heterogêneos e propiciando a precipitação da grafita (FERREIRA, 2002).

Portanto, uma inoculação bem-sucedida favorece o aumento do número de nódulos de grafita, além da formação de nódulos esféricos pela desoxidação, distribuindo a segregação de elementos de liga e impurezas e promovendo a formação de ferrita (em detrimento à perlita), justificada pela diminuição da distância de difusão. Por fim, em menor intensidade, o número de nódulos é ainda afetado pela velocidade de resfriamento na solidificação (GUESSER, 2009, p. 91).

Nos ferros fundidos com presença de grafita, de forma similar aos aços, a microestrutura aparece, sobretudo, com uma matriz com constituintes como ferrita e perlita e porções de grafita. Em termos de propriedades, considera-se que a grafita

possui baixa resistência mecânica, de modo que sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, exercendo um efeito de concentração de tensões (GUESSER, 2009). A forma da grafita também afeta as propriedades mecânicas da liga, podendo influenciar de maneira positiva ou negativa, de acordo com a demanda de utilização do componente fabricado em ferro fundido. Dessa forma, as características finais desses ferros fundidos irão depender, além da proporção de cada um, dos constituintes presentes na matriz e da morfologia da grafita (ALMEIDA, 2014, p. 22).

Embora o ferro fundido nodular seja conhecido por sua ductilidade, a vantagem mais importante tem sido seu alto módulo de resistência mecânica e elasticidade, em combinação com a fácil usinabilidade e fundição, e resistência a corrosão (PUGLIA, et. al., 2014, p.32).

3.3. Soldagem dos ferros fundidos

A soldagem de ferros fundidos, de acordo com a sua finalidade, é classificada pela norma DIN 17245 da seguinte maneira (Norma DIN 17245 *apud* PARIS, 2003, p. 30):

- Soldagem de produção, realizada no curso de fabricação, cujo objetivo é assegurar a qualidade necessária e garantir as propriedades das peças fundidas através do reparo de descontinuidades interpretadas pelo produtor;
- Soldagem de construção, para união de ferros fundidos entre si ou com outros materiais estruturais;
- Soldagem de manutenção ou reparo, com o intuito de restaurar ferros fundidos avariados durante sua aplicação ou fabricação e devolver a estes as propriedades desejáveis para sua utilização.

3.3.1. Dificuldades na soldagem de ferros fundidos nodulares

Os ferros fundidos são materiais conhecidos pela baixíssima soldabilidade, ou seja, apresentam grande probabilidade de problemas durante e/ou após a soldagem. Este comportamento se justifica, principalmente, pelo fato dessas ligas possuírem elevado teor de carbono e baixa ductilidade (BUSHLEY, 1993).

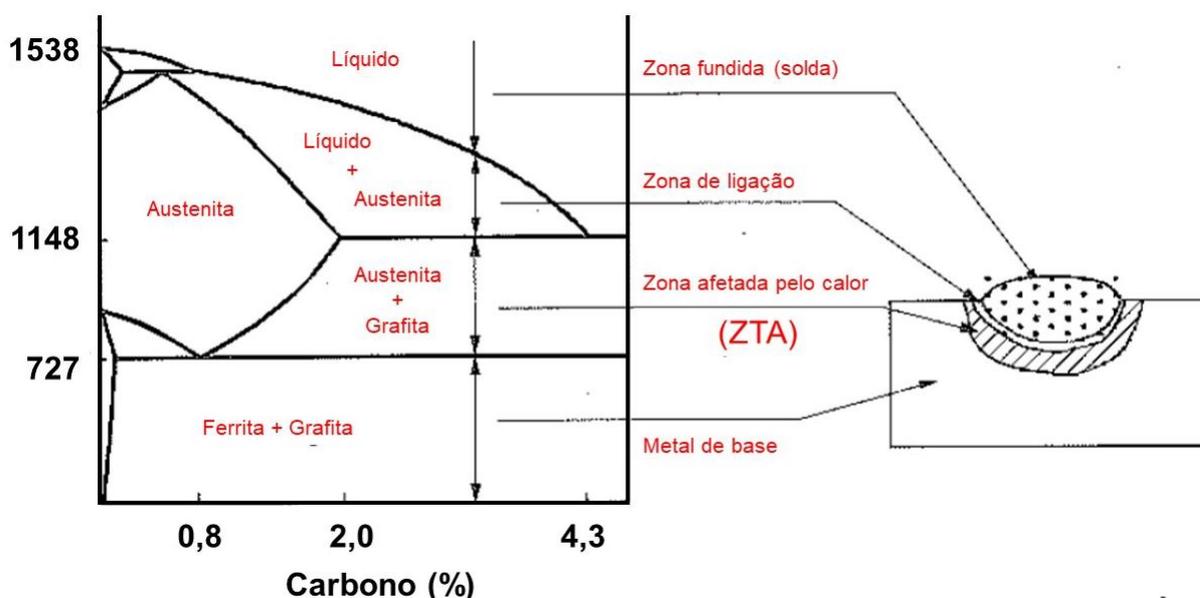
Sabendo que o ferro fundido é uma liga ferrosa com carbono e silício, além de outros elementos de liga, caracterizada por um alto teor de carbono e que a dificuldade de soldagem é diretamente proporcional a esse teor na estrutura da liga, a soldagem desse tipo de material apresenta inúmeras peculiaridades (MARQUES, 1991).

Várias são as dificuldades encontradas ao se soldar ferros fundidos em geral. Dentre elas, merecem destaque a formação de microestrutura com constituintes duros e frágeis, as porosidades e a falta de aderência (que não diz respeito a este trabalho, uma vez que não se adotou metal de adição).

Nos ferros fundidos nodulares, assim como nos demais tipos soldáveis, as condições de aquecimento e resfriamento rápidos do metal de base em torno da região soldada faz com que sejam formadas tensões residuais em decorrência da deformação plástica do material ao redor da junta. Além disso, apesar de ser uma região que não fundiu, a zona termicamente afetada (ZTA) é crítica, pois pode apresentar constituintes frágeis em decorrência das taxas de resfriamento a que foi submetida (PARIS, 2003, p. 29).

A Fig. 3.5 apresenta as áreas correspondentes na soldagem de ferros fundidos e parte do diagrama de fases da liga Fe-C.

FIGURA 3.5 – Representação esquemática das regiões de solda em ferro fundido



Fonte: Adaptada de PARIS, 2003, p. 30

3.3.1.1. Microestrutura

Os ferros fundidos nodulares constituem uma classe onde o carbono se encontra na forma de nódulos ou esferas de grafita em uma matriz metálica. A matriz metálica, que envolve estas partículas, pode ser ferrítica ou perlítica, ou ainda uma mistura dos dois, dependendo do processamento e incluindo o tipo de tratamento térmico que possa ser realizado (SOUZA, 2012, p. 21).

Contudo, a tendência de formação de constituintes duros e frágeis na ZTA é uma das dificuldades, senão a principal, no processo de soldagem dos ferros fundidos. Nessa região, o material é aquecido a temperaturas acima da necessária à ocorrência de transformações microestruturais e, posteriormente, resfriado a uma temperatura ambiente, podendo resultar numa microestrutura formada por diferentes constituintes (PARIS, 2003, p. 31). Dessa forma, o aporte de energia nesse processo exerce um papel direto na formação e na morfologia de constituintes frágeis (VOIGT et. al., 1983).

O fluxo de calor na soldagem pode ser dividido em duas etapas: o fornecimento de calor a junta e a dissipação desse pelo metal de base. No que diz respeito à primeira etapa, nos processos de soldagem a arco, este pode ser caracterizado pelo parâmetro energia de soldagem (MARQUES et. al., 2009, p. 88). Assim sendo, a quantidade de

energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma (conhecida como energia de soldagem, aporte térmico ou *heat input*), pode ser calculada pela Eq. 3.1, apresentada a seguir:

$$H = \frac{\eta \times V \times I}{v} \quad (\text{Eq. 3.1})$$

Onde: H = energia de soldagem (J/mm)
η = eficiência térmica do processo
V = tensão no arco (V)
I = corrente de soldagem (A)
v = velocidade de soldagem (mm/s)

No que diz respeito à largura da ZTA, esta depende do aporte térmico utilizado no processo de soldagem e da taxa de resfriamento. A largura da ZTA será maior quanto mais elevada for a temperatura no processo de soldagem e quanto mais lento for o resfriamento após esse processo (TAN et al., 2011). Tornando-se a ZTA mais larga em função do aumento do aporte, aumenta-se conseqüentemente a quantidade de carbonetos prejudiciais (PARIS, 2003, p. 32).

A velocidade de resfriamento é função do emprego ou não de pré-aquecimento, da energia de soldagem e, em menor escala, de outros fatores como o tipo de ferro fundido e do metal de adição (quando utilizado), influenciando diretamente na microestrutura resultante. De forma geral, a estrutura da ZTA consiste em uma mistura de austenita, martensita, carbonetos primários e eutéticos, ou seja, caracteriza uma estrutura complexa (PARIS, 2003, p.31).

O mecanismo de formação dessa microestrutura é um evento que acontece em alguns segundos ou frações de segundos (AWS, 1998). Conforme explica Flannery (1968) *apud* Paris (2003, p. 31), uma zona estreita, adjacente à zona fundida, é aquecida até uma temperatura logo abaixo do ponto eutético, fazendo com que a matriz seja primeiramente austenitizada e comece a dissolver a grafita rapidamente, resultando em austenita e grafita líquida. Em seqüência, à medida que a região soldada e a ZTA

são resfriadas rapidamente, a austenita rica em carbono transforma-se em martensita de forma parcial ou total e a parte líquida resfria como uma mistura de eutético e carbonetos primários (PARIS, 2003, p. 31), também chamada de ledeburita.

Nos ferros fundidos nodulares, a ZTA é composta de três regiões: uma região adjacente ao metal de base (que não foi afetado), aquecida entre a temperatura eutetóide e eutética; uma segunda região, aquecida acima da temperatura eutética; e uma terceira região denominada zona de fusão (ou linha), imediatamente adjacente ao cordão de solda. A segunda região (principal parte da ZTA) é a área na qual os carbonetos frágeis podem se formar na solidificação, uma vez que, após esta etapa, a área ao redor do nódulo fica composta por carbonetos, ferrita, perlita, martensita e bainita (PARIS, 2003, p. 32).

3.3.2. Preparação e técnicas de soldagem de ferros fundidos

Em decorrência do resfriamento e conseqüente precipitação de grafita, as peças obtidas em ferro fundido ficam sujeitas a esforços internos, tornando-as, muitas vezes, frágeis (PARIS, 2003, p. 45). Em termos de propriedades, a resistência mecânica da grafita é considerada baixa e sua presença pode ser entendida como uma descontinuidade da matriz, exercendo um efeito de concentração de tensões (GUESSER, 2009). Isso faz com que as peças sofram ruptura ao invés de deformação, quando solicitadas acima de seu limite de escoamento, dificultando as operações de soldagem. Nesse sentido, as técnicas operacionais de soldagem dos ferros fundidos dizem respeito, em sua maioria, à recuperação de defeitos, sendo aproximadamente 50% relativos a reparos de peças novas, 40% reparos de peças usadas e 10% na fabricação de peças complexas ou união com outros metais (PARIS, 2003, p. 45).

Contudo, os ferros fundidos nodulares apresentam resistência mecânica e ductilidade mais elevada que os cinzentos, uma vez que possui uma estrutura mais homogênea. O formato nodular da grafita nesse tipo de ferro fundido diminui sensivelmente o efeito de entalhe quando comparado à grafita lamelar dos ferros fundidos cinzentos (SANTOS e BRANCO, 1991, p. 117).

Vale ressaltar que o elevado teor de carbono pode resultar na precipitação de carbonetos ao invés de grafitas, assim como levar ao aparecimento de martensita, ambas estruturas duras e frágeis. Além disso, as tensões geradas durante a soldagem, devido à baixa ductilidade dos ferros fundidos, não são absorvidas pelo material fora da zona termicamente afetada (ZTA), o que também acaba dificultando a soldagem. Todavia, esses efeitos podem ser minimizados através da adoção de alguns procedimentos de soldagem, tais como a realização de pré-aquecimento e tratamento térmico pós-soldagem (BUSHLEY, 1993).

A seguir são apresentados os procedimentos de pré e pós-aquecimento, bem como as principais técnicas operacionais de soldagem, com foco no processo TIG.

3.3.2.1. Pré-aquecimento

O pré-aquecimento de peças depende de seu formato geométrico e tamanho, tipo de ferro fundido, grau de distorção aceitável e do metal de deposição (quando da sua utilização). A redução do gradiente térmico (diferença de temperatura) entre o metal da solda e as regiões adjacentes, diminui as taxas de resfriamento e produz benefícios como a redução de tensões residuais e prevenção da formação de trincas. Contudo, ocorre um aumento da quantidade de metal líquido, que alarga a ZTA e a zona de fusão, podendo aumentar a formação de uma rede de carbonetos duros contínuos na linha de fusão, o que caracteriza uma desvantagem (PARIS, 2003, p. 55).

A quantidade de martensita formada durante o resfriamento da solda e da zona termicamente afetada pode ser limitada reduzindo-se a taxa de resfriamento da solda através do pré-aquecimento. Como consequência desse procedimento, a região submetida à soldagem resfria-se mais lentamente, uma vez que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria. Nesse sentido, o pré-aquecimento reduz a dureza na zona termicamente afetada (ZTA), as tensões de contração e o risco de trincas por hidrogênio (FORTES, 2005, p. 13).

A faixa de temperatura de pré-aquecimento depende da temperabilidade da liga, das dimensões e da complexidade da solda e do tipo de material de deposição (quando

da sua utilização). O pré-aquecimento deve ser mantido por um tempo suficiente para evitar a formação de martensita na matriz, uma vez que seu efeito é reduzir as tensões residuais, distorções, evitar trincas a frio e reduzir a dureza da ZTA (EL-BANNA, 1999, p.20).

No caso dos ferros fundidos nodulares, Paris (2003, p.65) afirma que a escolha da temperatura ótima é um processo mais complexo, uma vez que o pré-aquecimento nem sempre é necessário ou benéfico. Quando altas tensões térmicas são prováveis, a temperatura de pré-aquecimento deve ser baixa, entre 150 e 180°C, uma vez que a adoção de temperaturas mais altas (acima de 315°C), pode resultar na formação de carbonetos contínuos ao longo da linha de fusão, que acabam reduzindo as propriedades mecânicas.

Segundo o ASM Handbook (1993), a temperatura de pré-aquecimento do ferro fundido é discutível observando-se os seguintes aspectos:

- deverá ser maior a temperatura de pré-aquecimento quanto maior for o carbono equivalente;
- o pré-aquecimento deverá ser baseado na microestrutura e na resistência mecânica do fundido se, embora não se conheça a composição química específica, conheça-se o tipo de ferro fundido;
- ferros fundidos de alta resistência usualmente requerem maiores temperaturas de pré-aquecimento do que de ferros fundidos de baixa resistência.

3.3.2.2. Técnica operacional

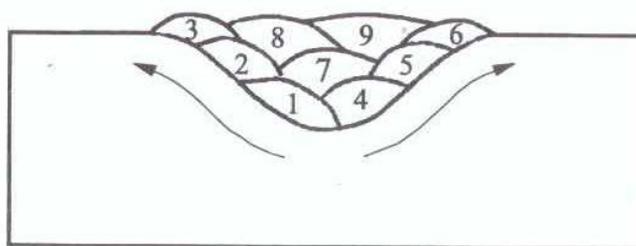
A peça a ser soldada necessita, sobretudo, de uma boa preparação, observando-se o tipo de ferro fundido, o grau de contaminação, o tamanho e posicionamento da peça, a espessura da parede e as condições de solicitação em uso (PITT, 1985 *apud* PARIS, 2003, p.45).

A presença de contaminantes como graxas, óleos, tintas e sujeiras resultam em falta de molhabilidade e porosidades (PARIS, 2003, p.45). Para eliminá-los, um procedimento usual consiste em aquecer a peça de 15 a 30 minutos entre 370 e 450°C

(FLANNERY, 1968 *apud* PARIS, 2003, p.46) e, logo após, realizar limpeza mecânica e utilizar solvente (PARIS, 2003, p.46).

Para uma obtenção de soldas sem defeitos, o primeiro passe é um fator crítico na soldagem de ferros fundidos (PITT, 1983 *apud* PARIS, 2003, p.48). Em decorrência disso, a escolha do formato do cordão é importante para minimizar o aporte de energia e diminuir a taxa de diluição, ou seja, a razão entre a massa fundida do metal de base e a massa total do cordão. Os cordões de solda devem ser feitos filetados e sem tecimento (deslocamento lateral) e a largura destes não deve exceder o triplo do valor do diâmetro do eletrodo. Além disso, devem ser executados com um comprimento curto (25 a 50 mm) para evitar aquecimento excessivo da peça (PARIS, 2003, p.48), conforme Fig. 3.6.

FIGURA 3.6 – Sequência de soldagem



Fonte: PARIS, 2003, p. 49

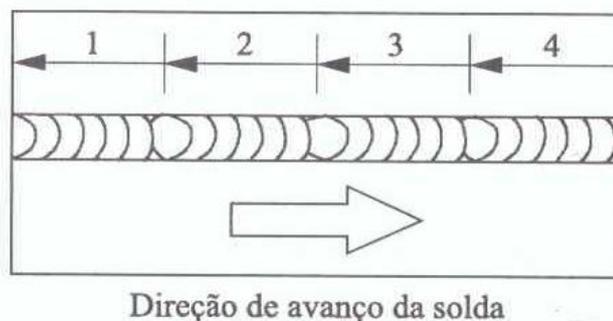
Outro aspecto importante a ser observado é que, uma vez o metal adjacente à solda tendo atingido a temperatura de transformação (acima de 727°C), isso afeta as propriedades do metal de base (PARIS, 2003, p.49). Portanto, é necessário que essa condição seja evitada.

Nesse sentido, além de cordões curtos e filetados é empregada a técnica de deposição de cordões alternados e separados, proporcionando a estes um resfriamento até a temperatura aproximada de 37°C, num intervalo de tempo de 3 a 5 minutos (PARIS, 2003, p.49).

A técnica de “passes à ré” também é empregada e consiste no depósito alternado de cordões de solda, de modo que o término de um cordão seguinte coincida com o início do cordão anterior, conforme mostra a Fig. 3.7. Nesse procedimento, a escória deve

ser retirada do início para o fim do cordão, com a finalidade de evitar que o final de um cordão passe sobre a escória do cordão precedente (PARIS, 2003, p. 53).

FIGURA 3.7 – Técnica de “passe à ré”



Fonte: PARIS, 2003, p. 53

Após o término do procedimento de soldagem, é benéfica a realização de um martelamento suave do cordão para proporcionar alívio de tensões de contração, minimizando trincas, distorções e permitindo refino da microestrutura. Contudo, para evitar endurecimento da ZTA, o martelamento deve restringir-se apenas ao cordão (HEINE et. al., 1978 *apud* PARIS, 2003, p. 53).

3.3.2.3. Pós-aquecimento

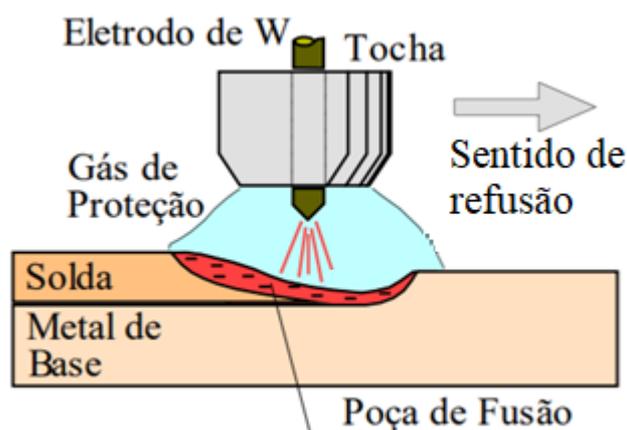
O pós-aquecimento é visto como um tratamento de pós-soldagem que, embora não restaure a ductilidade e a tenacidade total da ZTA, é responsável pela decomposição da cementita formada durante a soldagem e pela transformação da martensita em constituintes menos frágeis (PARIS, 2003, p. 66).

O pós-aquecimento raramente é aplicado de forma isolada sendo, quase sempre, conjugado com o pré-aquecimento, uma vez que tem a mesma função deste: manter a temperatura da peça em um nível suficientemente elevado de tal maneira que a junta soldada esfrie lentamente, resultando numa ductilidade maior na região da solda. (FORTES, 2005, p. 15).

3.3.3. Soldagem TIG

A soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), também conhecida por GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), é um processo de união no qual, através de um arco elétrico, estabelecido entre o eletrodo de tungstênio (não consumível) e as peças a serem unidas, é produzida fusão localizada. Para proteção do metal líquido é utilizada uma atmosfera composta por gás inerte ou uma mistura destes, sendo que a soldagem pode ser feita ou não com adição de metal de adição. A Fig. 3.8 ilustra como ocorre a soldagem por este processo.

FIGURA 3.8 – Esquema da soldagem TIG



Fonte: Adaptada de MARQUES et. al., 2009, p. 205.

Destaca-se como importante característica deste processo o controle eficaz da energia transferida para a peça, uma vez que a fonte de calor e a adição de metal de enchimento (quando utilizado) são independentes fazendo com que o processo seja adequado para soldagem de peças de espessuras menores. Adicionalmente, devido ao emprego de atmosfera inerte, este é indicado para união de ligas refratárias e reativas como magnésio, alumínio e titânio (MARQUES et. al., 2009, p. 206). Como consequência, o processo TIG é muito utilizado na soldagem de tubos, indústria nuclear e aeroespacial além de serviços de reparo (POEPCKE et. al., 1997, p. 161).

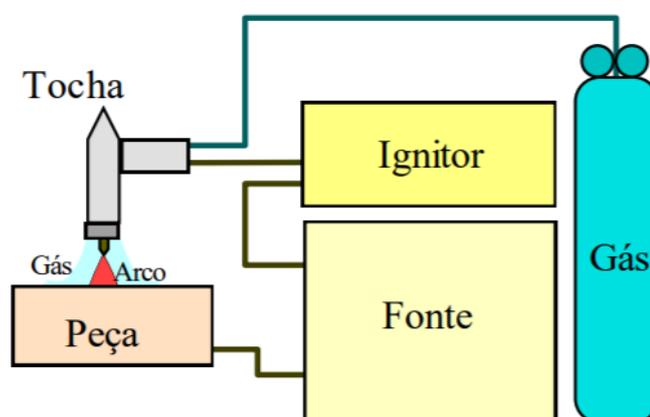
Devido ao fato de o eletrodo ser não consumível, é possível a soldagem sem adição de metal de enchimento, proporcionando uma excelente visibilidade para o soldador, uma vez que não ocorrem reações metal-gás e metal-escória, diminuindo a geração de fumos e vapores. O arco elétrico é bastante estável e suave nesse processo,

produzindo soldas de bom acabamento e aparência, que exigem pouca ou nenhuma limpeza ao final da operação. A operação pode ser feita de forma manual ou também mecanizada (automatizada), sendo de fácil implementação através do uso de dispositivos de soldagem adequados (MARQUES et. al., 2009, p. 206).

3.3.3.1. Equipamentos e consumíveis

Na soldagem TIG, o equipamento básico utilizado consiste numa fonte de energia elétrica, uma fonte de gás protetor, um dispositivo para abertura do arco, uma tocha de soldagem apropriada, cabos e mangueiras, conforme apresentado na Fig. 3.9. Além dos equipamentos básicos, para permitir melhor controle do processo, facilidade de operação e maior produtividade, podem ser utilizados equipamentos auxiliares na soldagem manual ou mecanizada.

FIGURA 3.9 – Esquema de equipamento básico para soldagem TIG



Fonte: MARQUES et. al., 2009, p. 207.

A fonte de energia elétrica pode ser, ao mesmo tempo, um retificador ou gerador, no caso de corrente contínua, ou um transformador, no caso de corrente alternada (POEPCKE et. al., 1997, p. 167). Independente se a fonte é contínua, alternada ou pulsante, é necessário que ela seja do tipo corrente constante, com valor de saída ajustável para cada operação. Em termos de capacidade, de modo geral, as fontes para soldagem TIG trabalham com correntes entre 5 e 500 A (MARQUES et. al., 2009, p. 207).

3.3.3.2. Aplicações industriais da soldagem TIG

Apesar de apresentar baixa produtividade e custo relativamente elevado se comparado a outros processos de soldagem ao arco elétrico, o TIG é um dos mais versáteis em termos de ligas soldáveis e espessuras, uma vez que resulta em soldas de ótima qualidade. Nesse contexto, suas principais aplicações industriais são soldagem de alumínio, titânio e magnésio, além de aços inoxidáveis e passe de raiz em tubulações de aço carbono e outros materiais (MARQUES et. al., 2009, p. 217).

No que diz respeito aos ferros fundidos, mais especificamente os nodulares, o processo TIG é empregado apenas para reparos de pequenos defeitos (PARIS, 2003, p. 97). Pode-se citar, como exemplo de produtos industriais fabricados em ferro fundido nodular que exigem reparos, os eixos girabrequins, eixos comando de válvulas, carcaças em geral, componentes hidráulicos, calípers e suportes de freio, engrenagens, coletores de exaustão e peças de suspensão de veículos (GUESSER, 2009, p. 6).

Assim sendo, a soldagem TIG é empregada em situações em que o controle do calor cedido à peça deve ser rigoroso e que a qualidade da solda é mais importante que o seu custo de produção (MARQUES et. al., 2009, p. 217).

3.4. Tratamento térmico de recozimento dos ferros fundidos nodulares

Embora muitas peças de ferro fundido nodular sejam empregadas apenas no estado bruto de solidificação, algumas são tratadas termicamente antes do seu emprego. Em seu estado fundido, a estrutura do ferro fundido nodular é constituída de matriz perlítica com grafita esferoidal, podendo, contudo, apresentar ferrita ou cementita livre (CHIAVERINI, 2005, p. 562).

O tratamento térmico de recozimento é realizado em ferros fundidos quando deseja-se obter alívio de tensões, aumento de ductilidade e maior usinabilidade em aplicações para as quais não necessita-se de uma elevada resistência mecânica (SANTOS e BRANCO, 1991, p. 157).

Neste estudo é executado o tratamento de recozimento em ferros fundidos nodulares, mais especificamente o tratamento térmico de recozimento de decomposição de carbonetos.

3.4.1. Tratamento térmico de recozimento de decomposição de carbonetos

Este tratamento térmico é principalmente utilizado em ligas de ferro fundido nodular onde ocorre a formação de carbonetos devido a solidificação rápida. A redução do alongamento e da usinabilidade do material são consequências da formação desse constituinte. Nesse tipo de tratamento, a temperatura de encharque está entre 850°C e 950°C e o resfriamento pode ser feito ao ar ou no forno quando se deseja ferritizar (GUESSER, 2009, p.15).

Na Tab. 3.3 podem ser observados os principais parâmetros utilizados no tratamento térmico em questão.

TABELA 3.3 – Tratamento térmico de recozimento de decomposição de carbonetos

Decomposição de carbonetos	Cinzento	Nodular
Temperatura de recozimento (°C)	850 a 950°C	850 a 920°C
Velocidade de aquecimento	50 a 100°C/h	
Tempo de manutenção	2 h até 25 mm de espessura + 1 h por 25 mm que exceder	
Resfriamento	No forno (40 a 60°C/h, caso se deseje ferritizar) ou ar	

Fonte: Adaptada de GUESSER, 2009, p. 15.

Santos e Branco (1991, p. 159) ainda afirmam que a microestrutura também é um fator importante no tempo de austenitização para o recozimento dos ferros fundidos nodulares. Para que ocorra a dissolução dos carbonetos é necessário a manutenção da peça por um tempo mais longo à temperatura de austenitização. Todavia, deve-se evitar temperaturas muito elevadas, uma vez que isto pode provocar empenamento das peças submetidas ao tratamento.

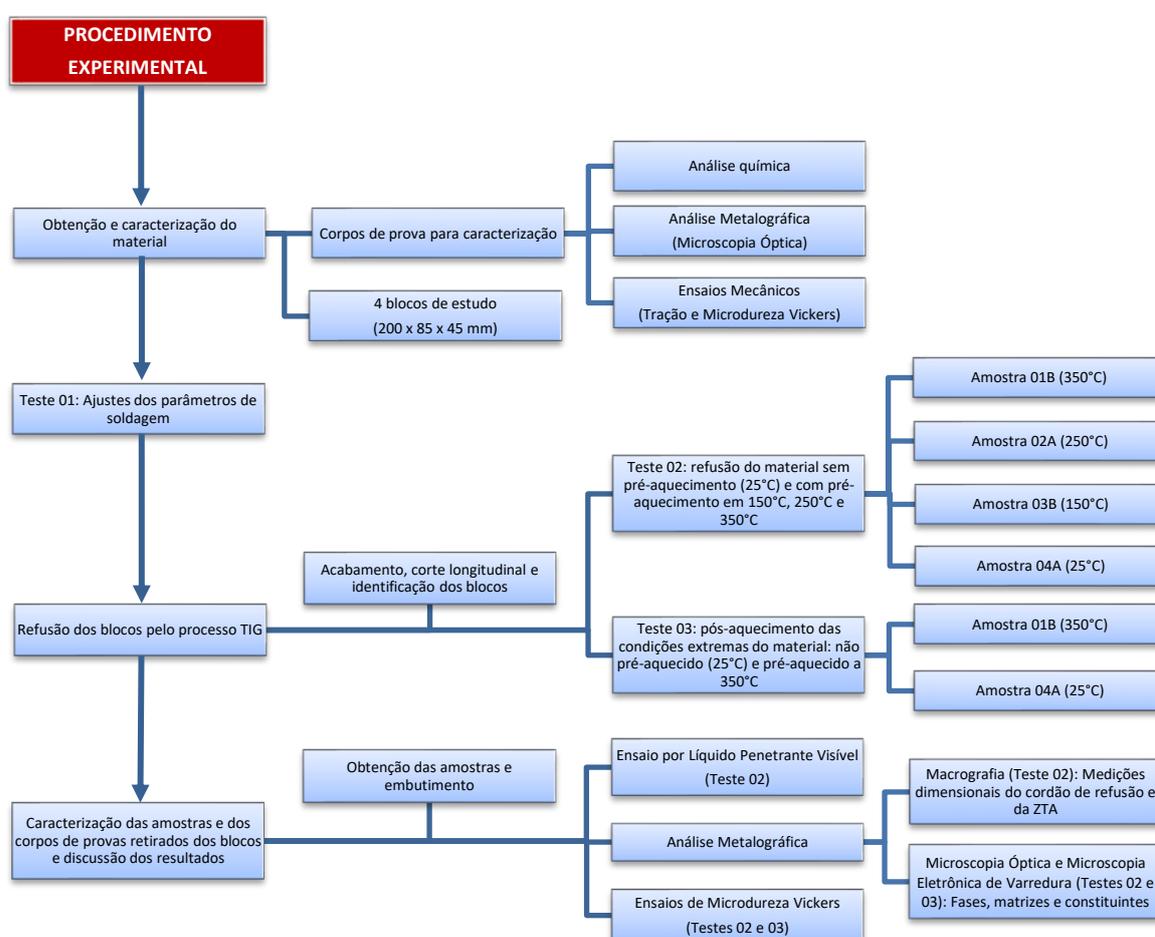
No que diz respeito à composição química, esta influi de forma considerável neste tipo de tratamento, uma vez que teores crescentes de carbono provocam uma diminuição

de propriedades mecânicas como dureza, limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento e redução de área em ferro fundido nodular (REYNOLDS et. al., 1953 *apud* SANTOS e BRANCO, 1991, p. 159). A justificativa para a diminuição dessas propriedades está no aumento da quantidade de grafita, uma vez que durante o tratamento ocorre uma difusão de carbono da matriz para os nódulos de grafita, aumentando o volume de grafita presente na estrutura.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A Fig. 4.1 apresenta, de forma esquemática, o fluxograma de trabalho relacionando as etapas e a sequência de realização das atividades experimentais, de modo a atingir o objetivo deste trabalho.

FIGURA 4.1 – Fluxograma experimental



Fonte: Produzido pelo autor

4.1. Produção do ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular utilizado neste trabalho foi produzido com o auxílio de um forno a indução de média frequência, da marca *Inductotherm*, com capacidade para fundir 50 kg. Dessa fusão, foram obtidos uma pastilha vazada em coquilha para caracterização do material por meio análise química, um bloco tipo Y do qual foram

retirados os corpos de prova para caracterização do material por meio de análise metalográfica, ensaio de dureza Vickers e ensaio de tração e quatro blocos nas dimensões 200 x 85 x 45 mm para a realização dos testes.

4.2. Caracterização do material

Para a caracterização do material fundido foram realizadas análises química e metalográfica, bem como ensaios mecânicos de microdureza e tração.

A análise química foi realizada via espectrometria de emissão ótica – base ferro, empregando um equipamento da marca *SPECTRO*, modelo *SPECTROMAXx*, série 127581/09 e baseando-se nas normas ASTM E 415:2017, ASTM E 1086:2014 e ASTM A 751:2014.

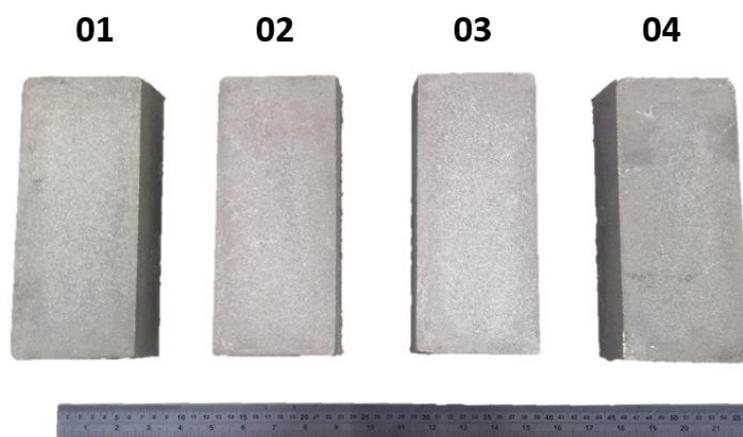
A análise metalográfica foi realizada com o auxílio de um microscópio óptico da marca *Olympus*, modelo *GX51* e o *software Analysys Docu* para obtenção de informações qualitativas e semiquantitativas. A preparação das amostras do material para esta análise foi feita mediante lixamento, polimento e ataque. As amostras foram lixadas em lixas de óxido de alumínio com granulometrias 50, 240, 400 e 600 *mesh*, sequencialmente, seguido de polimento em alumina e polimento em pasta de diamante, ambos de granulometria 1µm. Nessas etapas, foram empregadas politrizes das marcas *Mecapol*, modelo 2B e *Arotec*, modelo Aropol 2V. A técnica de ataque foi realizada por imersão em reagente Nital 4%.

No que diz respeito ao ensaio de dureza Vickers, este foi realizado em durômetro óptico, da marca *Wolpert*, modelo V - Testor 2. Neste ensaio foram realizadas 10 impressões, utilizando uma carga de 200 g, durante 20 segundos de aplicação. Já o ensaio de tração foi realizado em máquina universal de ensaio da marca *Kratos*, modelo *MKU*.

4.3. Identificação, fresagem, retificação e corte dos blocos

De posse dos blocos para estudo, após a desmoldagem, a numeração (identificação) destes foi feita conforme Fig. 4.2.

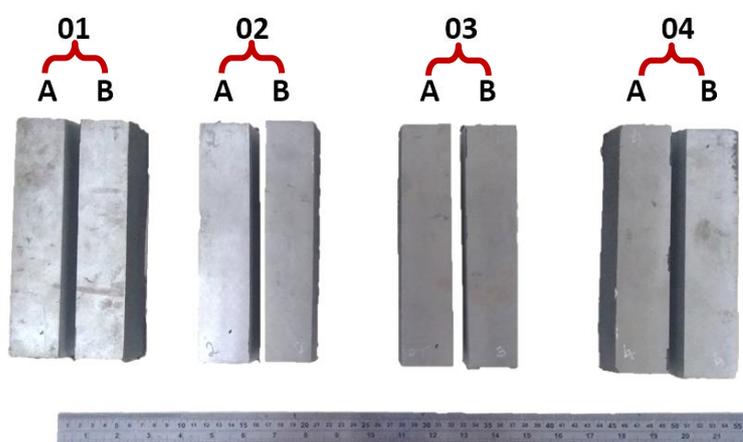
FIGURA 4.2 – Identificação dos blocos



Fonte: Produzida pelo autor

Após identificação, os blocos foram encaminhados para fresagem e retificação. Esses procedimentos foram realizados em suas duas faces de maior área (200 x 85 mm) com o objetivo de reduzir rugosidades e corrigir irregularidades existentes nessas superfícies, conferindo uma maior homogeneidade às faces a serem refundidas. Em sequência, cada bloco foi cortado ao meio, em sua face de maior área, no sentido longitudinal (de maior dimensão do bloco). Para a fresagem foi utilizada uma fresadora ferramenteira da marca *Clark Machine*, modelo *2EVS*, para a retificação foi utilizada uma retificadora plana tangencial automática da marca *Mello*, modelo *P 25*, e para o corte foi utilizada uma serra de fita horizontal da marca *Franho*, modelo *FM 1600*. Após o corte, cada parte do bloco foi identificada como A e B, conforme mostra a Fig. 4.3.

FIGURA 4.3 – Fresagem, retificação, corte longitudinal e identificação das partes dos blocos



Fonte: Produzida pelo autor

4.4. Definição dos testes a serem realizados

Após a identificação das partes dos blocos, definiu-se realizar os testes de soldagem sob três condições. O Teste 01 consistiu em uma refusão realizada em material similar ao de estudo (ferro fundido nodular de matriz perlítica-ferrítica) para o ajuste dos parâmetros da soldagem. No Teste 02, para fins deste estudo, foi realizada a refusão dos blocos sem pré-aquecimento (25°C) e com três temperaturas de pré-aquecimento: 150°C, 250°C e 350°C. Por fim, no Teste 03, também para fins deste estudo, foi realizado pós-aquecimento através de tratamento térmico de recozimento dos blocos submetidos às condições extremas (sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 350°C).

A Tab. 4.1 apresenta os testes realizados em cada bloco. As partes dos blocos não utilizadas (Bloco 01 – Lado A, Bloco 02 – Lado B, Bloco 03 – Lado A e Bloco 04 – Lado B) foram reservadas para a realização de testes complementares, caso necessário.

TABELA 4.1 – Partes dos blocos utilizadas em cada procedimento de soldagem

TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO	TESTE 01	TESTE 02	TESTE 03
	Ajustes dos parâmetros	Apenas pré-aquecimento	Pós-aquecimento
Ambiente (25°C)	Bloco similar de teste	Bloco 04 – Lado A	Bloco 04 – Lado A
150°C	Não se aplica	Bloco 03 – Lado B	Não se aplica
250°C	Não se aplica	Bloco 02 – Lado A	Não se aplica
350°C	Não se aplica	Bloco 01 – Lado B	Bloco 01 – Lado B

Fonte: Produzida pelo autor

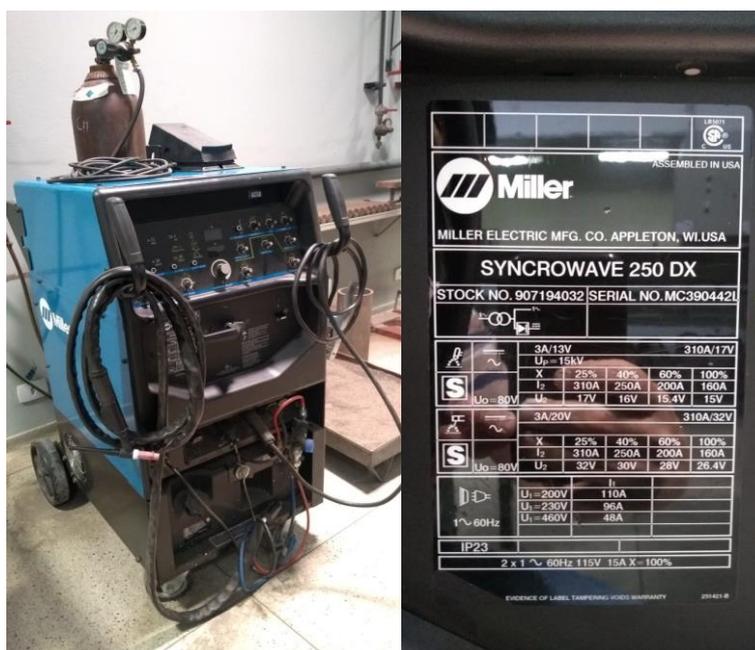
4.5. Teste 01: ajustes dos parâmetros de soldagem

Antes de iniciar a refusão dos blocos sob diferentes condições de pré-aquecimento, foram executadas soldas visando ajustar os parâmetros de soldagem.

Para a realização das soldas foi utilizada uma fonte marca *Miller*, modelo *Syncrowave 250 DX*, conforme mostra Fig. 4.4. Esse equipamento é do tipo corrente constante,

opera em uma faixa de corrente de 3 a 310 A, possui tensão máxima em circuito aberto de 80V e pode ser alimentado em 200, 230 e 460 V. Além disso, esta fonte apresenta corrente alternada e contínua como opções de saída. Para a proteção da poça de fusão utilizou-se argônio.

FIGURA 4.4 – Fonte Miller, modelo Syncrowave 250 DX



Fonte: Produzida pelo autor

Por fim, para realização da solda de forma mecanizada, a tocha foi adaptada a uma tartaruga modelo *MC – 46*, fabricada pela *White Martins*. A escolha desse sistema teve como principal objetivo permitir o controle preciso das variáveis do processo como velocidade de soldagem e comprimento do arco elétrico permitindo assim reduzir o número de amostras. Nas soldagens de refusão, foram empregadas velocidade de soldagem constante, regulada no próprio sistema e, ao mesmo tempo, corrente e tensão fixas, reguladas na fonte de soldagem.

Uma vez regulada a fonte de soldagem, considerou-se importante realizar um teste de abertura de arco e posterior soldagem de refusão, sem pré-aquecimento, em um material similar (Teste 01), com o intuito de detectar possíveis problemas e refinar o ajuste dos parâmetros, caso necessário. Para esse teste, foram utilizados os seguintes parâmetros: corrente de soldagem de 200 A e tensão de 14 V.

O cordão de refusão obtido a partir dos parâmetros selecionados, apresentou características típicas, sem anomalias ou defeitos o que validou a parametrização a ser utilizada nos testes subsequentes. Portanto, da mesma forma que o Teste 01, definiu-se, então, que o Teste 02 seria executado empregando os mesmos parâmetros.

4.6. Teste 02: refusão do material sem pré-aquecimento (25°C) e com pré-aquecimento a 150°C, 250°C e 350°C

Conforme mostra a Fig. 4.5, durante os procedimentos de pré-aquecimento e soldagem de refusão, as partes de cada bloco foram posicionados em caixas de areia, com índice eficiente de isolamento térmico, evitando assim, gradientes de temperatura consideráveis entre o pré-aquecimento (conforme Tab. 4.1) e a soldagem.

FIGURA 4.5 – Acondicionamento para pré-aquecimento e refusão dos blocos



Fonte: Produzida pelo autor

Para realizar o pré-aquecimento dos blocos foi utilizada chama oxiacetilênica, produzida por um conjunto de cilindros de acetileno e oxigênio. Nesse processo, empregou-se chama do tipo neutra, recomendada para aplicações em ferros fundidos, uma vez que esse tipo de chama apresenta uma menor chance de promover uma alteração na composição química do material se comparada com as chamas oxidante e carburante, formando como metal base a mesma estrutura homogênea.

O controle da temperatura média no bloco foi realizado com o auxílio de um termômetro infravermelho, marca *Minipa*, modelo *MT-390* (Fig. 4.6) e um conjunto multímetro-termopar, marca *Fluke*, modelo *325* (Fig. 4.7), de forma simultânea.

FIGURA 4.6 -Termômetro infravermelho



Fonte: Produzida pelo autor

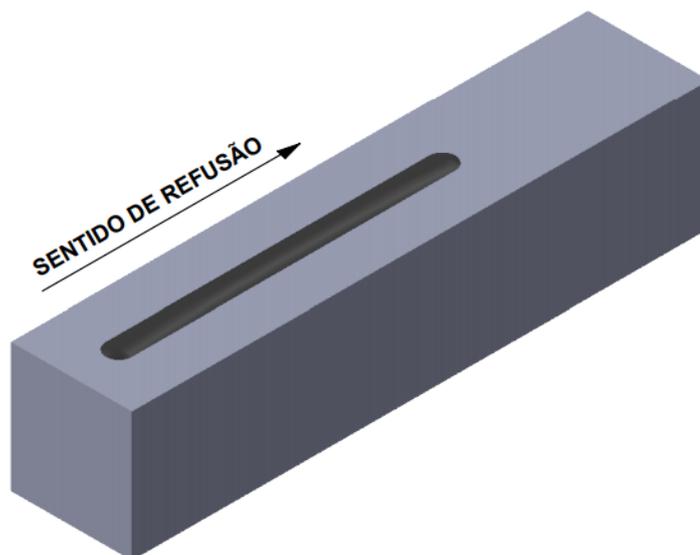
FIGURA 4.7 - Multímetro-termopar



Fonte: Produzida pelo autor

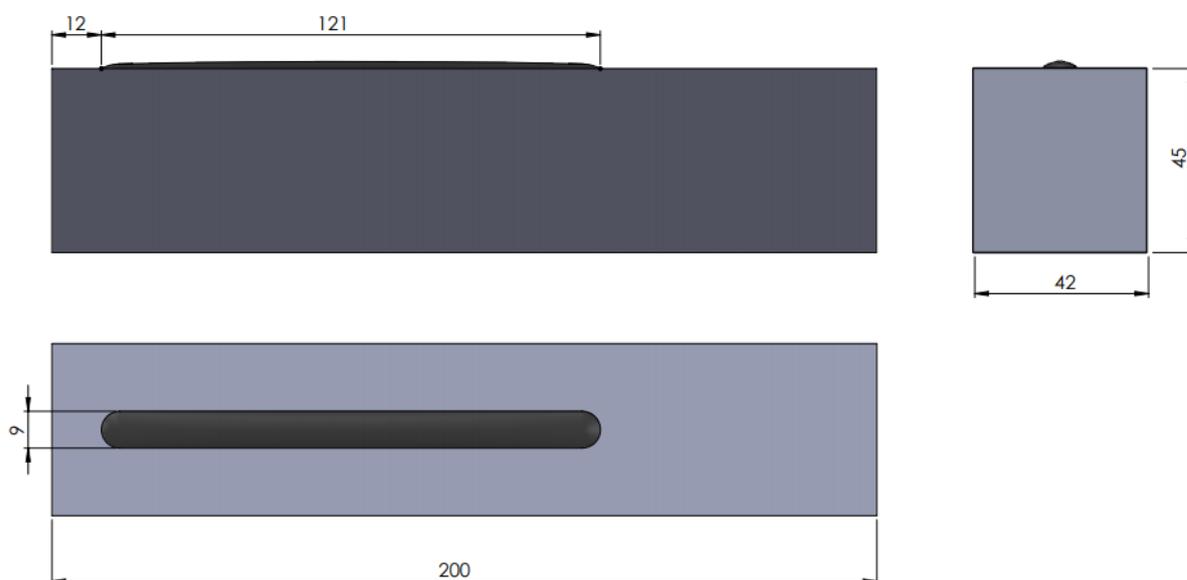
Após o corte, fresagem e retificação, devido à perda de material nas operações de usinagem, as faces a serem refundidas de cada parte dos blocos passaram a possuir aproximadamente 42 mm de largura. Em função desta largura, o cordão de refusão foi produzido em uma posição simétrica (no centro) às extremidades das partes de cada bloco. No sentido longitudinal, abriu-se o arco para produção cordão quando a tocha avançou, de forma mecanizada, aproximadamente 12 mm da extremidade do bloco. Além disso, após a abertura do arco, padronizou-se um tempo de 40 segundos até a extinção do mesmo a uma velocidade constante regulada de 18,2 cm/min, produzindo um cordão de aproximadamente 12,1 cm de extensão. As Figs. 4.8 e 4.9 mostram, em perspectiva e em três vistas: a posição do cordão de refusão, o sentido de soldagem, bem como suas dimensões aproximadas.

FIGURA 4.8 – Detalhe, em perspectiva, da posição e sentido do cordão de refusão



Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 4.9 – Detalhe, em três vistas, das dimensões do bloco e da posição do cordão de refusão



Fonte: Produzida pelo autor

A Tab. 4.2 apresenta temperaturas de pré-aquecimento, intensidades de corrente, tensões de soldagem, velocidades de soldagem e tempos de soldagem adotados no Teste 02 para cada bloco, bem como as energias de soldagem (*heat input*) calculadas a partir da Eq. 3.1.

TABELA 4.2 – Detalhamento dos parâmetros do Teste 02 e energia de soldagem

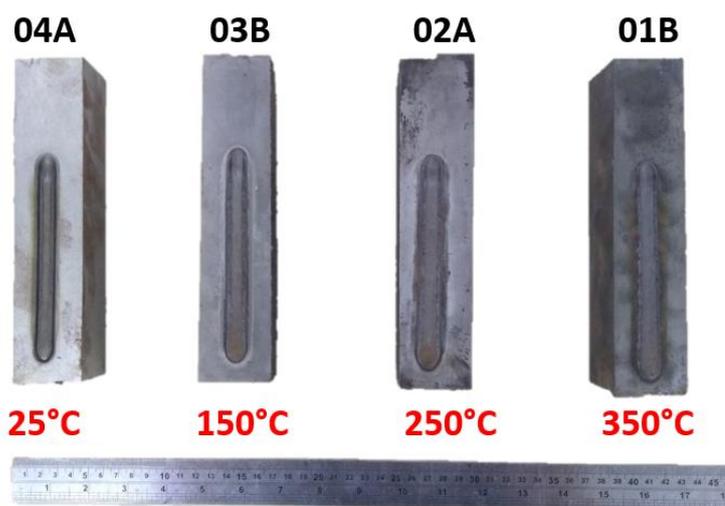
BLOCO	Temperatura de pré-aquecimento (°C)	Corrente Elétrica (A)	Tensão Elétrica (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Tempo de soldagem (s)	Energia de soldagem (kJ/mm)
04-A	Não aplicável	201	14,3	3,03	40	0,95
03-B	150	201	14,5	3,03	40	0,96
02-A	250	201	14,5	3,03	40	0,96
01-B	350	201	14,1	3,03	40	0,94

Fonte: Produzida pelo autor

É possível perceber uma pequena variação na tensão de soldagem inerente à fonte que é do tipo corrente constante. No que diz respeito ao cálculo da energia de soldagem, como houve apenas refusão do material, desconsiderou-se a eficiência térmica do processo.

A Fig. 4.10 mostra o aspecto visual dos cordões obtidos em cada bloco imediatamente após o Teste 02. O resfriamento foi feito de forma natural no interior de uma estufa desligada para evitar influência de correntes de ar. O aspecto morfológico dos cordões é discutido nos resultados.

FIGURA 4.10 – Cordões de refusão em cada bloco do Teste 02

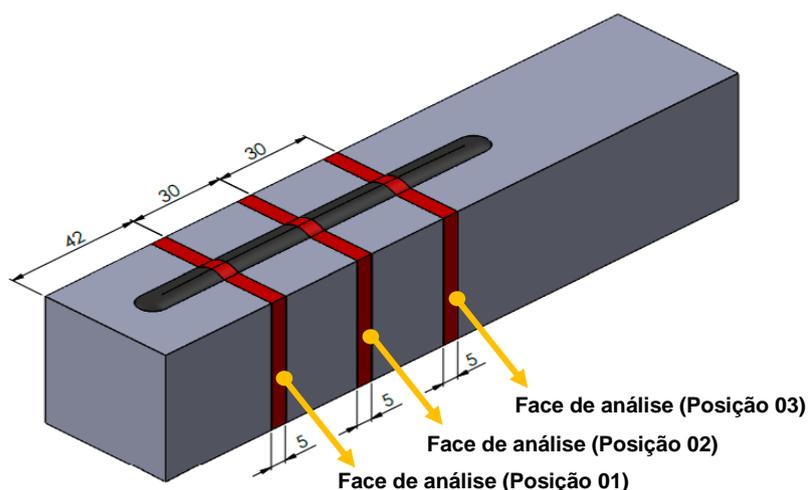


Fonte: Produzida pelo autor

Após a refusão previu-se a retirada de três amostras da seção transversal de cada bloco. Considerando o comprimento aproximado do cordão de 121 mm, optou-se por fazer a retirada das amostras a $\frac{1}{4}$ (um quarto), $\frac{1}{2}$ (um meio) e $\frac{3}{4}$ (três quartos) de distância do início do cordão (12 mm da extremidade do bloco), no sentido de refusão, o que equivale a aproximadamente 30 mm (posição 01), 60 mm (posição 02) e 90 mm (posição 03) de distância. Cada amostra foi retirada com uma espessura aproximada de 5 mm, sendo esta ideal para o embutimento. Além disso, essas amostras tiveram sua seção reduzida, de forma a não comprometer as regiões da zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida do cordão, para que pudessem ser embutidas. A face escolhida para análise foi a localizada no sentido oposto ao de soldagem. Os detalhes das retiradas das amostras relativas ao Teste 02 podem ser observados na Fig. 4.11.

As amostras posicionadas a 60 mm (metade) do início do cordão foram as primeiras a serem retiradas para serem direcionadas à análise por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Após a retirada destas, optou-se por analisar também o aspecto superficial do cordão de refusão através de um ensaio não destrutivo por líquido penetrante visível, descrito no item a seguir.

FIGURA 4.11 – Detalhe da retirada das amostras do Teste 02



Fonte: Produzida pelo autor

A Tab. 4.3 apresenta os ensaios que foram realizados em cada amostra retirada dos blocos, após embutimento.

TABELA 4.3 – Medições e análises realizadas nas amostras submetidas ao Teste 02

MEDIÇÕES E ANÁLISES REALIZADAS	POSIÇÃO DE RETIRADA DA AMOSTRA		
	Posição 01	Posição 02	Posição 03
	30 mm (1/4)	60 mm (1/2)	90 mm (3/4)
Largura do cordão de refusão		X	
Penetração do cordão de refusão		X	
Área da seção transversal do cordão de refusão	X	X	X
Largura de ZTA	X	X	X
Dureza Vickers	X	X	X
Microscopia Óptica		X	
Microscopia Eletrônica de Varredura		X	

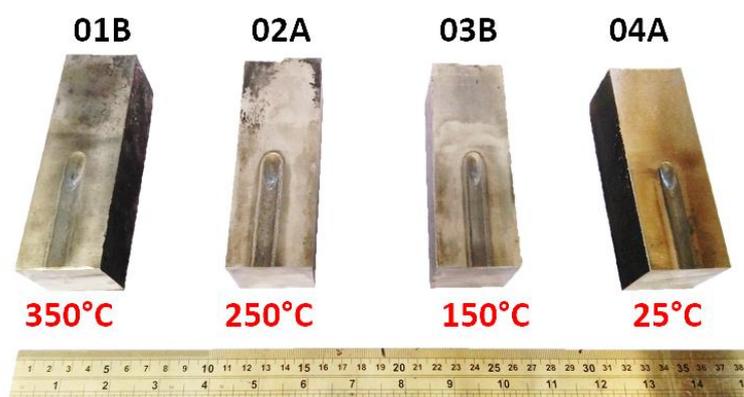
Fonte: Produzida pelo autor

4.6.1. Ensaio por líquido penetrante visível

O ensaio por líquido penetrante foi realizado apenas em parte do cordão (numa posição aproximada de 60 mm) até o seu final, com o intuito de se verificar possíveis descontinuidades superficiais no cordão em cada temperatura de pré-aquecimento.

O primeiro passo para a realização deste ensaio foi a limpeza e escovação dos blocos. Para isso foi utilizada uma escova de aço para esmeril circular de 8" x 25 mm, proporcionando aos cordões de refusão um aspecto propício para o ensaio, conforme mostrado na Fig. 4.12.

FIGURA 4.12 – Blocos escovados para ensaio por líquido penetrante visível



Fonte: Produzida pelo autor

O líquido penetrante utilizado foi da marca *Metal-Check*, modelo *VP-30*, pulverizado a uma distância aproximada de 30 cm dos blocos. O tempo de penetração foi de aproximadamente 10 minutos, conforme recomendado pelo fabricante. Após o tempo de penetração do líquido, os blocos foram lavados em água corrente e secados com jato de ar comprimido. Em seguida, aplicou-se o revelador da marca *Metal-Check*, modelo *D-70*, também pulverizado a aproximadamente 30 cm de distância dos blocos. O tempo para completa secagem do revelador e revelação das discontinuidades foi de aproximadamente 5 minutos.

4.6.2. Dimensões do cordão e da zona termicamente afetada

Um cordão produzido em um material pode apresentar variações dimensionais em função de vários fatores. No caso específico deste estudo, foi analisado, sobretudo, a variação das dimensões do cordão e da zona termicamente afetada em função das temperaturas de pré-aquecimento dos blocos.

No que diz respeito à morfologia e geometria do cordão foram analisadas sua largura, penetração e área da seção transversal. Além disso, foi analisada também a largura da zona termicamente afetada. As medições da largura e área da seção transversal do cordão, bem como da largura da zona termicamente afetada, foram feitas utilizando um microscópio estereoscópio, marca *Olympus*, modelo *SZ61*. Já a medição da penetração do cordão de refusão foi feita no microscópio óptico, marca *Olympus*, modelo *GX51*, no momento da análise metalográfica por microscopia óptica.

Uma vez que este trabalho tem como foco o estudo da zona termicamente afetada, as medições de largura e penetração foram realizadas apenas nas amostras centrais (posição 02) de cada bloco com o objetivo de demonstrar e comprovar a variação dessas grandezas em função da temperatura de pré-aquecimento. Contudo, as medições da área da seção transversal e da largura da ZTA, por serem grandezas diretamente relacionadas ao objetivo deste trabalho, foram realizadas nas três amostras retiradas de cada bloco. Para a obtenção de um valor médio da área da seção transversal de cada cordão em cada temperatura de pré-aquecimento, foi calculada uma média simples dos três valores obtidos. A zona termicamente afetada teve sua largura mensurada apenas na região inferior (fundo) do cordão, uma vez que

nessa região a dissipação de calor por condução não varia como nas bordas. Para a obtenção de um valor médio de largura da zona termicamente afetada para cada temperatura de pré-aquecimento, foram realizadas cinco medições em cada uma das três amostras de cada bloco e calculada a média simples dessas medições por amostra. Em seguida, foi calculada a média global e o desvio padrão dessas médias simples correspondentes às três amostras de cada bloco.

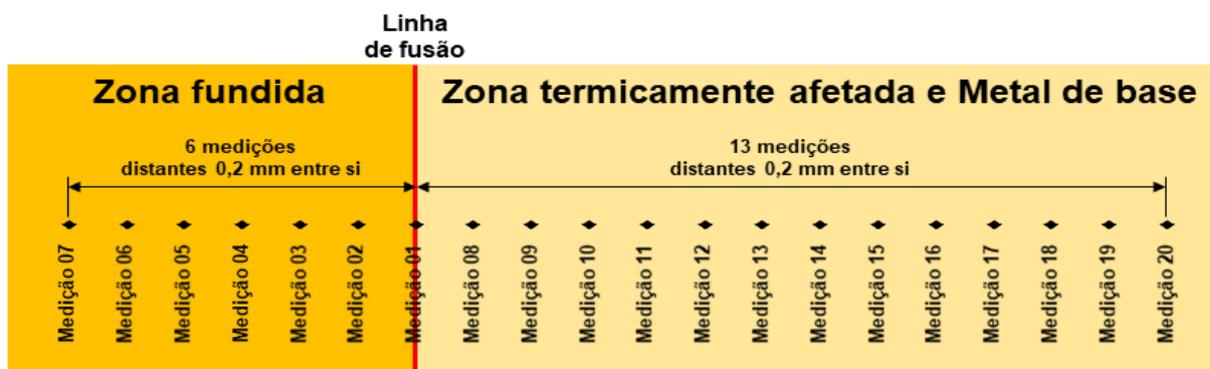
4.6.3. Ensaio de dureza Vickers

A dureza de um determinado material é influenciada pelas condições de soldagem a que esse foi submetido, devido à formação de diferentes constituintes em decorrência deste processo.

Tendo em vista o processo de refusão a que o metal de base foi submetido, optou-se por realizar um ensaio de dureza Vickers nas amostras e posteriormente levantar o perfil de dureza do material. Os ensaios de dureza Vickers (HV) foram realizados em um durômetro marca *HMV Shimadzu*, modelo *2T*, com penetrador Vickers, com carga de 1,0 kgf (1000 gf), e tempo de aplicação de 20 segundos.

Conforme é possível observar, cada uma das doze amostras do Teste 02 foi submetida a 20 medições de dureza em posições padronizadas tomando-se como referência a linha de fusão (ponto em que termina a região fundida e se inicia a zona termicamente afetada), definido como ponto zero do perfil de dureza, onde foi medido o primeiro valor. No sentido da região fundida, foram realizadas 6 medições, distantes 0,2 mm entre si, até o ponto 1,2 mm distante do ponto zero. No sentido do metal de base, foram realizadas 13 medições, também distantes 0,2 mm entre si, até o ponto 2,6 mm do ponto zero, quantidade suficiente para perpassar pela zona termicamente afetada e metal base de todas as amostras. A Fig. 4.13 representa o esquema de medição de dureza descrito.

FIGURA 4.13 – Esquema de medição de dureza Vickers



Fonte: Produzida pelo autor

4.6.4. Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura

A amostras centrais (posição 02) de cada bloco foram submetidas à microscopia óptica e, posteriormente, para uma análise mais detalhada por microscopia eletrônica de varredura. As análises por microscopia óptica foram realizadas em microscópio óptico, marca *Olympus*, modelo *GX51* e as análises por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura, marca *Jeol*, modelo *JSM-6510LV*.

4.7. Teste 03: pós-aquecimento das condições extremas do material: não pré-aquecido (25°C) e pré-aquecido a 350°C

Conforme previsto na Tab. 4.1, as amostras a serem utilizadas no Teste 03 foram retiradas dos blocos submetidos ao Teste 02, refundidos pelo processo TIG. Nesta etapa optou-se por realizar os procedimentos previstos apenas no material que não foi pré-aquecido (25°C) e no material que foi pré-aquecido a 350°C, uma vez que são as condições extremas deste estudo. Antes, porém, da retirada das amostras, o material foi submetido ao pós-aquecimento através de um tratamento térmico de recozimento, cujos procedimentos são descritos a seguir.

4.7.1. Pós-aquecimento: tratamento térmico de recozimento

Para o material em questão, definiu-se as seguintes etapas para o tratamento de recozimento: acionamento (energização) do forno e elevação da temperatura até

900°C, manutenção desta temperatura por duas horas, seguido do desligamento do forno e resfriamento natural (sem controle) até próximo à temperatura ambiente (25°C) antes da abertura deste.

No tratamento foi utilizado um forno mufla da marca *GP Científica*, modelo *GPO* e para o monitoramento da temperatura de tratamento foi utilizado um conjunto termômetro digital e termopar tipo K marca *Termotemp*, modelo *Renoterme 1200*, conforme apresentado na Fig. 4.14.

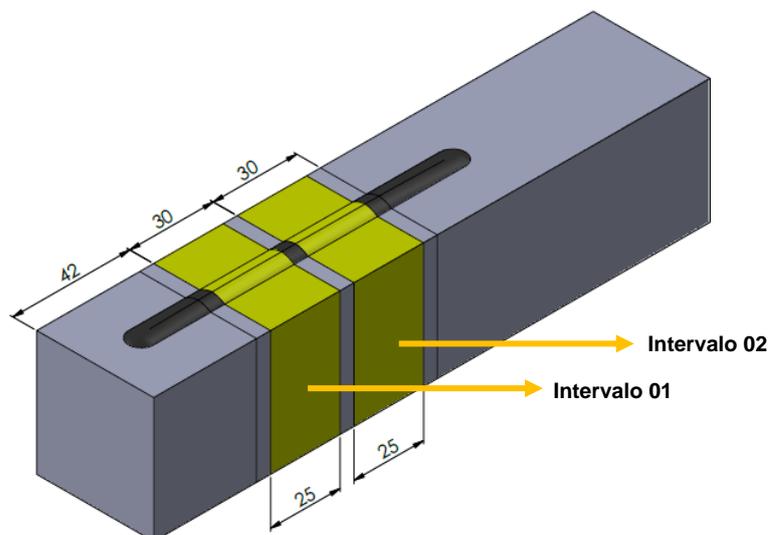
FIGURA 4.14 – Forno mufla e conjunto termômetro-termopar utilizados



Fonte: Produzida pelo autor

Foram submetidas ao tratamento de recozimento duas partes de cada bloco em questão, situadas entre os pontos de retirada das amostras do Teste 02 (uma vez que as características do cordão de refusão são similares), cada qual com uma espessura aproximada de 25 mm. A primeira parte refere-se ao intervalo aproximado de 30 a 55 mm do cordão (42 a 67 mm da extremidade do bloco) e a segunda parte refere-se a um intervalo aproximado de 60 a 85 mm (72 a 97 mm da extremidade do bloco), conforme apresentado na Fig. 4.15.

FIGURA 4.15 – Intervalo da retirada das amostras do Teste 03

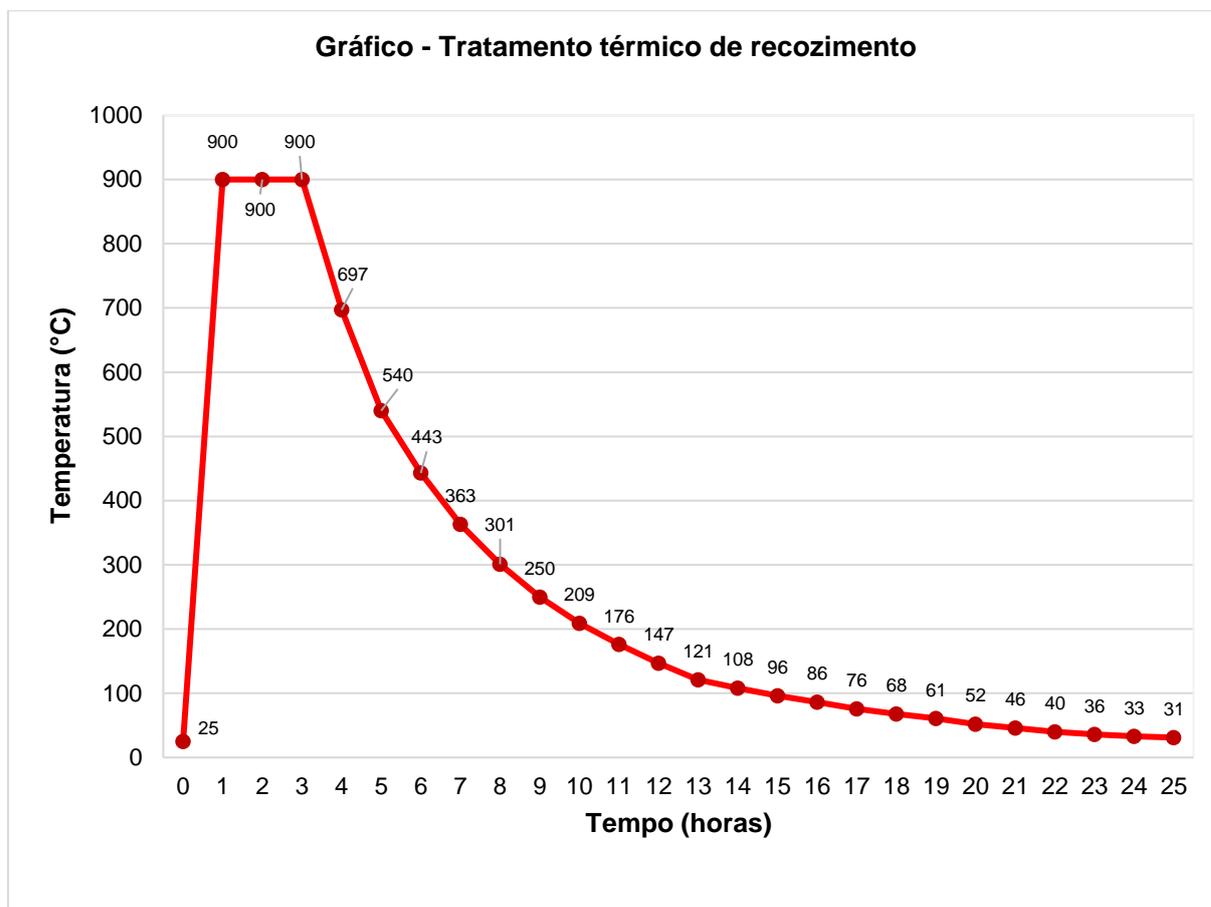


Fonte: Produzida pelo autor

O tratamento térmico de recozimento foi realizado num intervalo de tempo aproximado de 25 horas, sendo que os registros de temperatura para construção do gráfico de recozimento foram feitos a cada hora. Após o isolamento (fechamento) do forno mufla e seu respectivo acionamento, o tempo gasto para atingir a temperatura de recozimento (900°C) foi de 1 hora. A partir daí, a temperatura do forno mufla foi mantida em torno deste valor por um intervalo de 2 horas, sendo o controle desta feita a partir de um chaveamento das resistências do forno entre 895 e 905°C, uma vez que o termostato foi regulado para uma variação de 5°C para mais e para menos. Após as duas horas de tratamento, o forno mufla foi desligado e mantido isolado (fechado) até que a temperatura interior chegasse próxima à temperatura ambiente (aproximadamente 25°C). Portanto, não houve uma velocidade de resfriamento planejada. O tempo de resfriamento foi de 22 horas e a cada hora foi registrada a temperatura em questão.

A Fig. 4.16 apresenta o gráfico de recozimento do material em questão, com os devidos registros de temperatura em função do tempo.

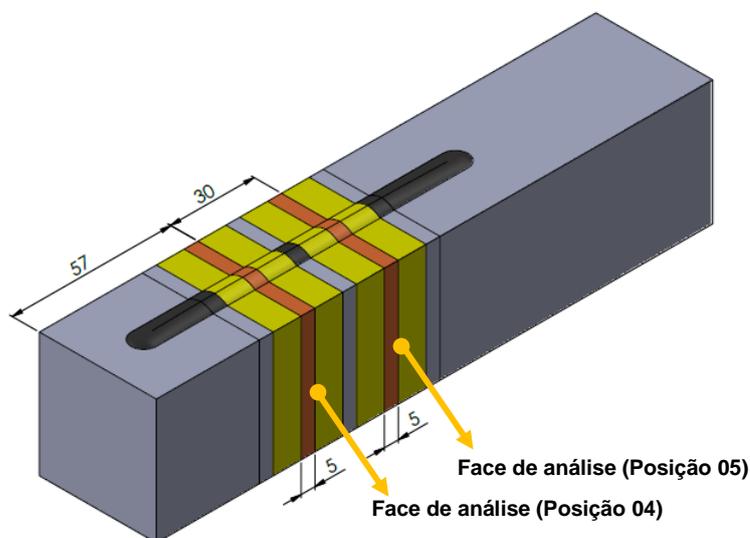
FIGURA 4.16 – Tratamento térmico de recozimento



Fonte: Produzida pelo autor

Após o tratamento de recozimento, foi retirada uma amostra da região central de cada parte. Levando-se em consideração o comprimento aproximado do cordão de refusão (121 mm), optou-se por fazer a retirada das amostras a 3/8 (três oitavos) e 5/8 (cinco oitavos) de distância do início do cordão (12 mm da extremidade do bloco), no sentido de soldagem, o que equivale a aproximadamente 45 mm (posição 04) e 75 mm (posição 05) de distância. Cada amostra foi retirada com uma espessura aproximada de 5 mm, ideal para o embutimento. A face escolhida para análise foi a face do sentido oposto ao de refusão. Além disso, essas amostras tiveram sua seção reduzida, de forma a não comprometer as regiões da zona termicamente afetada e zona fundida do cordão, para que pudessem ser embutidas. A face escolhida para análise foi a localizada no sentido oposto ao sentido de soldagem. Os detalhes das retiradas das amostras relativas ao Teste 03 podem ser observados na Fig. 4.17.

FIGURA 4.17 – Detalhe da retirada das amostras do Teste 03



Fonte: Produzida pelo autor

A Tab. 4.4 apresenta os procedimentos que foram realizados em cada amostra retirada de cada posição específica dos blocos, após embutimento.

TABELA 4.4 – Medições e análises realizadas nas amostras submetidas ao Teste 03

MEDIÇÕES E ANÁLISES REALIZADAS	POSIÇÃO DE RETIRADA DA AMOSTRA	
	Posição 04	Posição 05
	45 mm (3/8)	75 mm (5/8)
Tratamento de recozimento	X	X
Dureza Vickers	X	X
Microscopia Óptica	X	X
Microscopia Eletrônica de Varredura	X	X

Fonte: Produzida pelo autor

A execução dos ensaios de dureza e a análise microestrutural através de microscopia óptica e eletrônica de varredura foram realizados de modo similar ao realizado nas amostras resultantes do Teste 02.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Caracterização do ferro fundido nodular recebido

5.1.1. Análise química

A Tab. 5.1 apresenta a composição química obtida por espectrometria óptica para o material de estudo.

TABELA 5.1 – Composição química do material de estudo

Elementos	Resultados obtidos (% em peso)
Carbono (C)	3,27
Silício (Si)	2,45
Manganês (Mn)	0,27
Fósforo (P)	0,056
Enxofre (S)	0,010
Cobre (Cu)	0,007
Magnésio (Mg)	0,031

Fonte: Produzida pelo autor

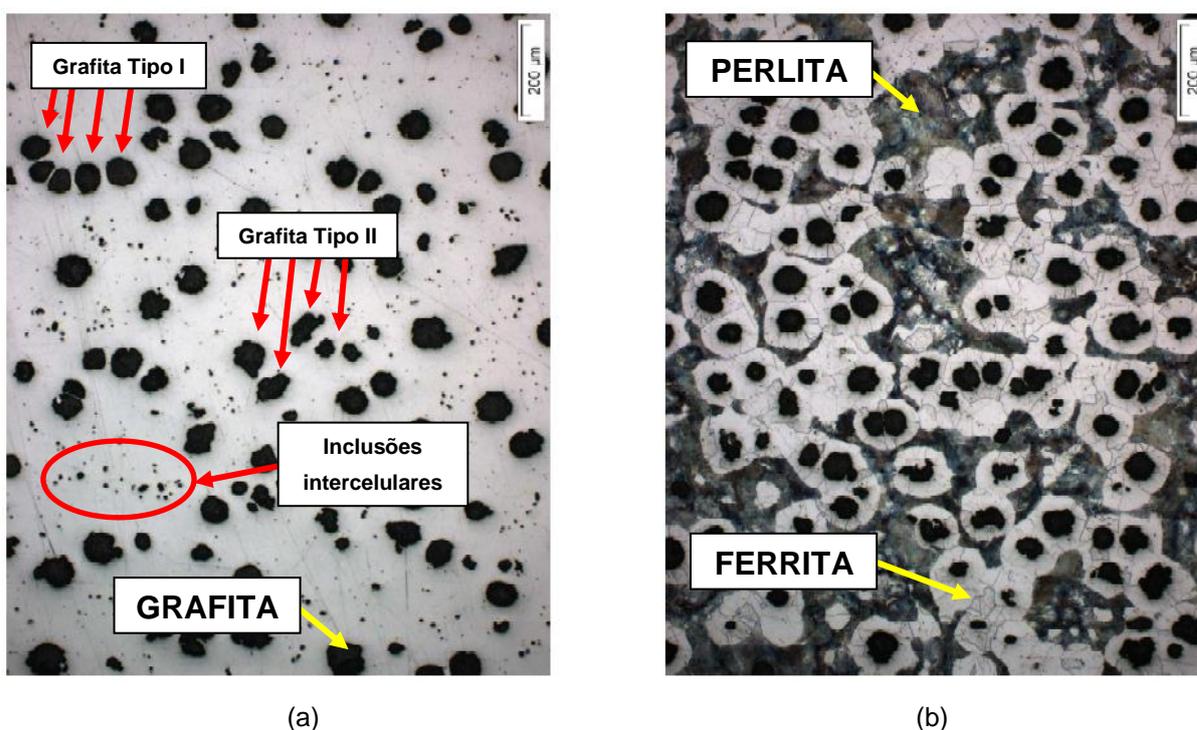
De acordo com os resultados apresentados na Tab. 5.1, pode-se afirmar que o material apresenta uma composição típica de ferro fundido nodular sem elementos de liga, exceto pela presença obrigatória de um teor residual de magnésio proveniente do tratamento de nodularização no processo de produção do material.

5.1.2. Análises metalográficas

De acordo com os resultados apresentados na Fig. 5.1, foi possível verificar que o grau de nodularização era equivalente a 81%, o que, segundo a Norma ASTM A247-17, caracteriza o material como um ferro fundido nodular. Desses 81% de grau de nodularização, 42% representam a grafita na morfologia tipo I e 39% a grafita na morfologia tipo II.

Com relação à matriz metálica, conforme análise metalográfica por microscopia óptica seguida de posterior análise de imagem pelo software *AnalySIS*, da *Olympus*, esta apresentou aproximadamente 47% de perlita e 53% de ferrita. Além disso, notou-se a presença de inclusões típicas de óxidos e sulfetos, porosidades decorrentes de microrrechupes, raros carbonetos, raros traços de cristais de eutético fosforoso dispersos na seção examinada e inclusões intercelulares não definidas.

FIGURA 5.1 – Análise micrográfica com resolução de 200 μm (a) sem ataque e (b) com ataque com nital 4%.



Fonte: Produzida pelo autor

5.1.3. Ensaios mecânicos

O ensaio mecânico de tração do material de estudo foi realizado em apenas um corpo de prova e apresentou como resultado um limite de escoamento de 352,2 MPa, um limite de resistência à tração de 535,6 MPa e um alongamento de 13,5 %. Comparando os resultados obtidos com os valores estabelecidos na Norma ABNT NBR 6916/2017 foi possível perceber que o material apresentou valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento típicos de ferro fundido nodular.

No que diz respeito aos resultados obtidos no ensaio de microdureza Vickers, foram realizadas 10 impressões que apresentaram valores de dureza entre 170HV e 311HV, respectivamente, e um valor médio de 244HV. Baseado na Norma ASTM E140 – 12b, convertendo o valor médio de 244HV para um valor de dureza Brinell, obteve-se um valor aproximado de 232HB. Dessa forma, verificou-se que, conforme Norma ABNT NBR 6916/2017, este valor de dureza Brinell se aproximou dos valores típicos de dureza para os ferros fundidos nodulares. Vale ressaltar que a diferença entre os valores de dureza justificou-se pelas diferentes microestruturas da matriz, sendo que os valores menores de dureza referem-se às medições feitas sobre grafitas, os valores maiores referem-se às regiões perlíticas e os valores medianos às regiões ferríticas.

Embora a Norma ABNT NBR 6916/2017 tenha sido utilizada como referência para caracterização do material, optou-se por não classificar o material, uma vez que este não é um objetivo deste estudo.

5.2. Resultados dos ensaios realizados nas amostras relativas ao Teste 02: refusão do material sem pré-aquecimento (25°C) e com pré-aquecimento a 150°C, 250°C e 350°C

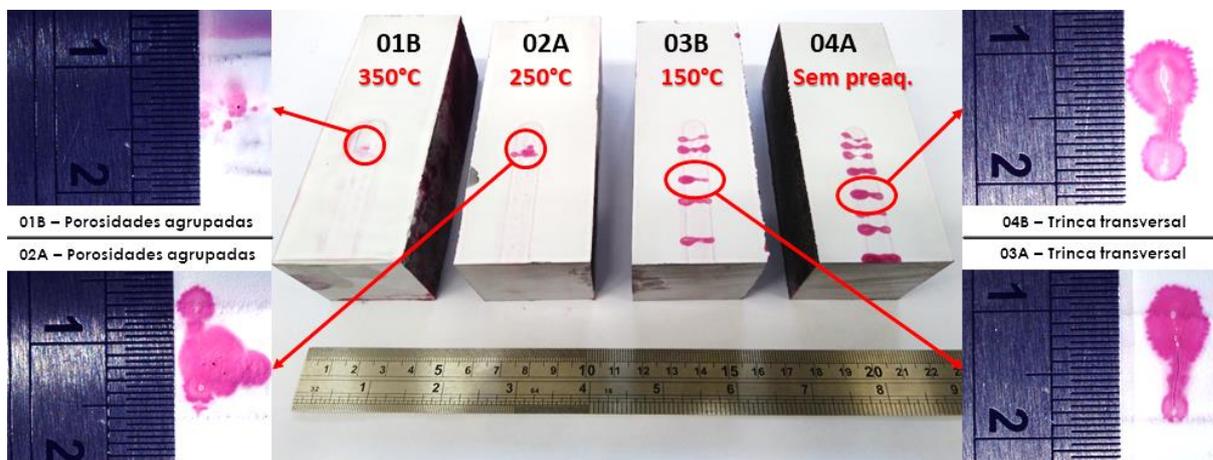
5.2.1. Resultados do ensaio por líquido penetrante visível

No ensaio por líquido penetrante, de forma geral, foram verificados dois tipos de descontinuidades: trincas transversais ao longo do cordão e porosidades agrupadas na região da cratera.

A cratera caracteriza-se por uma cavidade formada no metal devido à extinção do arco elétrico (CARVALHO, 1999, p. 50). Na soldagem TIG com elevadas correntes, uma cratera na região sob o arco tende a ser formada, uma vez que o metal líquido da poça de fusão dessa região é expulso para sua região posterior (SCHWEDERSKY, 2011, p. 30). Um complexo balanço entre as forças que agem na base da poça de fusão é um fator determinante para o aparecimento da cratera (MENDEZ et. al., 1999 *apud* SCHWEDERSKY, 2011, p. 31).

As discontinuidades reveladas no ensaio por líquido penetrante visível são apresentadas pela Fig. 5.2.

FIGURA 5.2 – Revelação das discontinuidades após o ensaio por líquido penetrante



Fonte: Produzida pelo autor

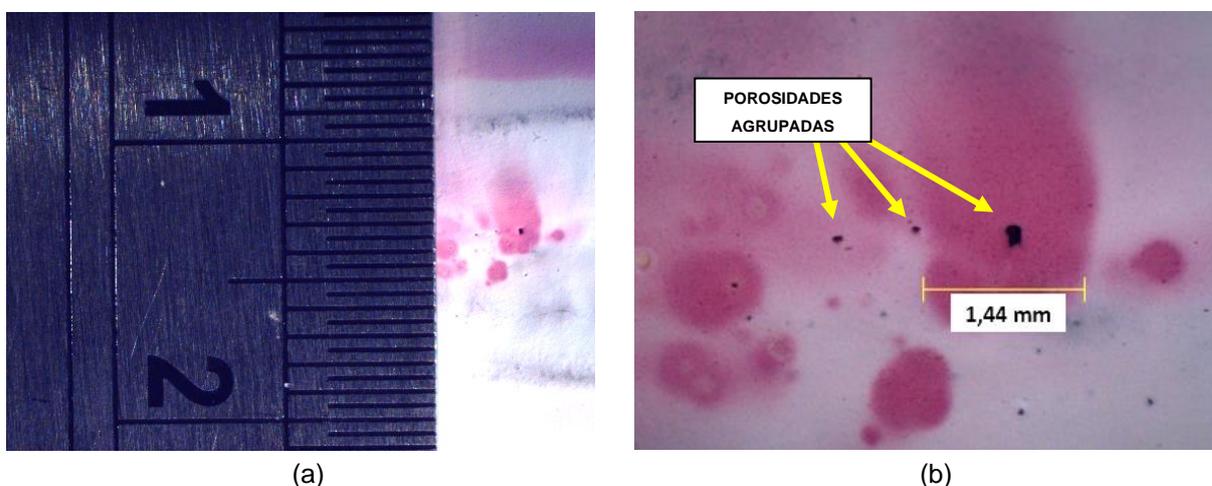
De acordo com Modenesi (2001, p. 3), as porosidades em soldas podem ser formadas pela evolução de gases, durante a solidificação da solda. Poros são geralmente de formato esférico e suas principais causas operacionais de formação estão relacionadas com contaminações de sujeira, umidade e oxidação, sobretudo, na superfície do metal de base ou ainda por perturbações na proteção gasosa. Quanto à distribuição nas regiões de solda, as porosidades podem aparecer de forma alinhada, uniformemente distribuída ou agrupada, apresentando-se esta última, geralmente, em regiões de abertura e interrupção de arco que podem sofrer perturbações na proteção gasosa em decorrência do processo.

No que diz respeito às trincas, estas são consideradas as discontinuidades mais graves em regiões soldadas, uma vez que são resultantes da atuação e tensões de tração sobre um material incapaz de resistir a elas devido a algum problema de fragilização, geralmente. Podem se formar durante a soldagem, imediatamente após, em operações de fabricação posteriores ou ainda no uso das estruturas e equipamentos soldados (MODENESI, 2001, p. 5). As trincas podem ser de solidificação ou a quente, induzidas por hidrogênio no metal de solda ou ainda trincas de cratera (FORTES, 2005, p. 43). Fortes (2005, p.44) ainda afirma que o movimento da fonte de calor produz no metal de base um contorno em forma de lágrima com a

cauda na direção oposta ao movimento, apresentando alongamento diretamente proporcional à velocidade de soldagem. A remoção repentina dessa fonte de calor, dá origem a um vazio denominado cratera que fica sujeita a conter trincas de solidificação. Nesse sentido, são desenvolvidas técnicas de soldagem ao final do cordão de solda para corrigir esse fenômeno reduzindo gradualmente a corrente enquanto se mantém o arco estático ou até mesmo voltando o arco por alguns momentos para preencher a poça de fusão.

Nos testes realizados neste trabalho, o cordão do bloco 01-B, pré-aquecido à temperatura de 350°C, foi o cordão que apresentou menor número de descontinuidades. Nesse cordão foram observadas apenas porosidades agrupadas na região da cratera, numa quantidade aproximada de 1 porosidade por mm², conforme Fig. 5.3.

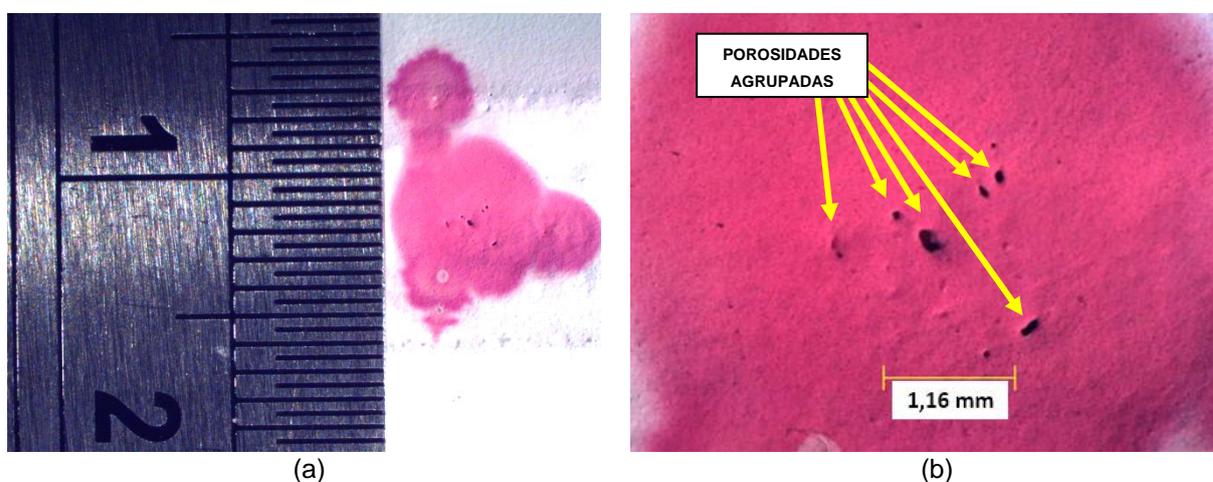
FIGURA 5.3 – Porosidades agrupadas reveladas no cordão do bloco 01-B, pré-aquecido à temperatura de 350°C: (a) vista simples; (b) vista ampliada.



Fonte: Produzida pelo autor

No cordão de refusão do bloco 02-A, pré-aquecido à temperatura de 250°C, também foi observado um número relativamente pequeno de descontinuidades. Neste cordão também nota-se a presença de porosidades agrupadas na região da cratera, porém em quantidade maior, ou seja, numa quantidade aproximada de 6 porosidades por mm², conforme Fig. 5.4.

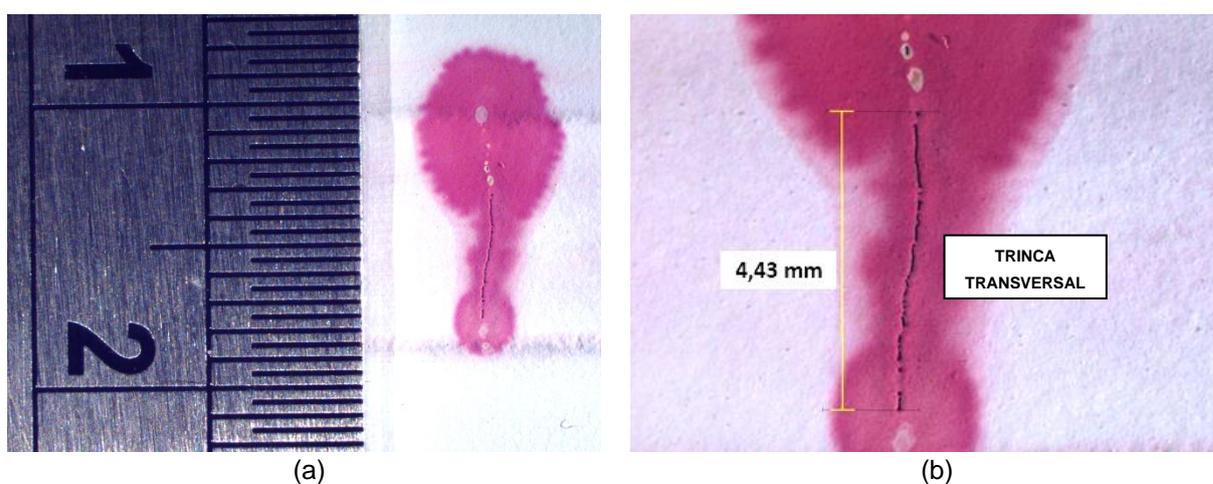
FIGURA 5.4 – Porosidades agrupadas reveladas no cordão do bloco 02-A, pré-aquecido à temperatura de 250°C: (a) vista simples; (b) vista ampliada.



Fonte: Produzida pelo autor

Já o cordão do bloco 03-B, pré-aquecido à temperatura de 150°C, apresentou um número considerável de descontinuidades. Neste foram observadas três trincas transversais ao longo da parte analisada do cordão, além de duas trincas de cratera na região final do cordão de refusão. A Fig. 5.5 mostra em detalhes uma trinca transversal. Pode-se observar que o comprimento dessa trinca é menor que a largura do cordão.

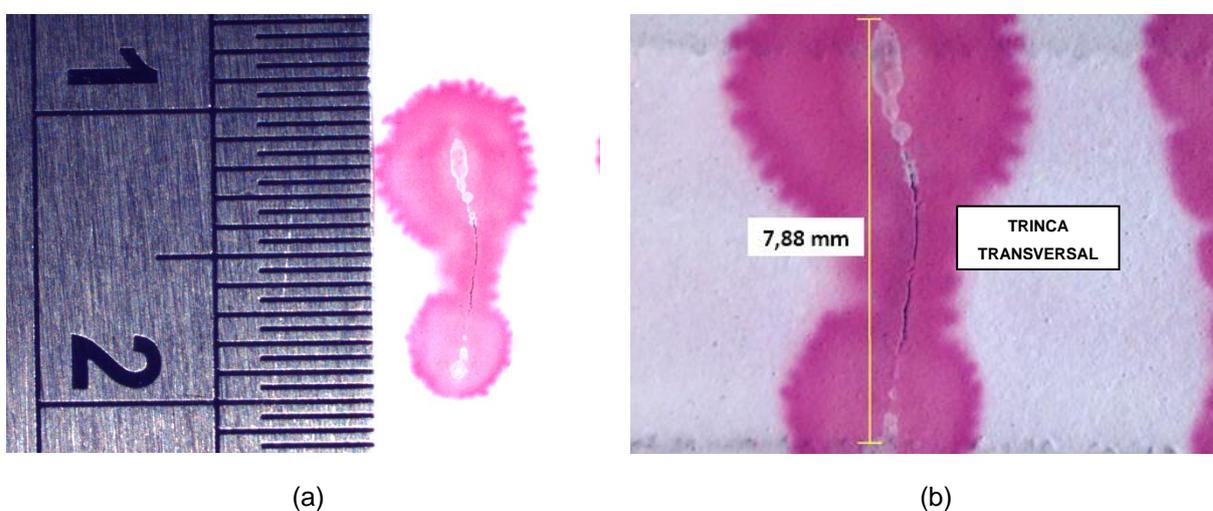
FIGURA 5.5 – Trinca transversal revelada na refusão do bloco 03-B, pré-aquecido à temperatura de 150°C, no bloco 03-B: (a) vista simples; (b) vista ampliada.



Fonte: Produzida pelo autor

O cordão do bloco 04-A, obtido sem a aplicação do pré-aquecimento, foi o que apresentou maior número de descontinuidades. Neste foram observadas cinco trincas transversais ao longo da parte analisada, além de três trincas de cratera. A Fig. 5.6 apresenta em detalhes uma trinca transversal observada. Nota-se que o comprimento dessa trinca, aproximadamente igual à largura do cordão, é 3,45 mm ou 78% maior que o da trinca apresentada no cordão do bloco 03-B (pré-aquecido a 150°C).

FIGURA 5.6 – Trinca transversal revelada no cordão do bloco 04-A, refundido à temperatura ambiente: (a) vista simples; (b) vista ampliada.



Fonte: Produzida pelo autor

No que diz respeito às porosidades observadas, pode-se concluir que estas foram formadas devido a alguns dos fatores citados anteriormente: contaminações e oxidações na superfície do metal de base e perturbações na proteção gasosa. Vale lembrar que a velocidade de soldagem e o valor da corrente de soldagem, quando elevadas, são fatores que podem influenciar na formação de poros (SCHWEDERSKY et. al.; 2011), o que não se aplica aos testes em questão, uma vez que a velocidade utilizada foi relativamente baixa (cerca de 0,18 m/min) e a corrente de soldagem um valor mediano (cerca de 200 A).

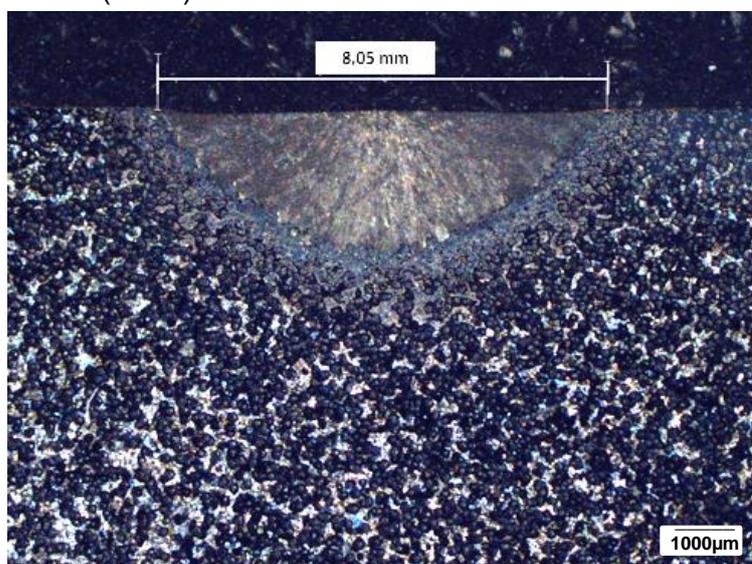
O pré-aquecimento aumenta a temperatura do metal adjacente à região da solda, de tal modo que o gradiente de temperatura entre a solda e sua região vizinha fique reduzido. Assim sendo, a solda se resfria mais lentamente e, conseqüentemente, ocorre a redução de tensões de contração e do risco de trincas, além de diminuir a dureza da zona termicamente afetada (FORTES, 2005, p. 13). Em relação às trincas

formadas, foi possível observar que, quanto menor a temperatura de pré-aquecimento, maior o número de trincas apresentado, justificadas por esse de gradiente de temperatura, ou seja, a diferença de temperatura entre a região da solda e suas vizinhanças. Dessa forma, observa-se que as trincas formadas têm possível relação com a incapacidade do metal de solda em acomodar as contrações decorrentes desse processo.

5.2.2. Resultados das medições dimensionais do cordão de refusão e da zona termicamente afetada

A Fig. 5.7 mostra a medição da largura do cordão na amostra central de um dos blocos submetidos ao Teste 02. Essas imagens foram obtidas com uma ampliação de 10 vezes no microscópio estereoscópio.

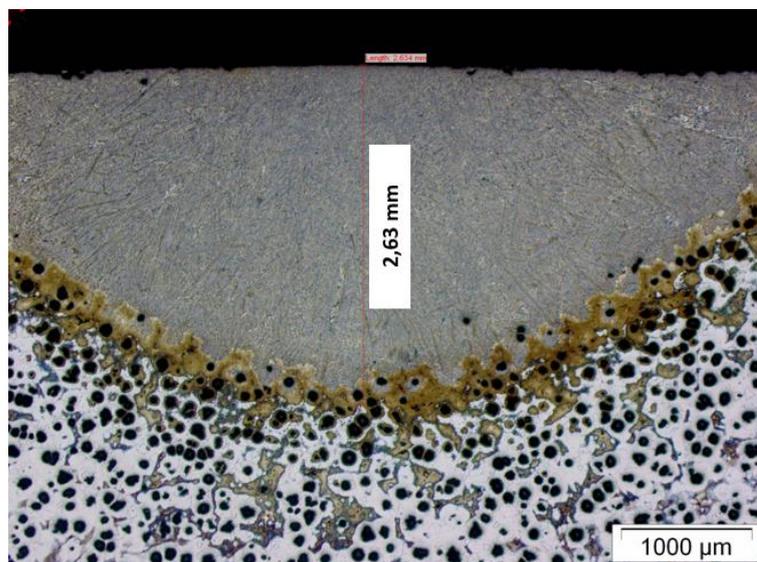
FIGURA 5.7 – Medição de largura do cordão na amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C).



Fonte: Produzida pelo autor

Já a Fig. 5.8 apresenta a medição da penetração do cordão na amostra central de um dos blocos submetidos ao Teste 02.

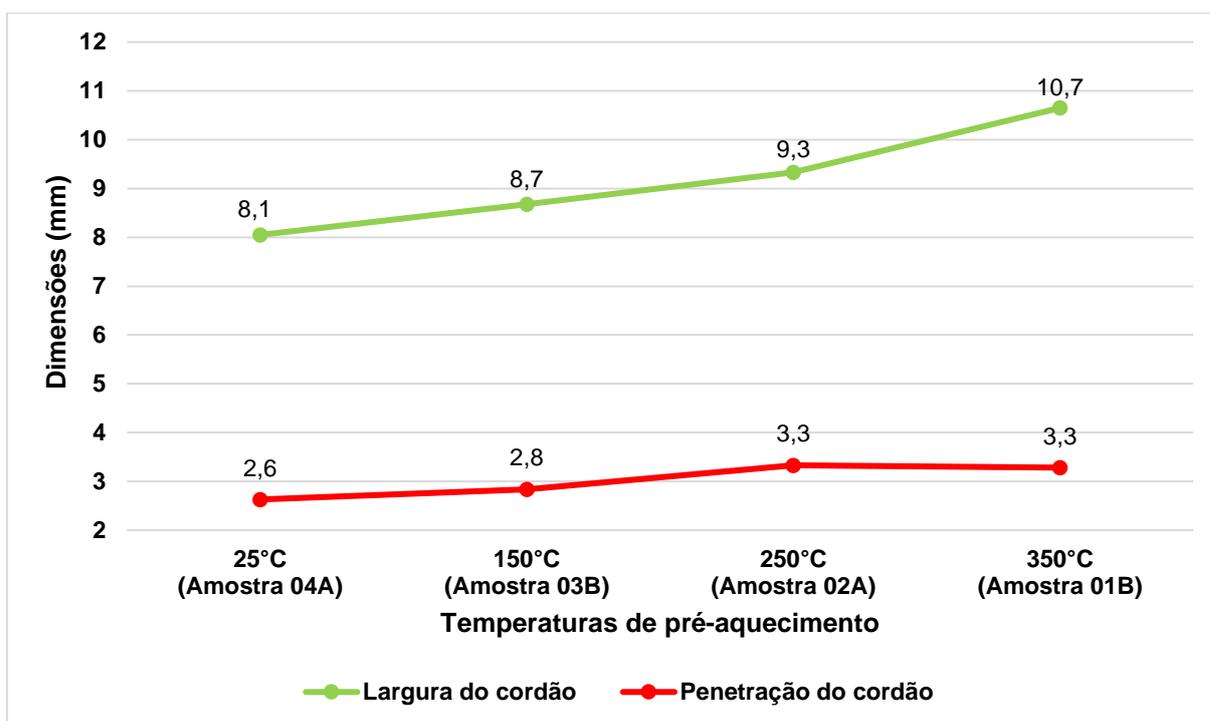
FIGURA 5.8 – Medição de penetração do cordão na amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C).



Fonte: Produzida pelo autor

Com base nos resultados apresentados de largura e penetração, obteve-se o seguinte gráfico, representado pela Fig. 5.9.

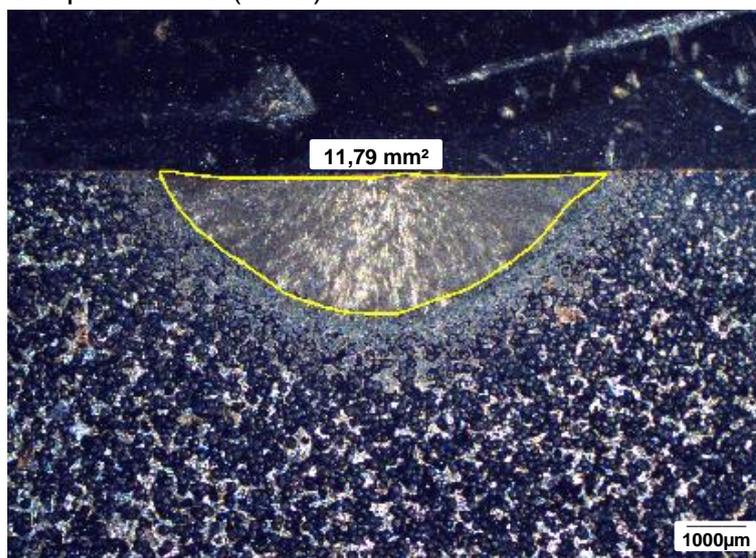
FIGURA 5.9 – Variação da largura e da penetração do cordão em função da temperatura de pré-aquecimento.



Fonte: Produzida pelo autor

É possível observar pelos resultados apresentados que, em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento, a largura e a penetração do cordão de solda aumentaram de forma significativa, com exceção do último cordão, pré-aquecido a 350°C, em que foi possível observar que a penetração permanece constante. Para uma melhor interpretação desses resultados, optou-se por realizar a medição da área da seção transversal de cada uma das três amostras de cada bloco e obter uma média desses valores. A Fig. 5.10 mostra como foi realizada a demarcação e medição das áreas da seção transversal dos cordões com o auxílio de software em uma das amostras de um dos blocos.

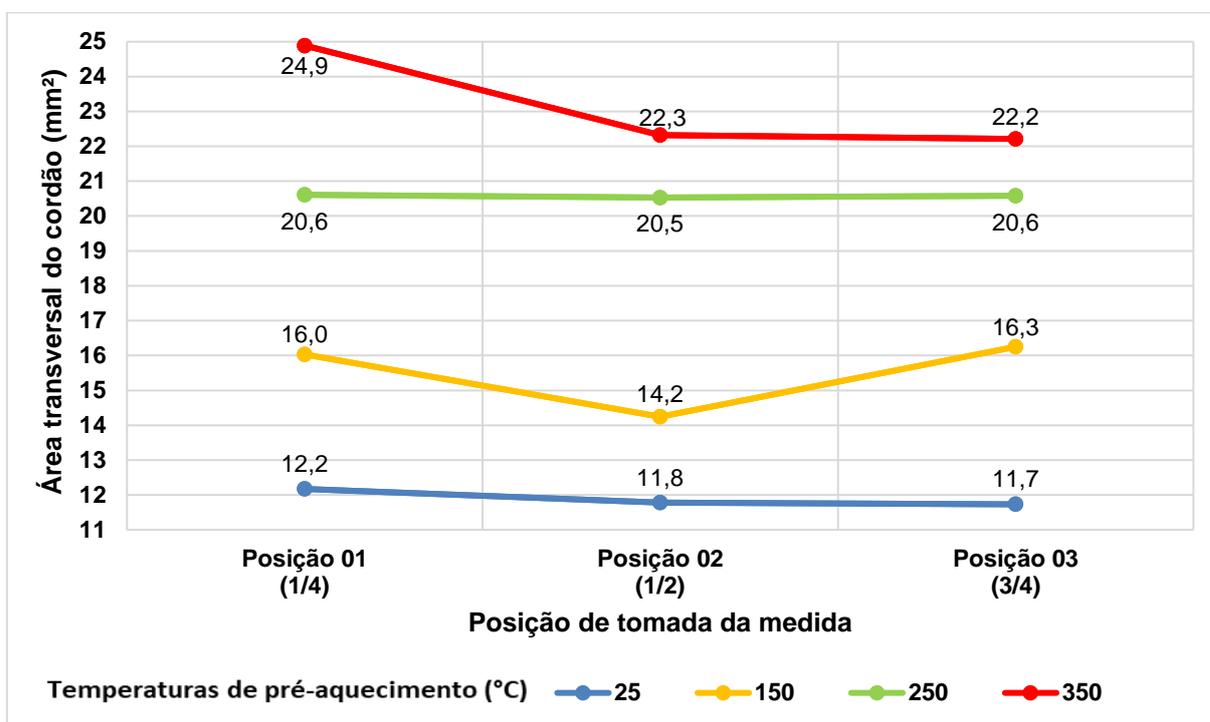
FIGURA 5.10 – Área da seção transversal do cordão na amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C).



Fonte: Produzida pelo autor

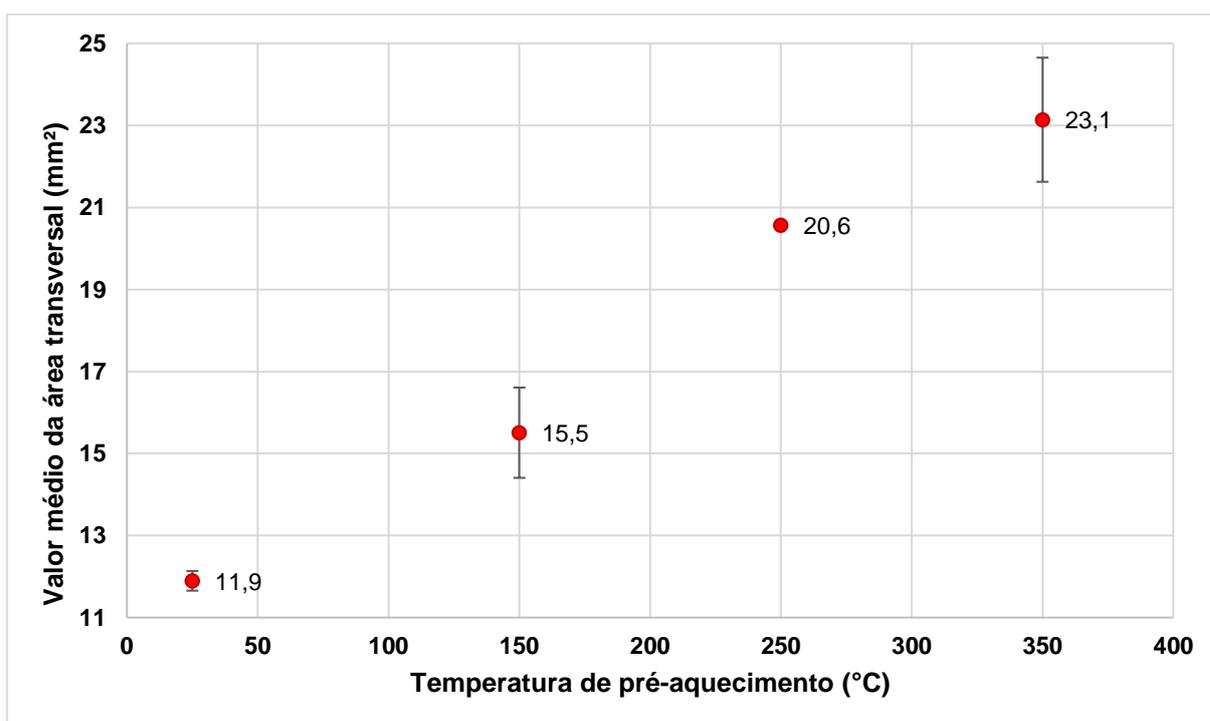
Os gráficos a seguir, representados pelas Figs. 5.11 e 5.12, demonstram, respectivamente nessa ordem, a variação da área da seção transversal do cordão por posição de retirada da amostra e as médias e desvios-padrões da área da seção transversal do cordão para as amostras de cada temperatura de pré-aquecimento.

FIGURA 5.11 – Variação da área da seção transversal do cordão de refusão por posição de tomada da amostra.



Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.12 – Médias e desvios-padrão da área da seção transversal do cordão para as amostras submetidas a diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

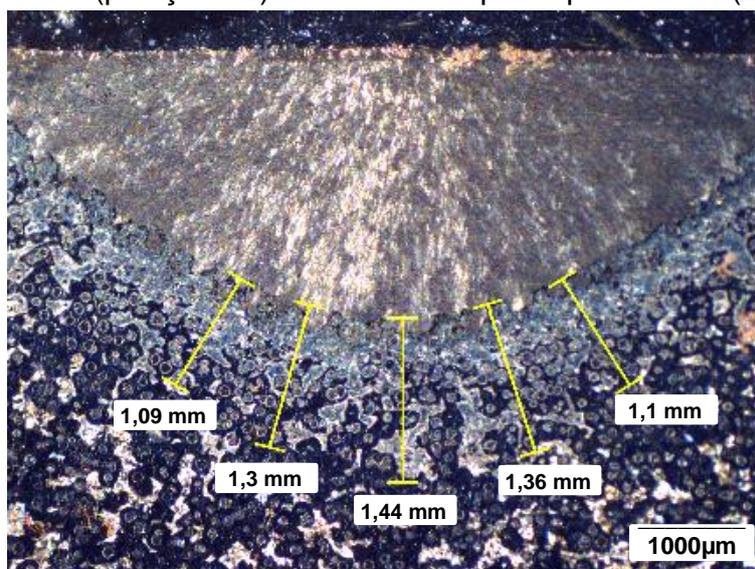


Fonte: Produzida pelo autor

Analisando os gráficos apresentados, pode-se observar que ocorreu um aumento da área da seção transversal da região fundida em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento do material. Isso justificou-se pelo fato do calor fornecido para o material no processo de pré-aquecimento facilitar a fusão de uma maior quantidade de material.

Além das dimensões relativas do cordão, analisou-se também o impacto da temperatura de pré-aquecimento na largura da zona termicamente afetada. A Fig. 5.13 mostram as cinco medições da largura da ZTA para umas das amostras de um dos blocos, tomadas na região inferior do cordão de refusão e obtidas com uma ampliação de 20 vezes da imagem obtida no microscópio estereoscópio.

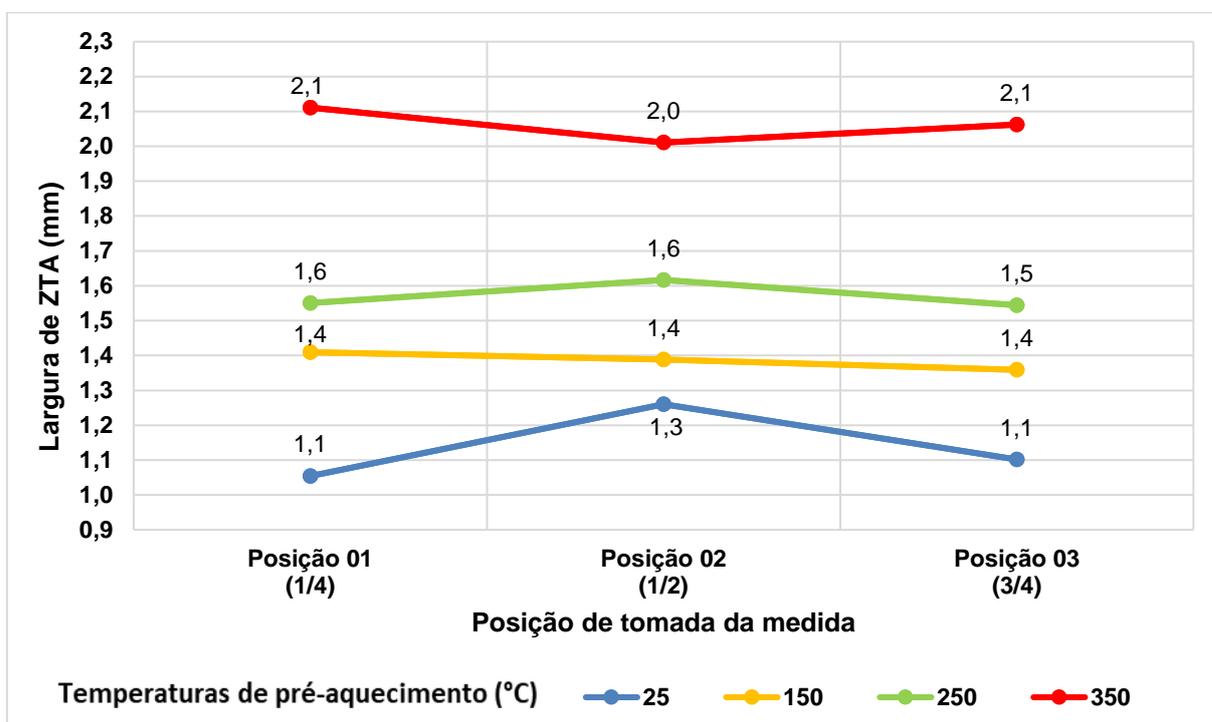
FIGURA 5.13 – Larguras da zona termicamente afetada na região inferior do cordão da amostra central (posição 02) do bloco sem pré-aquecimento (25°C).



Fonte: Produzida pelo autor

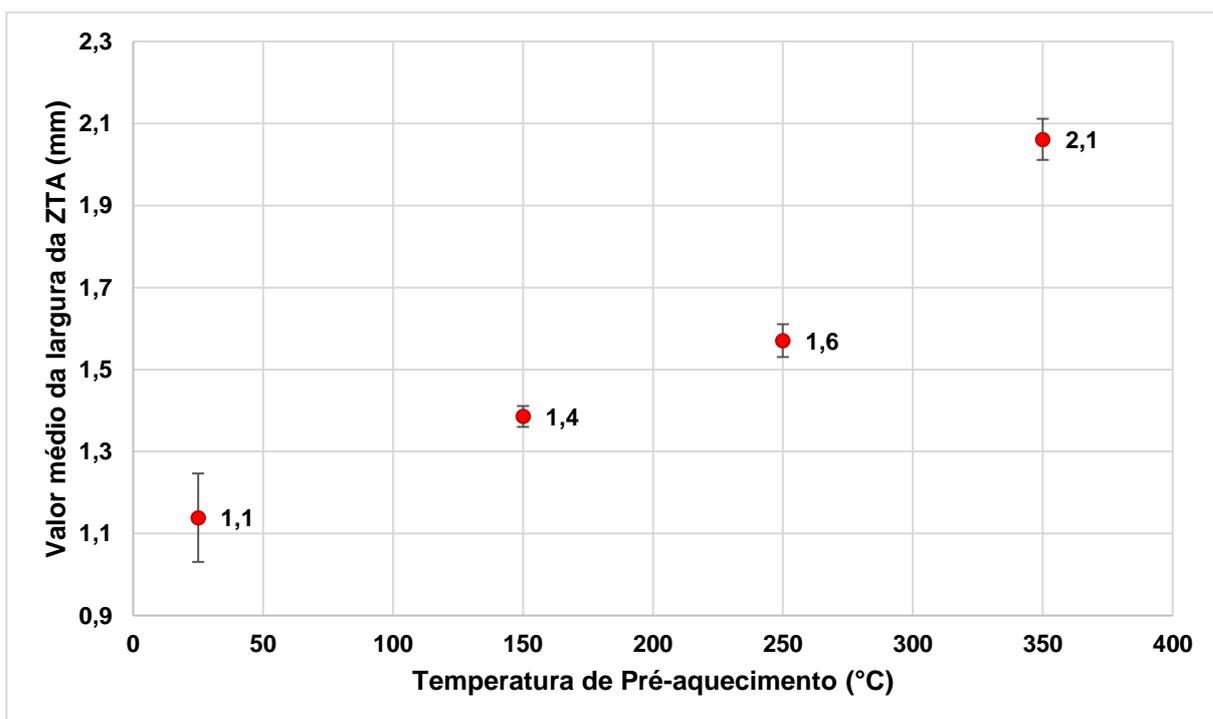
Os gráficos a seguir, representados pelas Figs. 5.14 e 5.15, demonstram, respectivamente nessa ordem, a média da largura da zona termicamente afetada do cordão por posição da amostra e as médias e desvios-padrões da largura da zona termicamente afetada do cordão de refusão para as amostras de cada temperatura de pré-aquecimento.

FIGURA 5.14 – Variação da largura da zona termicamente afetada do cordão de refusão nas diferentes posições de retirada das amostras.



Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.15 – Médias e desvios-padrões da largura da zona termicamente afetada do cordão de refusão para as amostras de cada temperatura de pré-aquecimento.



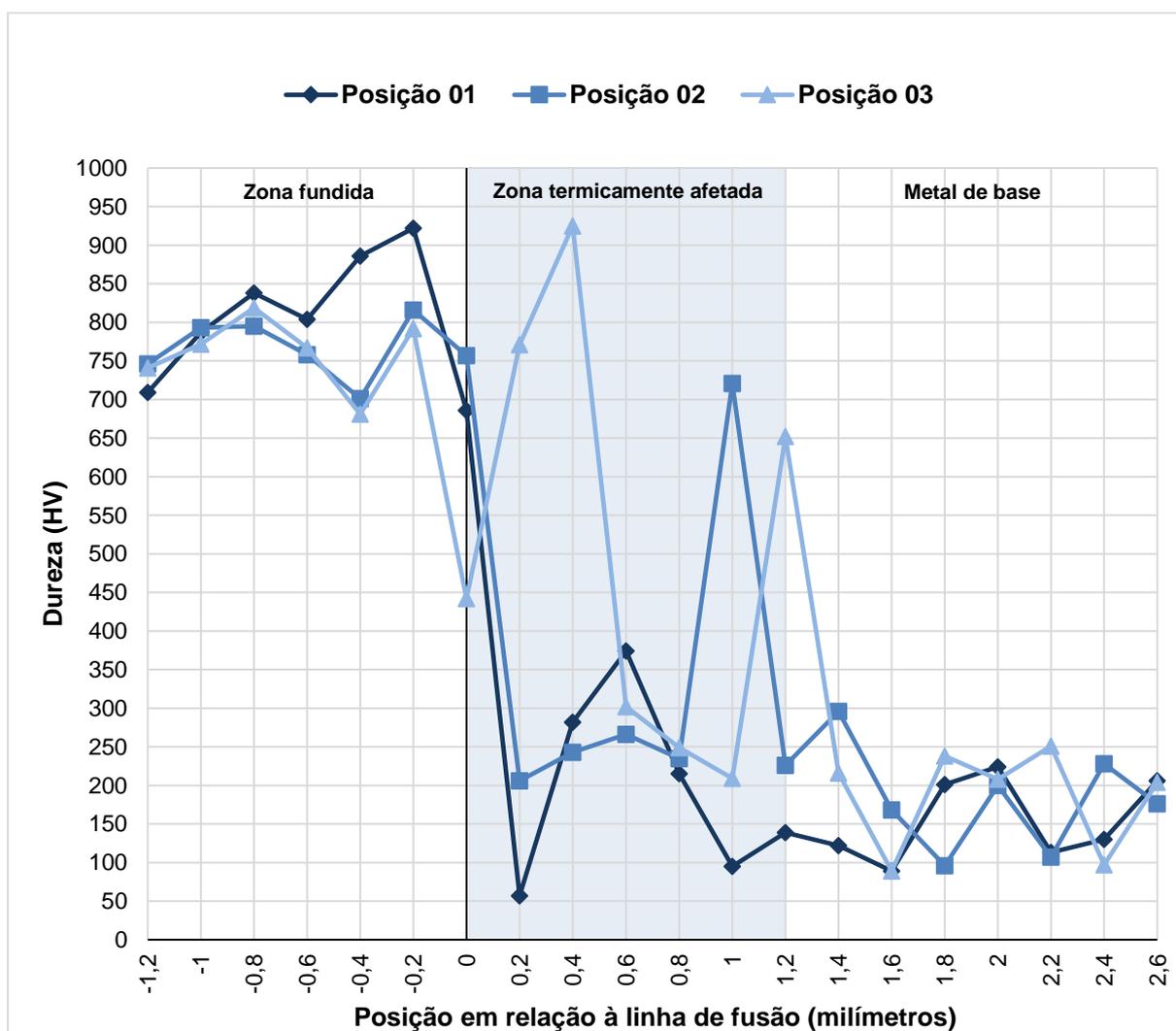
Fonte: Produzida pelo autor

Fica comprovado, a partir dos gráficos apresentados, que ocorre um aumento considerável da largura da zona termicamente afetada na região em questão (região inferior do cordão de refusão) em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento do material a ser refundido.

5.2.3. Resultados do ensaio de dureza Vickers

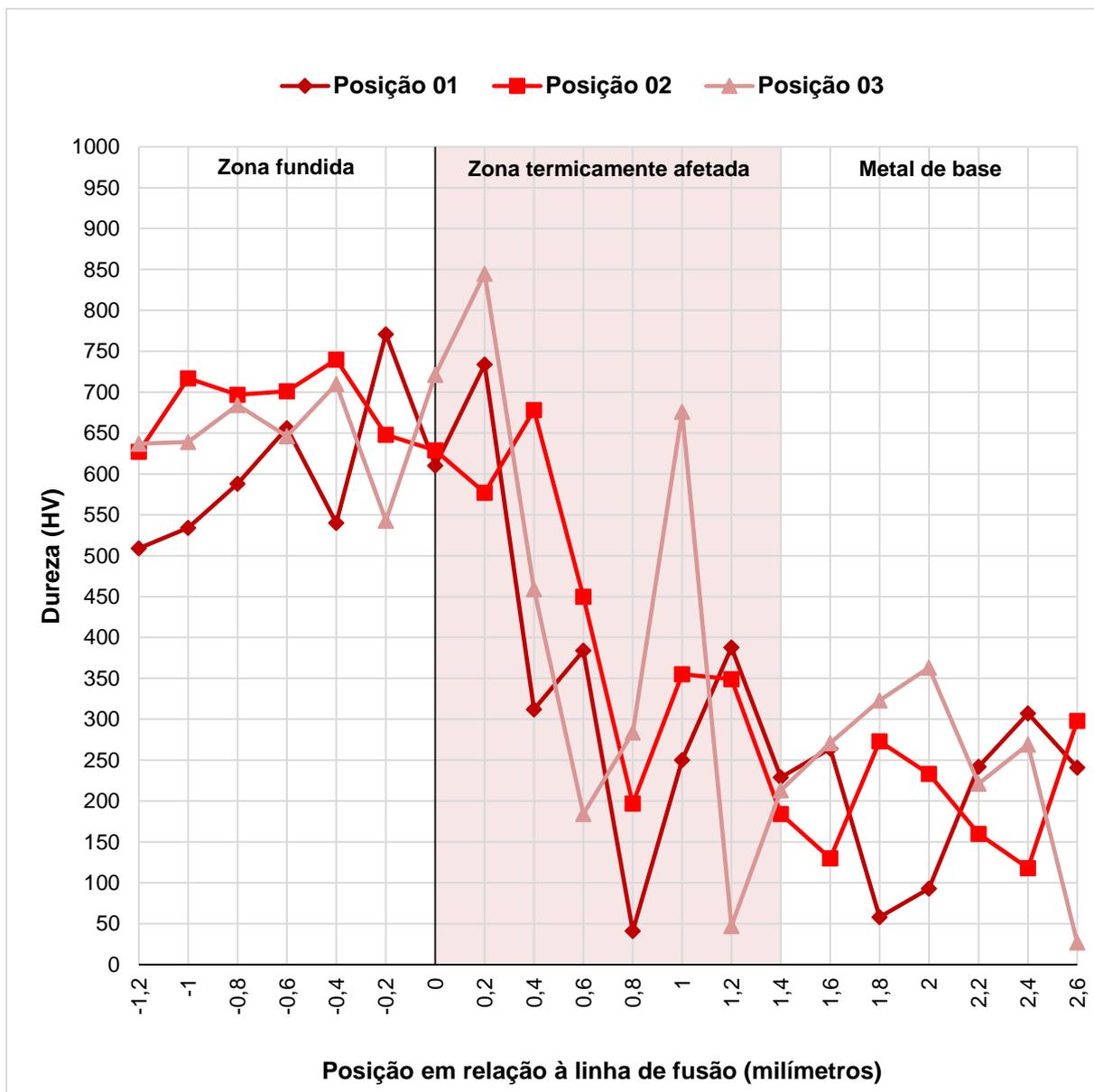
Todos os valores de dureza medidos são apresentados no Apêndice A. Os gráficos das Fig. 5.16 a 5.19, apresentam o perfil de dureza sobreposto das três amostras retiradas dos blocos sob as diferentes condições de pré-aquecimento, mostrando as regiões da zona fundida, zona termicamente afetada e metal de base.

FIGURA 5.16 – Perfil de dureza das amostras sem pré-aquecimento (25°C).



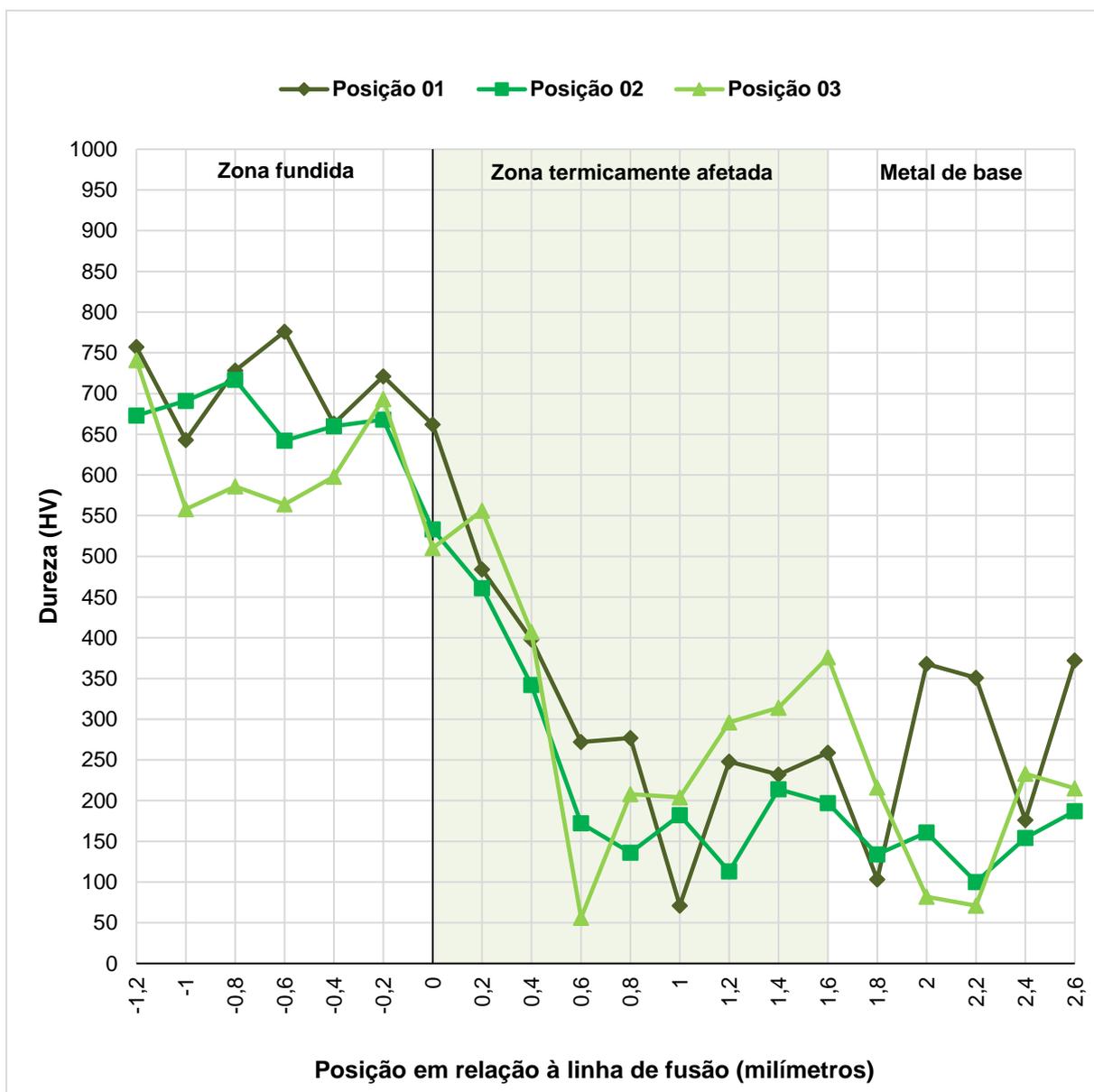
Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.17 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 150°C.



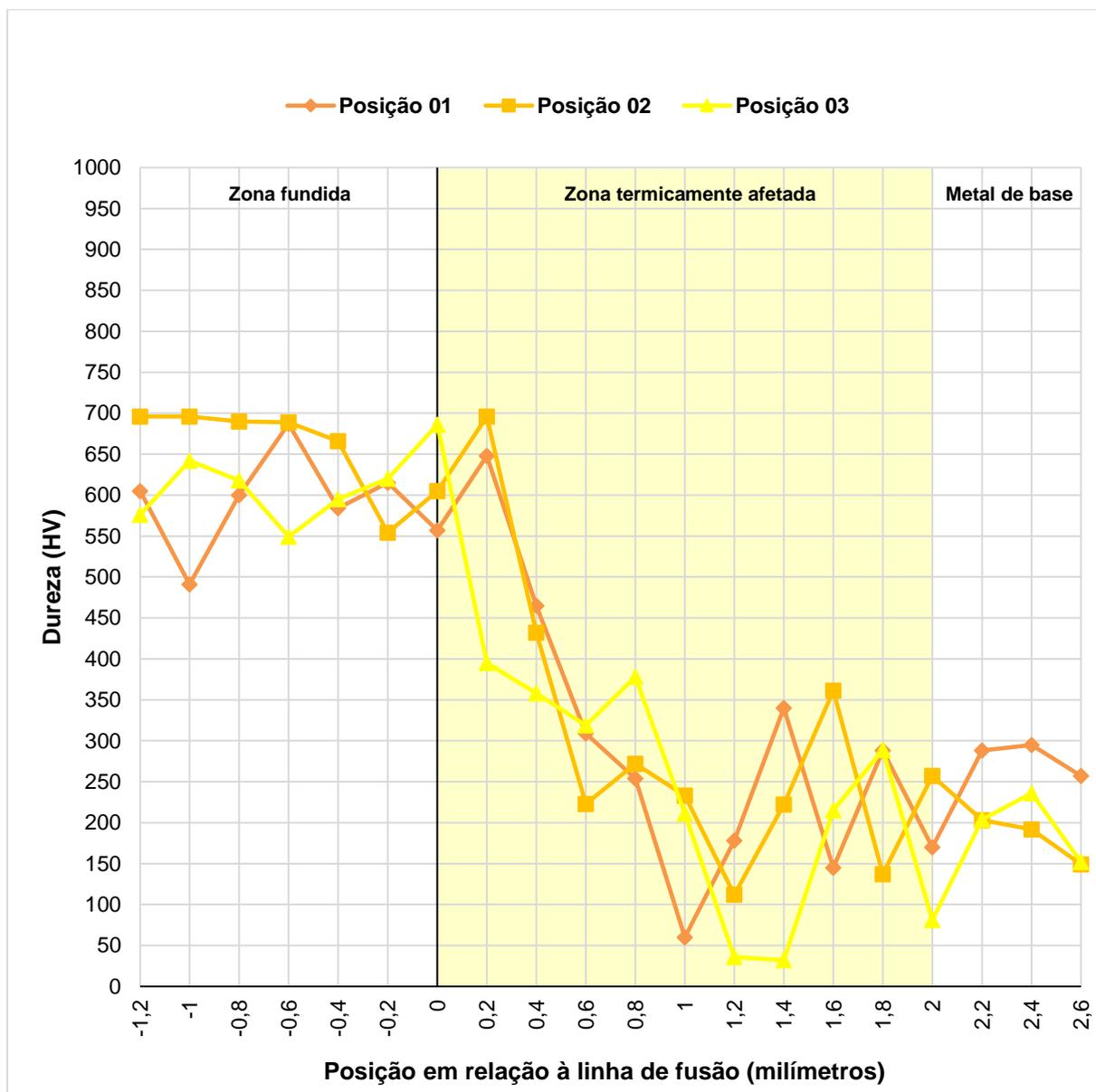
Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.18 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 250°C.



Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.19 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 350°C.



Fonte: Produzida pelo autor

Pode-se observar que, para as amostras não pré-aquecidas antes da soldagem, os valores de dureza na zona fundida são em geral mais elevados que os medidos nas demais condições, ou seja, acima de 700HV, e se aproximam à medida que se distanciam da linha de fusão, o que não ocorre com os demais conjuntos de amostras que passaram por algum pré-aquecimento. Isso se deve à formação de uma estrutura martensítica, em decorrência da refusão sem pré-aquecimento e que será evidenciada no próximo tópico. Nas demais amostras, embora alguns valores de dureza sejam maiores que 700HV, predominantemente, a maioria, embora elevados, estão abaixo

desse. Os valores de dureza inferiores referem-se às medições em regiões de perlita, ledeburita e carbonetos.

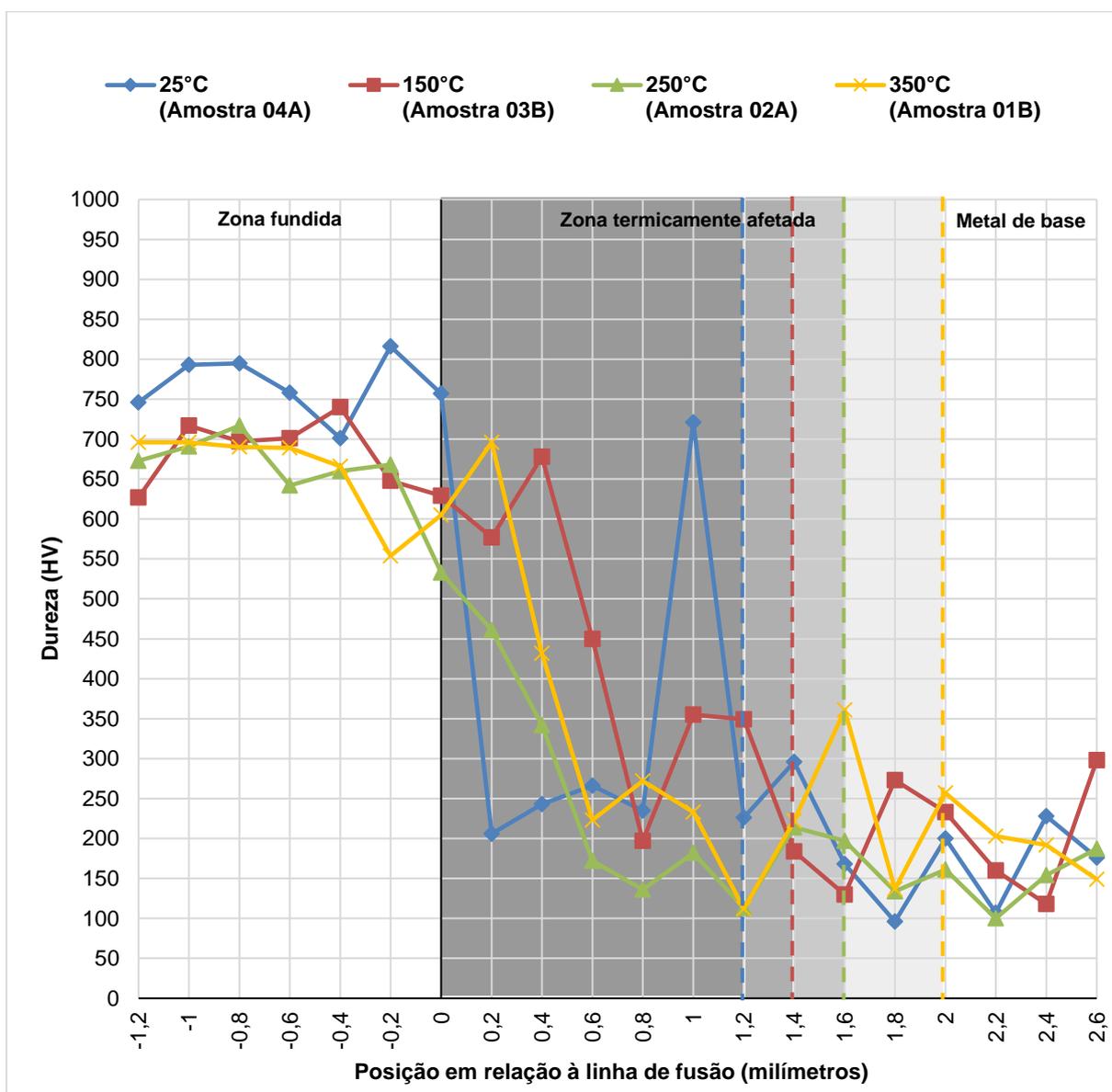
Em contrapartida, a zona termicamente afetada, que é a região de maior interesse deste estudo, apresenta uma elevada variação dos valores de dureza, comportamento já esperado devido a microestrutura e técnica empregada na medição. Em todas as amostras, percebe-se uma tendência da diminuição dos valores à medida que se distancia da linha de fusão em direção ao metal de base. É possível ainda perceber uma variação mais heterogênea dos valores de durezas da zona termicamente afetada nas amostras que não foram pré-aquecidas (25°C) e as que foram pré-aquecidas a 150°C, de forma que os valores maiores correspondem a regiões ricas em martensita e austenita retida, que constituem microestruturas de elevada dureza. Já nas amostras pré-aquecidas a 250°C e 350°C a variação dos valores de dureza é mais homogênea, uma vez que a quantidade de martensita e austenita retida é relativamente menor que nas demais amostras. As microestruturas mencionadas e suas características serão apresentadas no tópico 5.2.4.

Os valores de dureza no metal de base de todas as amostras são predominantemente menores que 350HV, característicos de uma matriz composta de grafitas nodulares (valores menores que 80 HV), ferrita (valores entre 80 e 180HV) e perlita (valores entre 180 e 350HV).

A partir dos valores de dureza obtidos, escolheu-se os valores relativos às amostras da posição centrais (posição 02) para a elaboração de um perfil comparativo para as diferentes temperaturas de pré-aquecimento. A tabela contendo os valores obtidos é apresentada no Apêndice B.

A partir dos valores de dureza HV apresentados no Apêndice B foi possível traçar o perfil de dureza comparativo para as diferentes amostras, conforme representado pela Fig. 5.20.

FIGURA 5.20 – Valores de dureza das amostras relativas à posição 02 para cada temperatura de pré-aquecimento.



Fonte: Produzida pelo autor

A partir do perfil de dureza comparativo levantado na Fig. 5.26, percebe-se que, na zona fundida (cordão de refusão), a amostra que não foi pré-aquecida (25°C) apresentou valores predominantemente maiores (acima de 740HV, na maioria) que as demais (abaixo de 740HV). Percebe-se ainda, que as amostras pré-aquecidas a 150°C e 250°C apresentaram valores próximos na maioria dos pontos medidos. Já a amostra pré-aquecida a 350°C apresentou maior linearidade em relação às demais.

No que diz respeito à zona termicamente afetada, uma vez que não apresentam a mesma largura, cada amostra deve ser analisada de maneira isolada. O que é comum para todas as amostras é que, o valor de dureza tende a decrescer à medida que se distancia da linha de fusão em direção ao metal de base. A amostra que não foi pré-aquecida (25°C) e a pré-aquecida a 150°C apresentaram, no decorrer da zona termicamente afetada, valores de dureza consideravelmente variáveis. Em contrapartida, as pré-aquecidas a 250°C e 350°C apresentaram, no decorrer da zona termicamente afetada, valores relativamente de dureza próximos.

Os valores de dureza apresentados por todas as amostras na região do metal de base foram relativamente próximos. Além disso, foi possível notar que esses são próximos aos medidos e apresentados no tópico 5.2.4, onde foi caracterizado o material de trabalho.

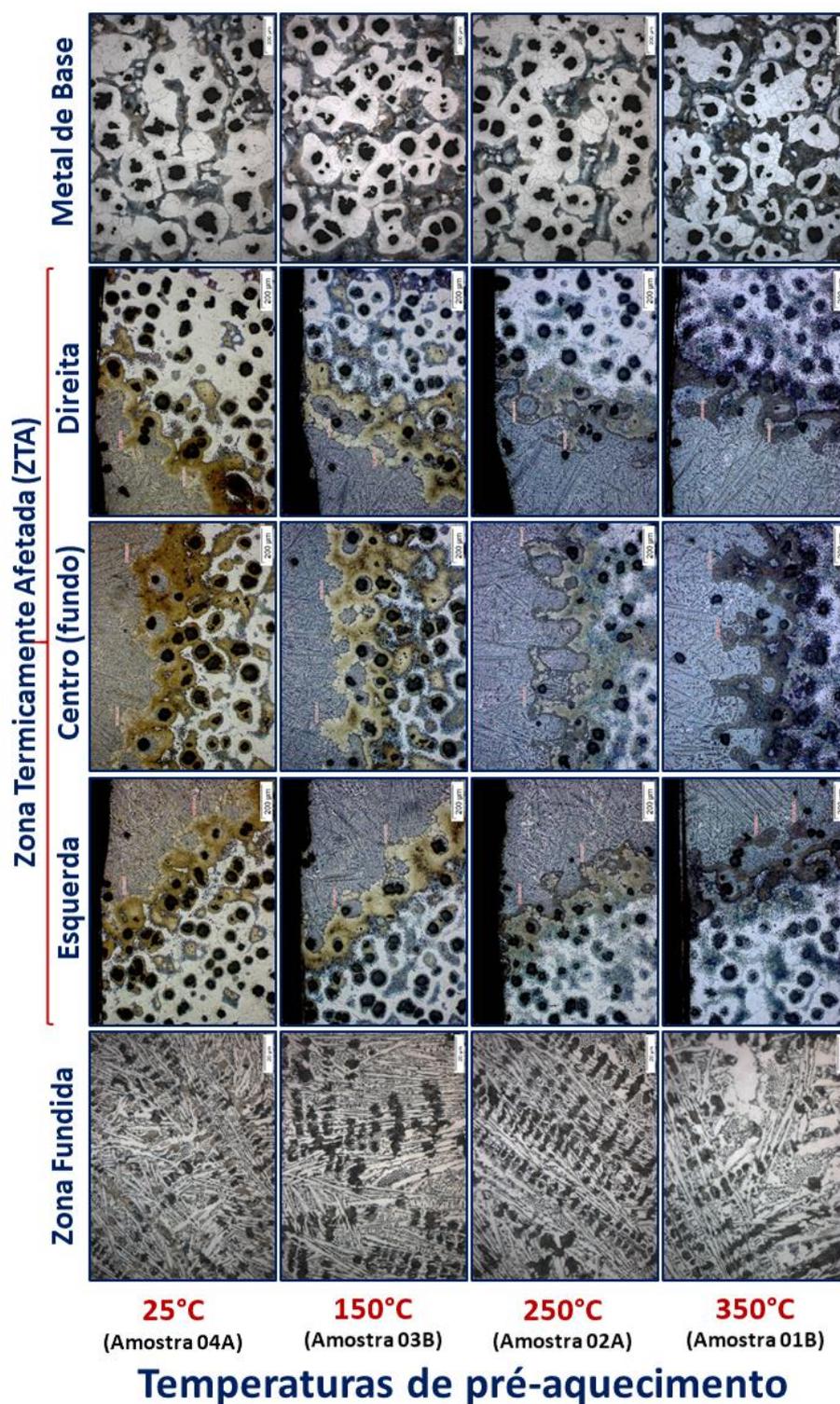
Em casos específicos nas medições de dureza, foi possível perceber uma variação acentuada dos valores para cima ou para baixo. Esse é um comportamento esperado em função da análise realizada. Os vales apresentados, ou seja, os valores muito baixos de dureza, devem-se ao fato de a impressão coincidir com uma matriz com constituinte dúctil. Já os valores de picos apresentados, ou seja, valores muito altos de dureza refletem a presença de matrizes com constituintes frágeis. Essas observações foram fundamentadas a partir do resultado das análises dos microconstituintes e matrizes presentes na microestrutura.

5.2.4. Resultados da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura

As amostras centrais (posição 02) submetidas às análises por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, tiveram os resultados descritos e discutidos a seguir.

De forma geral, as imagens obtidas por microscopia óptica são apresentadas na Fig. 5.21.

FIGURA 5.21 – Visão geral das microestruturas das amostras centrais para cada temperatura de pré-aquecimento, obtidas através de microscopia óptica.

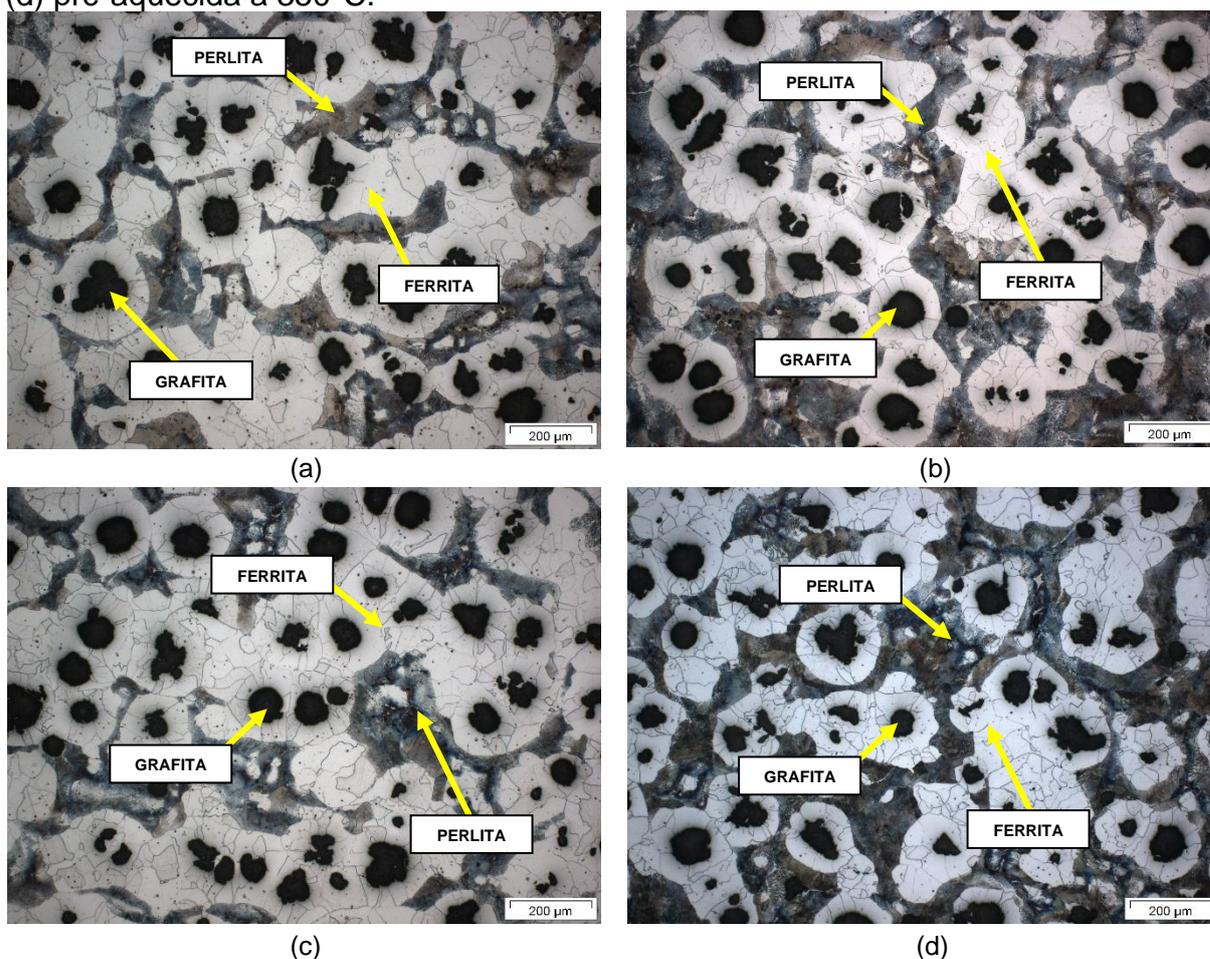


Fonte: Produzida pelo autor

Os resultados das imagens são discutidos detalhadamente na seguinte sequência: metal de base, zona fundida e, por fim, zona termicamente afetada e suas proximidades, região de interesse desta pesquisa.

Conforme discutido no tópico 5.1.2, o material produzido apresenta uma matriz metálica ferrítica-perlítica, o que caracterizou o metal de base submetido à operação de soldagem de refusão. A Fig. 5.22 apresenta imagens do metal de base obtidas por microscopia óptica para cada amostra, sem pré-aquecimento e pré-aquecidas em cada temperatura. Essas imagens foram obtidas com uma ampliação de 100 vezes da imagem obtida no microscópio óptico.

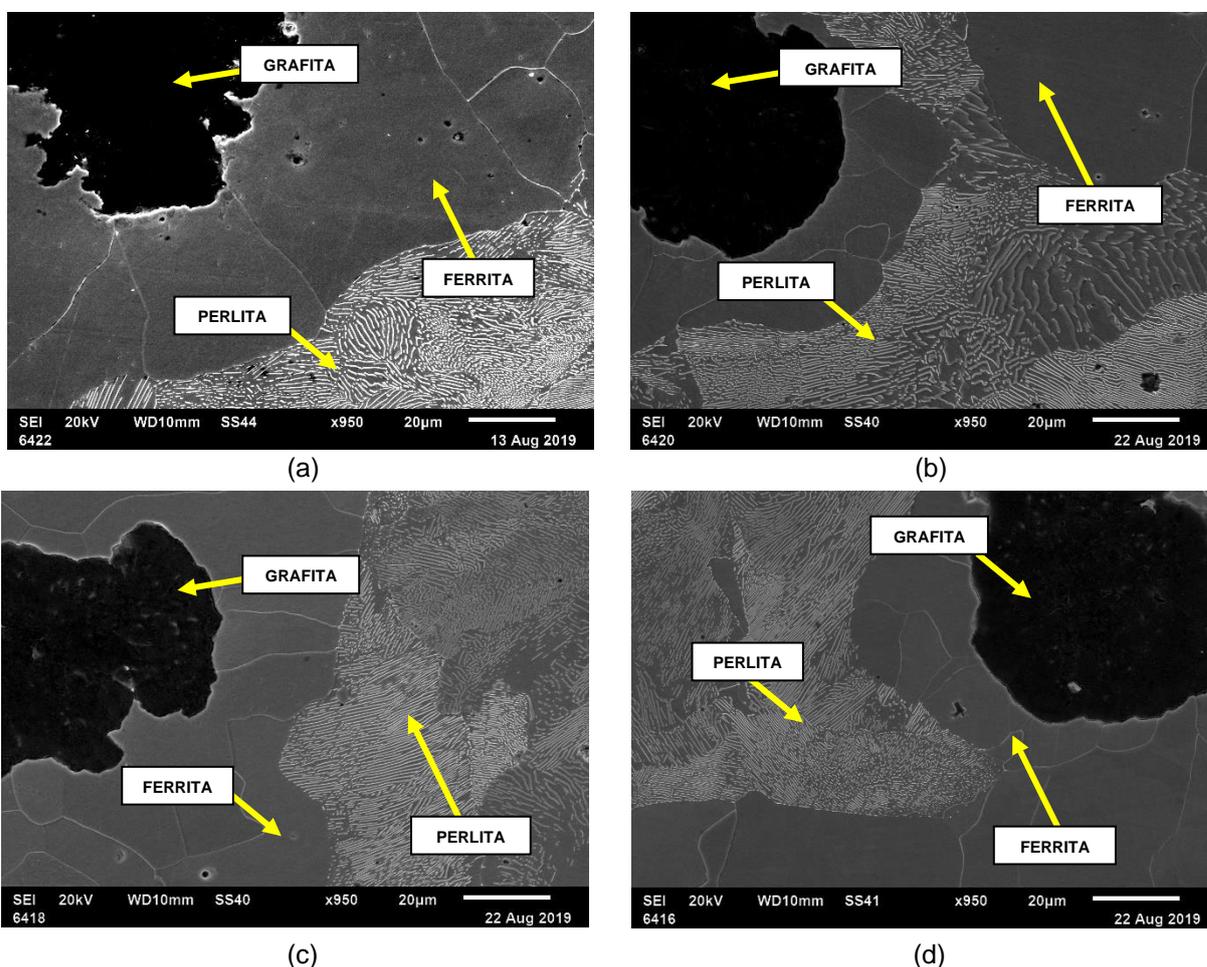
FIGURA 5.22 – Microscopia óptica realizada na região do metal de base das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 150°C; (c) pré-aquecida a 250°C; (d) pré-aquecida a 350°C.



Fonte: Produzida pelo autor

Nota-se, em todas as amostras, que o metal de base é constituído por uma matriz ferrítica-perlítica em decorrência do seu processo de produção. Para fins de detalhamento, são apresentadas na Fig. 5.23, as imagens dos constituintes presentes no metal de base obtidas por microscopia eletrônica de varredura para cada amostra pré-aquecida em cada temperatura. Essas imagens foram obtidas com uma ampliação de 950 vezes da imagem obtida no microscópio.

FIGURA 5.23 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região do metal de base das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 150°C; (c) pré-aquecida a 250°C; (d) pré-aquecida a 350°C.



Fonte: Produzida pelo autor

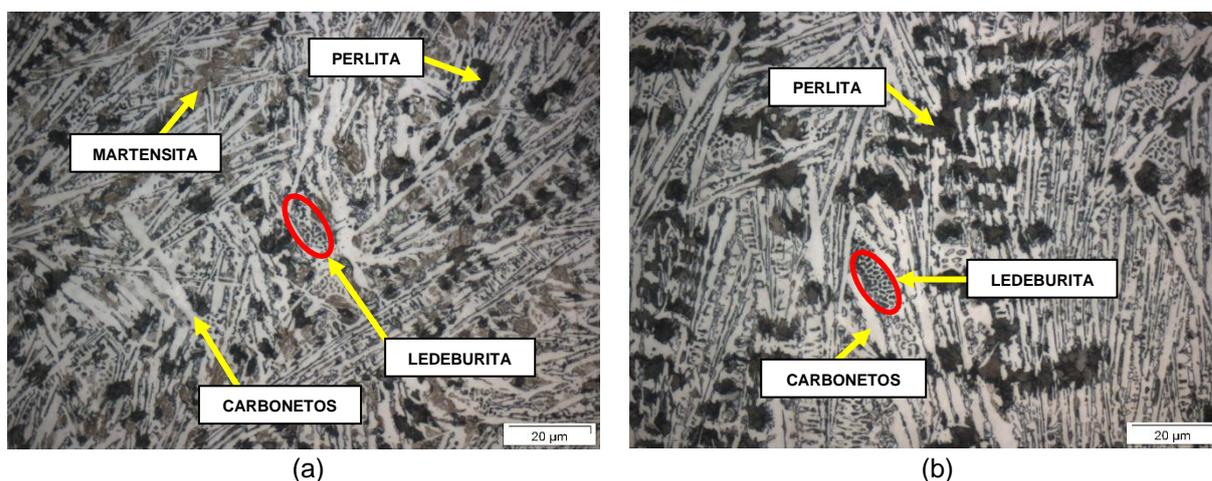
No que se refere ao perfil de dureza levantado no tópico 5.2.3, foi possível perceber que os valores médios de dureza de todas as amostras para o metal de base foram superiores a 110HV e inferiores a 260HV, característicos de uma matriz predominantemente ferrítica-perlítica. Nesse sentido, os valores muito baixos de

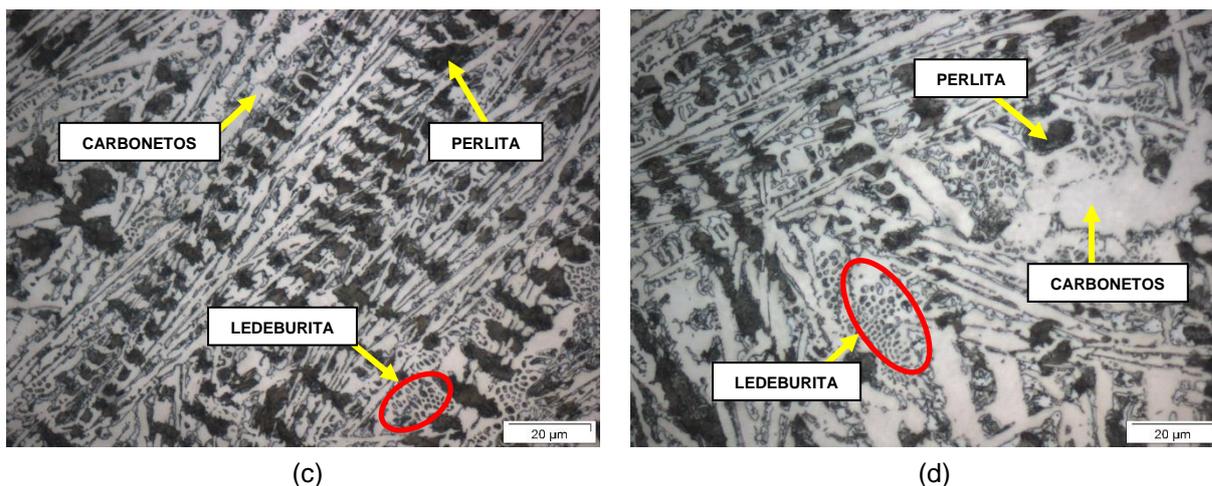
dureza, referem-se às medições feitas sobre grafitas, ao passo que os valores maiores referem-se às regiões perlíticas.

O metal de base é fator primordial para as respostas dadas pelo processo de refusão nas demais regiões de soldagem. Segundo Paris (2003) o tipo e a quantidade das fases formadas nas regiões de soldagem dependem de fatores como composição química, aporte de energia e taxa de resfriamento do metal de base.

Analisando a zona fundida, pode-se observar que, em todos os casos, houve formação de perlita, ledeburita e carbonetos. Porém, de forma bem específica, a amostra refundida sem pré-aquecimento (25°C), apresentou também uma quantidade relevante de martensita. A Fig. 5.24 apresenta imagens da zona fundida obtidas por microscopia óptica para cada amostra pré-aquecida em cada temperatura. Essas imagens foram obtidas com uma ampliação de 1000 vezes da imagem obtida no microscópio óptico.

FIGURA 5.24 – Microscopia óptica realizada na região da zona fundida das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 150°C; (c) pré-aquecida a 250°C; (d) pré-aquecida a 350°C.





Fonte: Produzida pelo autor

Como houve apenas refusão dessa região com o emprego de uma atmosfera inerte, é razoável supor a preservação da composição química do ferro fundido. Contudo, o material refundido se solidificou sob condição diferente da anterior (maior taxa de solidificação e resfriamento). No metal fundido resfriado, o carbono se separa como constituinte livre e sua forma e quantidade dependem da velocidade de resfriamento (HEINE et. al., 1978 *apud* PARIS, 2003, p. 31), o que torna este o principal fator determinante para a formação das microestruturas apresentadas.

O material de estudo, classificado como hipoeutético devido à sua concentração de carbono (3,27%), e cujo carbono equivalente vale 4,1%, durante o processo de refusão torna-se completamente líquido. Posteriormente, devido às condições de resfriamento não retorna à sua estrutura original. Durante o resfriamento, esse material tende a formar grãos de austenita em quantidades cada vez maiores, diminuindo a quantidade de fase líquida, sendo que ao atingir uma temperatura de 1148°C, temperatura de solidificação, forma-se então a austenita com 2% de carbono e a ledeburita I (constituída de austenita e cementita) com 4,3% de carbono. Continuando o resfriamento, a austenita da ledeburita de um lado e a austenita isolada do outro terão seu teor de carbono novamente decrescidos até a temperatura de 727°C, quando toda a austenita (a da ledeburita, inclusive) se transforma em perlita. Por fim, nenhuma outra transformação ocorre até a temperatura ambiente. Com isso, o resfriamento resulta em uma liga constituída de grãos de perlita envolvidos por ledeburita II, sendo esta última constituída de glóbulos de perlita sobre um fundo de cementita.

Em resumo, a região fundida apresenta perlita, ledeburita e carbonetos, o que confere ao material nessa região uma variação considerável das propriedades mecânicas. Enquanto a fase ferrita é macia e dúctil, a fase cementita é dura e frágil. A perlita, contudo, apresenta propriedades intermediárias a essas duas fases.

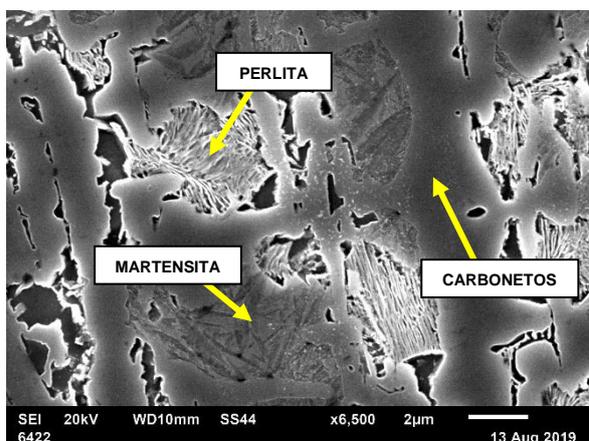
Pelo perfil de dureza levantado no tópico 5.2.3, foi possível perceber que os valores médios de dureza de todas as amostras para a zona fundida foram superiores a 590HV e inferiores a 850HV, o que caracteriza uma matriz predominantemente perlítica. Tendo em vista seu refino, as impressões sempre coincidem com regiões de ferrita e cementita, conferindo valores médios às medições de dureza.

À medida que a zona fundida, influenciada pela grande massa de metal frio ao lado da região adjacente, é resfriada rapidamente, tem sua austenita transformada parcialmente ou totalmente em martensita. (FLANNERY, 1968 *apud* PARIS. 2003, p.31).

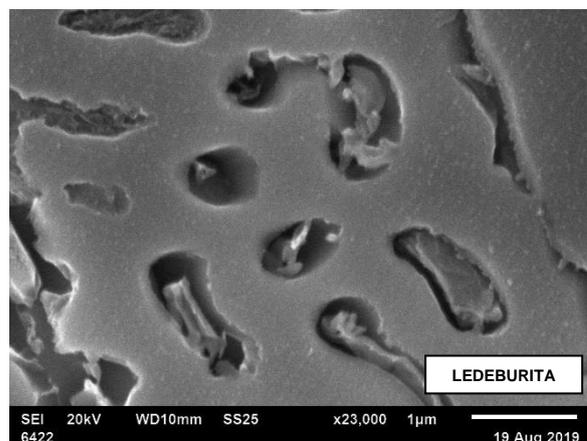
De acordo com os resultados, pode-se observar que as amostras que não foram pré-aquecidas apresentaram valor médio de dureza maior que as que foram pré-aquecidas. Pode ser observado também, conforme Fig. 5.24, que a amostra analisada por microscopia óptica, não submetida ao pré-aquecimento (25°C), foi a única amostra que apresentou formação de martensita, o que reafirma os valores de dureza apresentados, uma vez que a martensita possui dureza maior que uma matriz perlítica. Isso se justifica pelo fato do gradiente de temperatura nessa amostra ser elevado, proporcionando um resfriamento rápido (bem maior que o das demais amostras), suficiente para evitar a difusão do carbono, ficando o mesmo retido em solução. Conseqüentemente, ocorre uma transformação polimórfica da austenita (cúbica de face centrada) em martensita (tetragonal de corpo centrado), proporcionando um aumento de volume e a formação da martensita na forma lenticular (placas) que leva à concentração de tensões. Otsuka e Wayman (1998) afirmam que a transformação martensítica é, de uma maneira geral, uma transformação de fase adifusional, ou seja, ocorre de forma instantânea independente do tempo, na qual através de um mecanismo de cisalhamento os átomos se movem cooperativamente.

Para fins de detalhamento, as Figs. 5.25 a 5.28 apresentam as imagens dos constituintes presentes na zona fundida de cada amostra. Estas imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura para cada amostra pré-aquecida em cada temperatura.

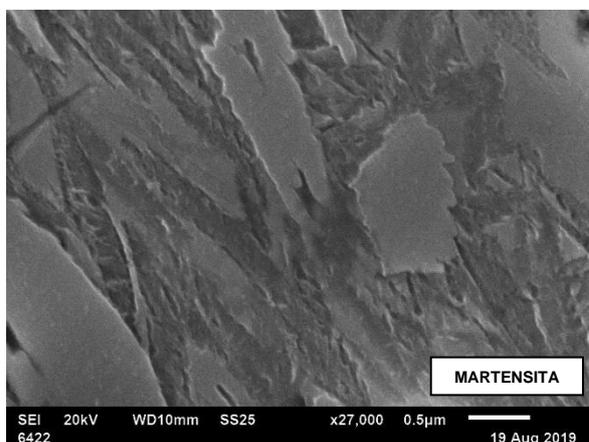
FIGURA 5.25 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra sem pré-aquecimento (25°C): (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 27000x; (d) 33000x.



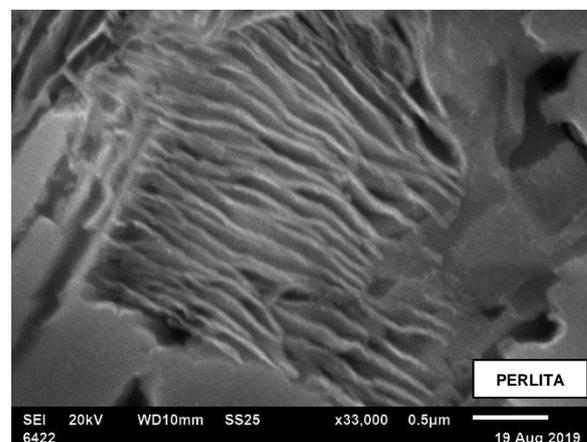
(a)



(b)



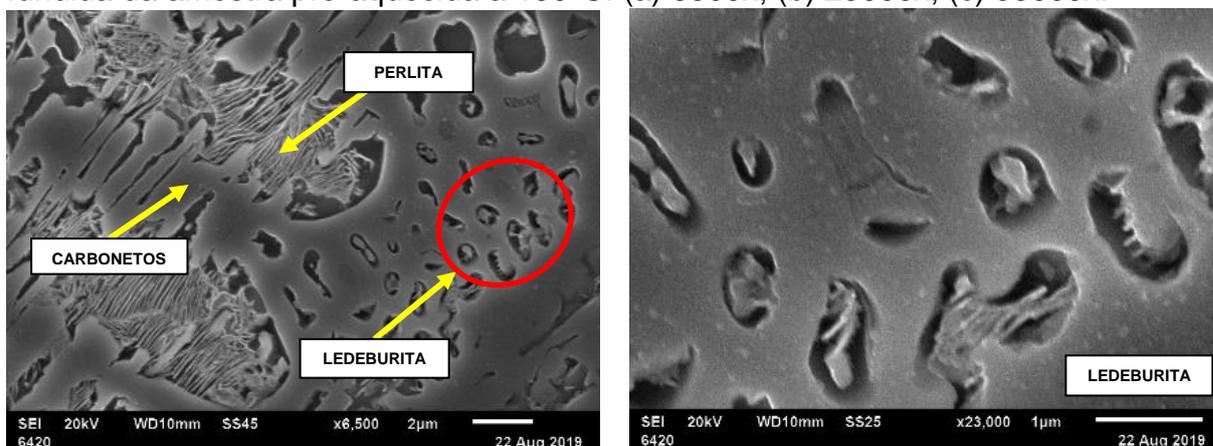
(c)



(d)

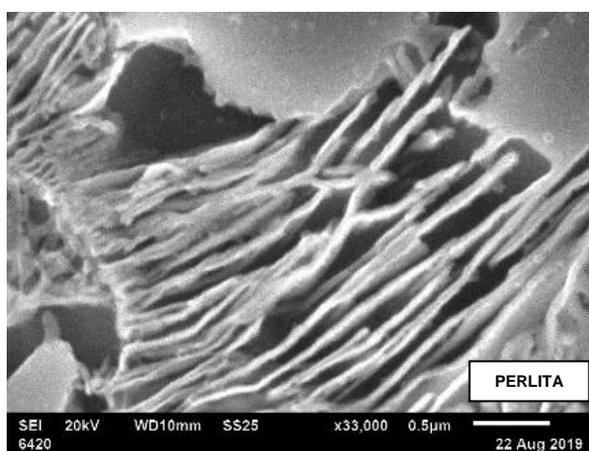
Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.26 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra pré-aquecida a 150°C: (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 33000x.



(a)

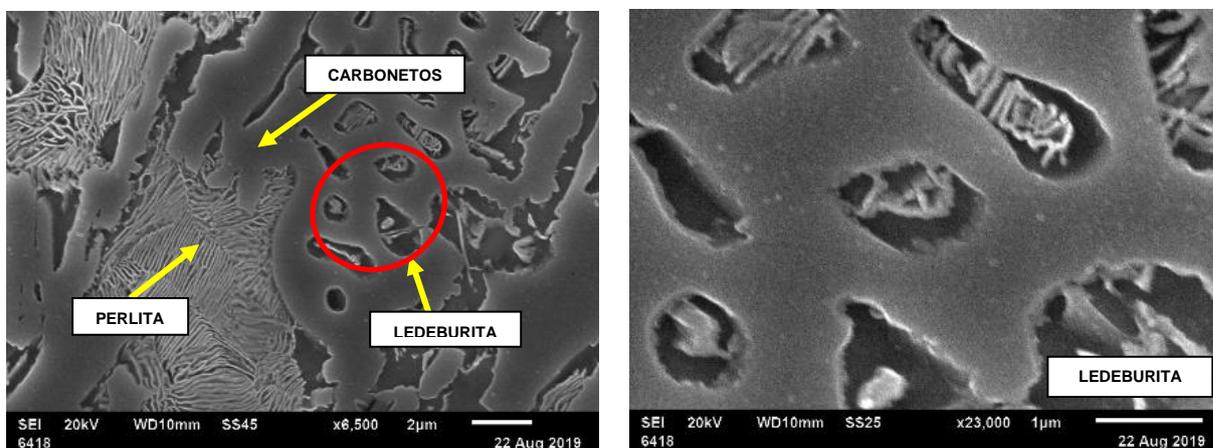
(b)



(c)

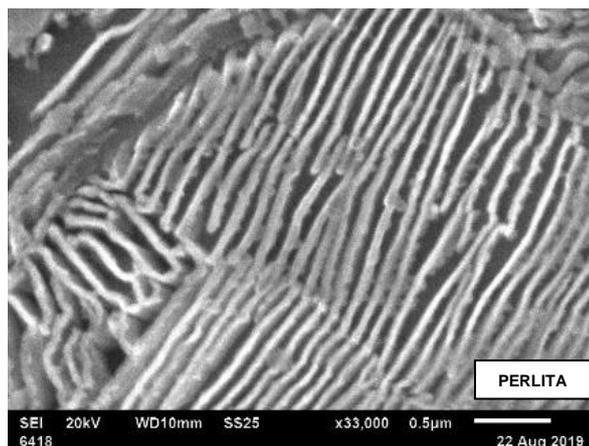
Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.27 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra pré-aquecida a 250°C: (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 33000x.



(a)

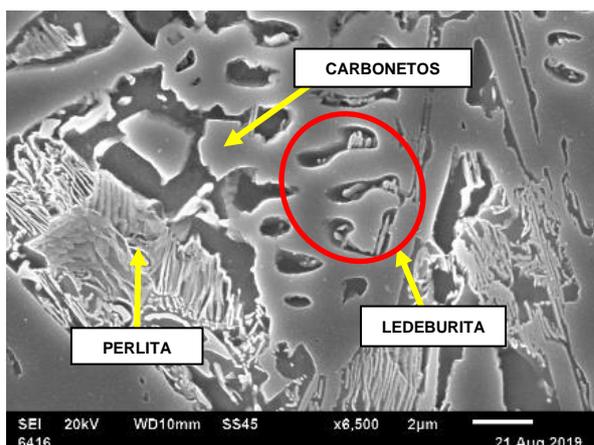
(b)



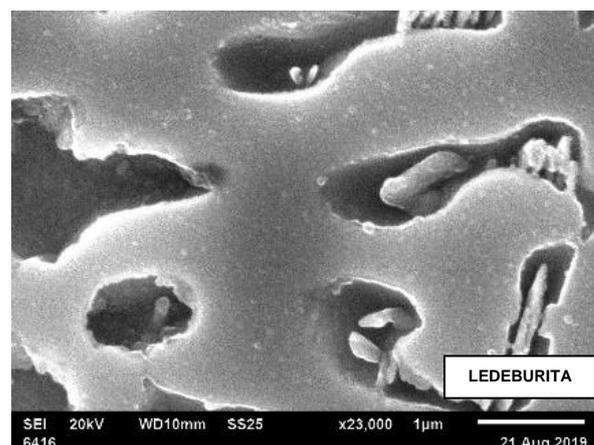
(c)

Fonte: Produzida pelo autor

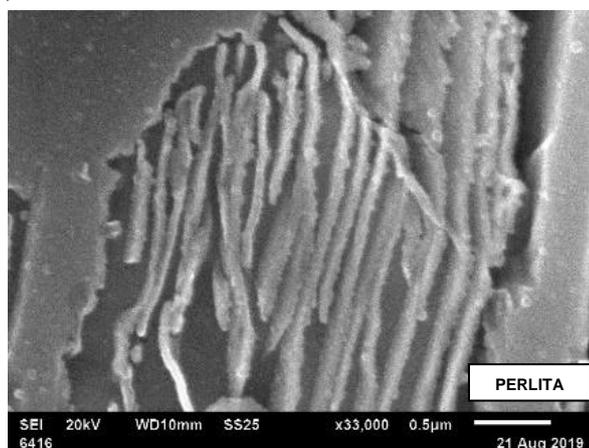
FIGURA 5.28 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona fundida da amostra pré-aquecida a 350°C: (a) 6500x; (b) 23000x; (c) 33000x.



(a)



(b)



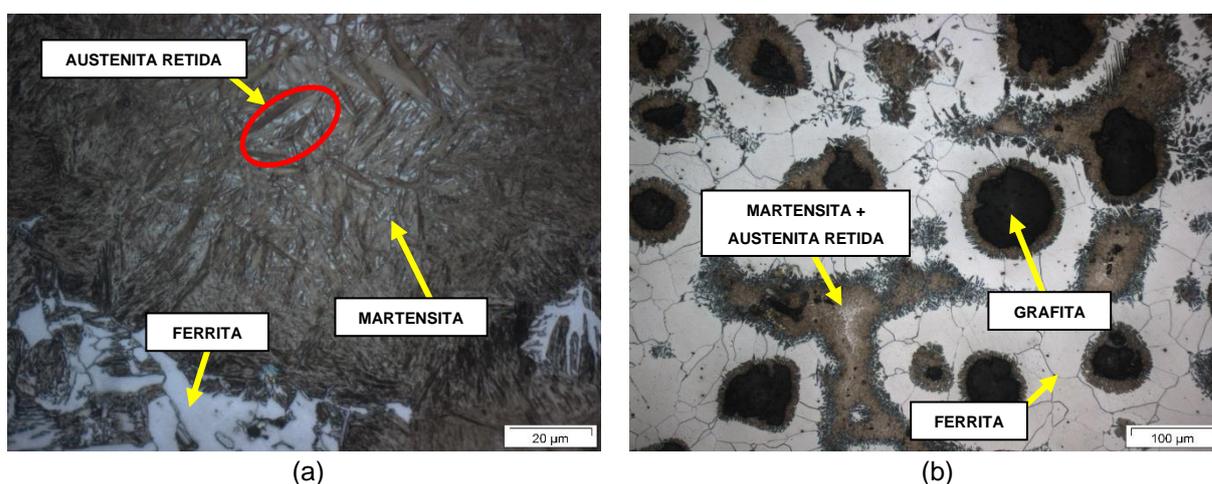
(c)

Fonte: Produzida pelo autor

Analisando, de modo geral, a zona termicamente afetada, observa-se a presença de martensita, austenita retida, ferrita, perlita e carbonetos. Marques et. al. (2009, p. 92) afirma que a ZTA é a região não fundida do metal de base, na qual o ciclo térmico de soldagem provocou alteração em sua microestrutura e/ou propriedades, uma vez que nesta região as temperaturas de pico foram superiores à temperatura crítica do material e inferiores à sua temperatura de fusão.

Foi verificado na amostra sem pré-aquecimento (25°C), a presença de martensita e austenita retida em pequena quantidade e ferrita na região da ZTA. Na região próxima ao metal de base, observa-se predominantemente a presença de martensita e austenita retida. A presença da austenita retida se deu pelo fato de que a transformação não ocorrer completamente, produzindo ilhas de entre as placas de martensita. A Fig. 5.29 mostra imagens de diferentes regiões da zona termicamente afetada obtidas por microscopia óptica com uma ampliação de 1000 e 200 vezes da imagem obtida no microscópio, respectivamente.

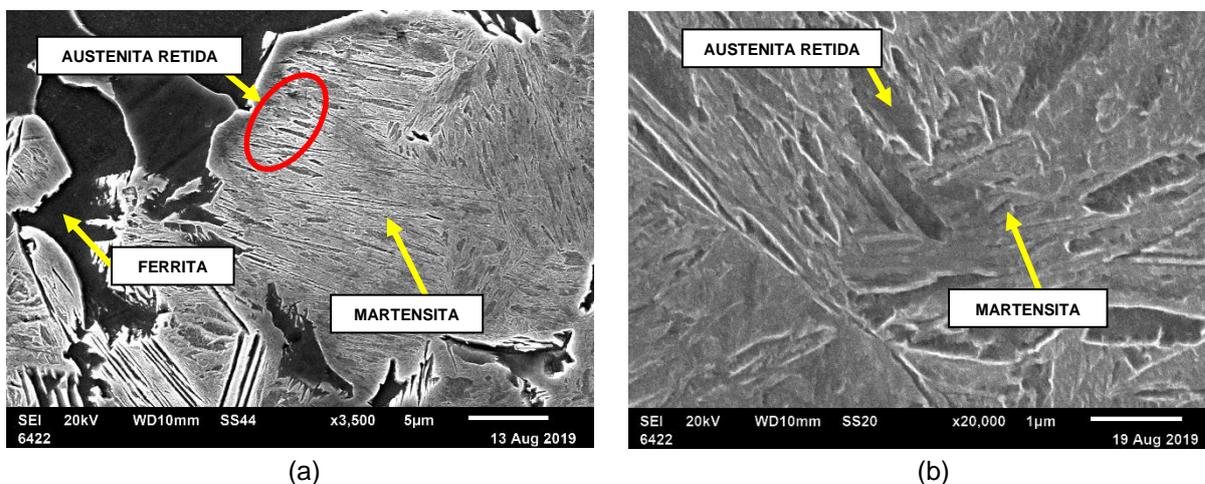
FIGURA 5.29 – Microscopia óptica realizada na ZTA da amostra sem pré-aquecimento (25°C) na: (a) próximo ao metal de solda – 1000x; (b) região próxima ao metal de base – 200x.



Fonte: Produzida pelo autor

A Fig. 5.30 mostra, de forma detalhada, as imagens dos constituintes presentes na zona termicamente afetada e suas proximidades da amostra sem pré-aquecimento (25°C), obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Essas imagens foram obtidas com ampliações do microscópio de 3500 e 20000 vezes.

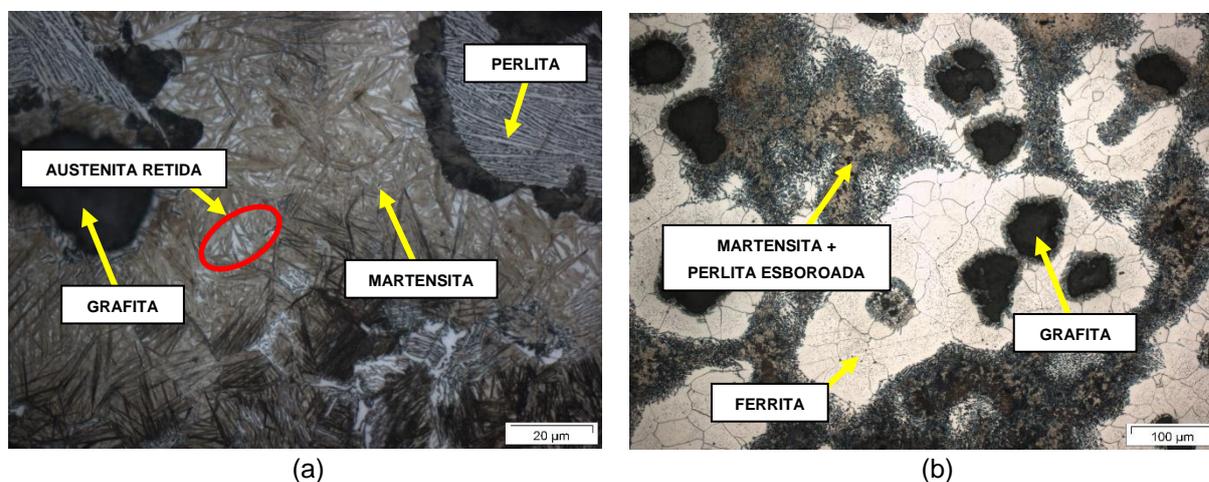
FIGURA 5.30 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na ZTA próxima ao metal de solda da amostra sem pré-aquecimento (25°C): (a) 3500x; (b) 20000x



Fonte: Produzida pelo autor

Em sequência, a amostra pré-aquecida a 150°C apresentou martensita, austenita retida, perlita, ferrita e carbonetos na região da ZTA próxima ao metal de solda e, na região próxima ao metal de base, apresentou martensita e perlita esboroadas. A perlita esboroadas é definida pela norma ABNT NBR 15454 (2007) como sendo a perlita que sofreu decomposição, apresentando formas intermediárias entre lamelar e globular. A Fig. 5.31 mostra imagens da zona termicamente afetada com uma ampliação de 1000 e 200 vezes da imagem obtida no microscópio, respectivamente.

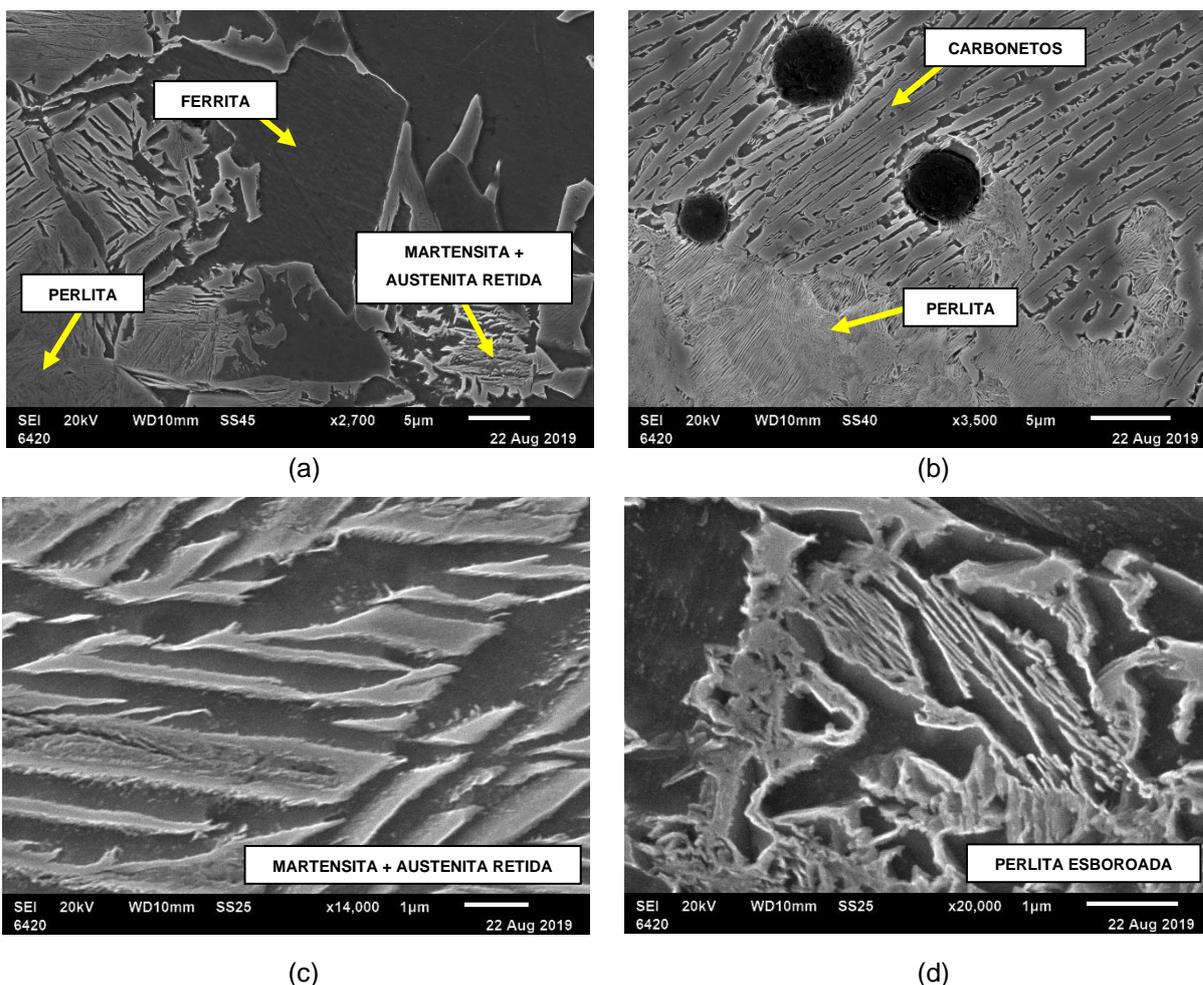
FIGURA 5.31 – Microscopia óptica realizada na amostra pré-aquecida a 150°C na: (a) região da ZTA próxima ao metal de solda – 1000x; (b) ZTA próximo ao metal de base – 200x.



Fonte: Produzida pelo autor

A Fig. 5.32 mostra, de forma detalhada, as imagens dos constituintes presentes na zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 150°C, obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Essas imagens foram obtidas com ampliações do microscópio entre 2700 e 20000 vezes.

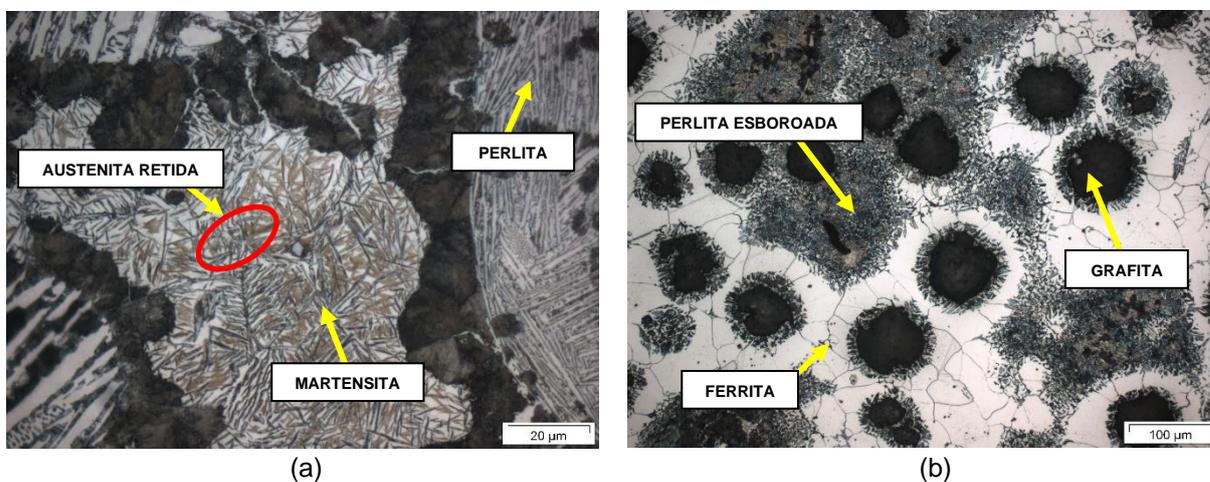
FIGURA 5.32 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 150°C: (a) 2700x; (b) 3500x; (c) 14000x; (d) 20000x.



Fonte: Produzida pelo autor

A amostra pré-aquecida a 250°C apresentou martensita, austenita retida, perlita e carbonetos na região da ZTA próxima ao metal de solda e, na região próxima ao metal de base, apresentou perlita esboroadada. A Fig. 5.33 mostra imagens obtidas por microscopia óptica com uma ampliação de 1000 e 200 vezes, respectivamente.

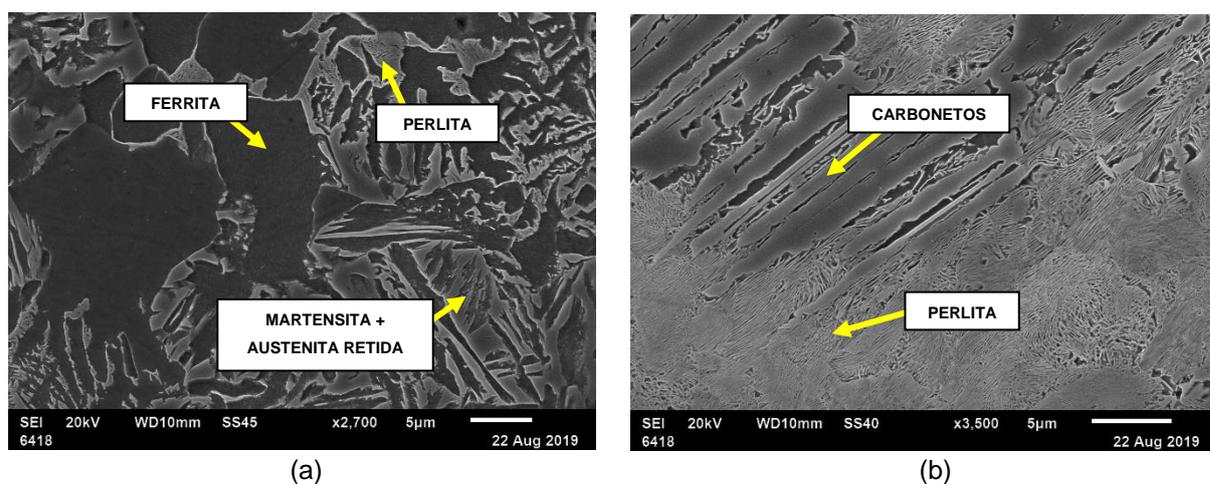
FIGURA 5.33 – Microscopia óptica realizada na amostra pré-aquecida a 250°C na: (a) região da ZTA próxima ao metal de solda– 1000x; (b) ZTA na região próxima ao metal de base – 200x.

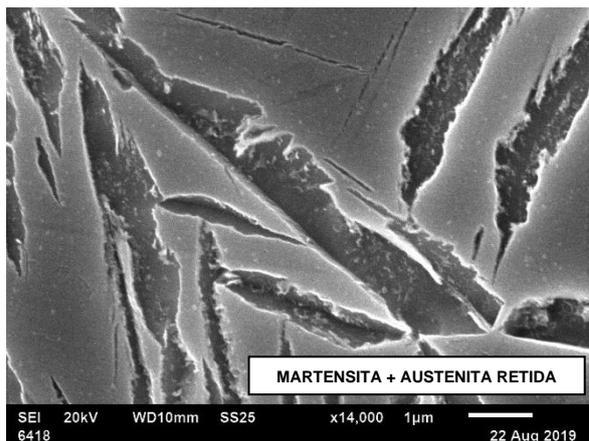


Fonte: Produzida pelo autor

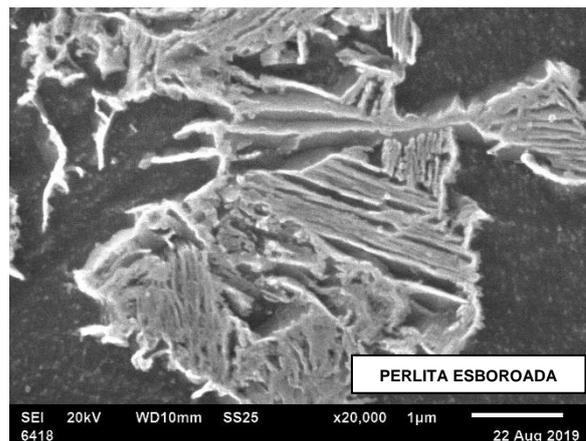
Na Fig. 5.34 é apresentado de modo detalhado as imagens dos constituintes presentes na zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 250°C, obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Essas imagens foram obtidas com ampliações do microscópio entre 2700 e 20000 vezes.

FIGURA 5.34 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 250°C: (a) 2700x; (b) 3500x; (c) 14000x; (d) 20000x.





(c)

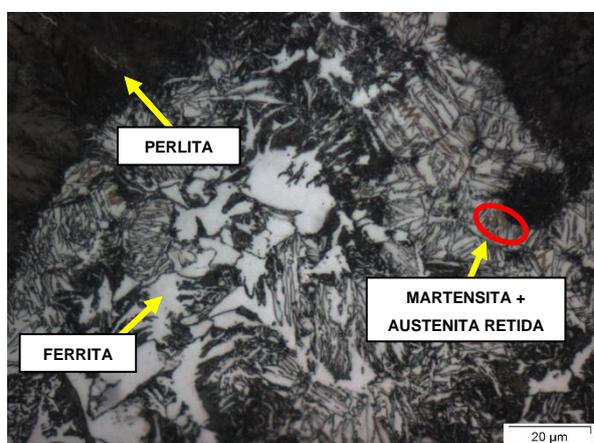


(d)

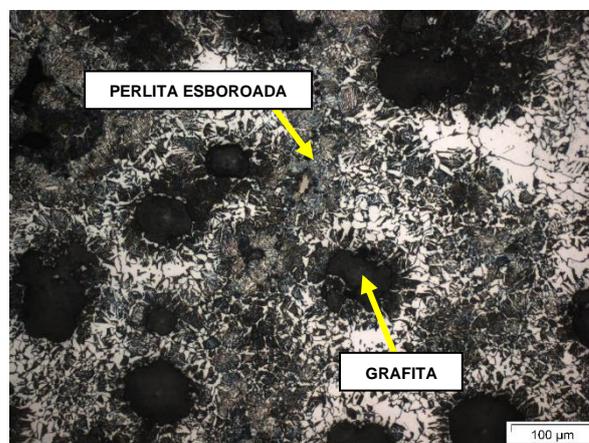
Fonte: Produzida pelo autor

Por fim, a amostra pré-aquecida a 350°C apresentou martensita, austenita retida, perlita, ferrita e carbonetos na ZTA próximo ao metal de solda e perlita esboroadada na região próxima do metal de base. Vale ressaltar que, nessa condição, o volume de martensita e austenita diminuiu, enquanto que o volume de ferrita aumentou. A Fig. 5.35 mostra imagens com uma ampliação de 1000 e 200 vezes, respectivamente. Já a Fig. 5.36 mostra, de forma detalhada, as imagens dos constituintes presentes obtidas por microscopia eletrônica de varredura com ampliações do microscópio entre 2700 e 20000 vezes.

FIGURA 5.35 – Microscopia óptica realizada na amostra pré-aquecida a 350°C na: (a) região da ZTA próximo ao metal de solda – 1000x; (b) próximo ao metal de base – 200x.



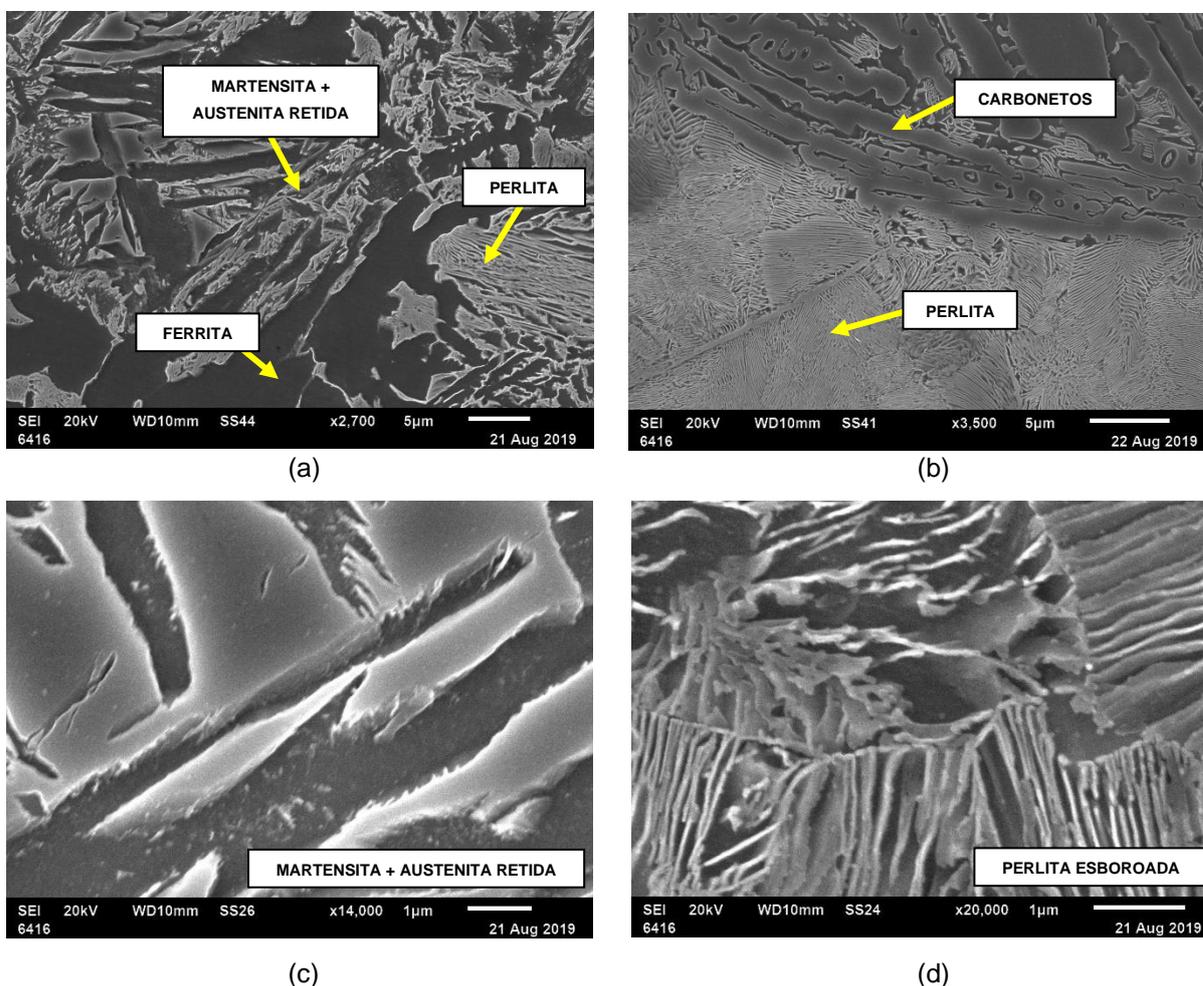
(a)



(b)

Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.36 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região da zona termicamente afetada da amostra pré-aquecida a 350°C: (a) 2700x; (b) 3500x; (c) 14000x; (d) 20000x.



Fonte: Produzida pelo autor

No que se refere ao perfil de dureza levantado no tópico 5.2.3, é possível perceber que os valores médios de dureza de todas as amostras para a zona termicamente afetada variam entre 100HV (nas regiões próximas ao metal de base) e 720HV (nas regiões próximas à zona fundida). Esta grande variação justifica-se pelas alterações microestruturais sofridas pelo metal de base em decorrência do aporte térmico, fazendo com que, quanto mais próximo da zona fundida, maior fossem os valores de dureza devido aos constituintes formados.

Quanto maior a temperatura de pré-aquecimento maior será a largura da ZTA de cada amostra e, dentro dessa região, os valores de dureza obtidos podem variar em função das regiões tomadas pelas impressões. Dessa forma, os valores de dureza

relativamente baixos, referem-se à medição sobre grafitas, que caracterizam-se por baixa dureza. Os valores de dureza relativamente altos, por sua vez, referem-se às regiões de martensita, caracterizada como sendo a mais dura, resistente e frágil fase de ligas ferro-carbono (CALLISTER, 2008, p. 246).

Em suma, observa-se, que na zona fundida, o perfil de microdureza Vickers apresentou valores médios maiores que 650HV e retratou uma diminuição média da dureza da matriz em 13% da menor temperatura (sem pré-aquecimento - 25°C) para a maior temperatura de pré-aquecimento (350°C). Isto justifica a formação de perlita, ledeburita e carbonetos e, de maneira excepcional, na amostra não pré-aquecida, a formação de martensita, constituinte duro e frágil, justificando os valores de dureza encontrados.

No metal de base, o perfil de microdureza Vickers levantado apresentou valores menores que 350 HV, relativos às regiões de perlita, ferrita e grafita nodular.

Já na zona termicamente afetada, o perfil de microdureza Vickers apresentou valores médios entre 150 e 700 HV e indicou uma tendência inconstante à diminuição dos valores de dureza à medida que o ponto se aproxima do metal de base. Além disso, foi possível observar que quanto maior a temperatura de pré-aquecimento, maior a homogeneidade dos valores e maior a quantidade de martensita e austenita retida formadas.

5.3. Resultados dos ensaios e análises realizados nas amostras relativas ao Teste 03: pós-aquecimento das condições extremas do material: não pré-aquecido (25°C) e pré-aquecido a 350°C

A seguir são apresentados e discutidos os resultados dos ensaios e análises realizados nas amostras que, no processo de refusão, foram submetidas ao pré e pós-aquecimento.

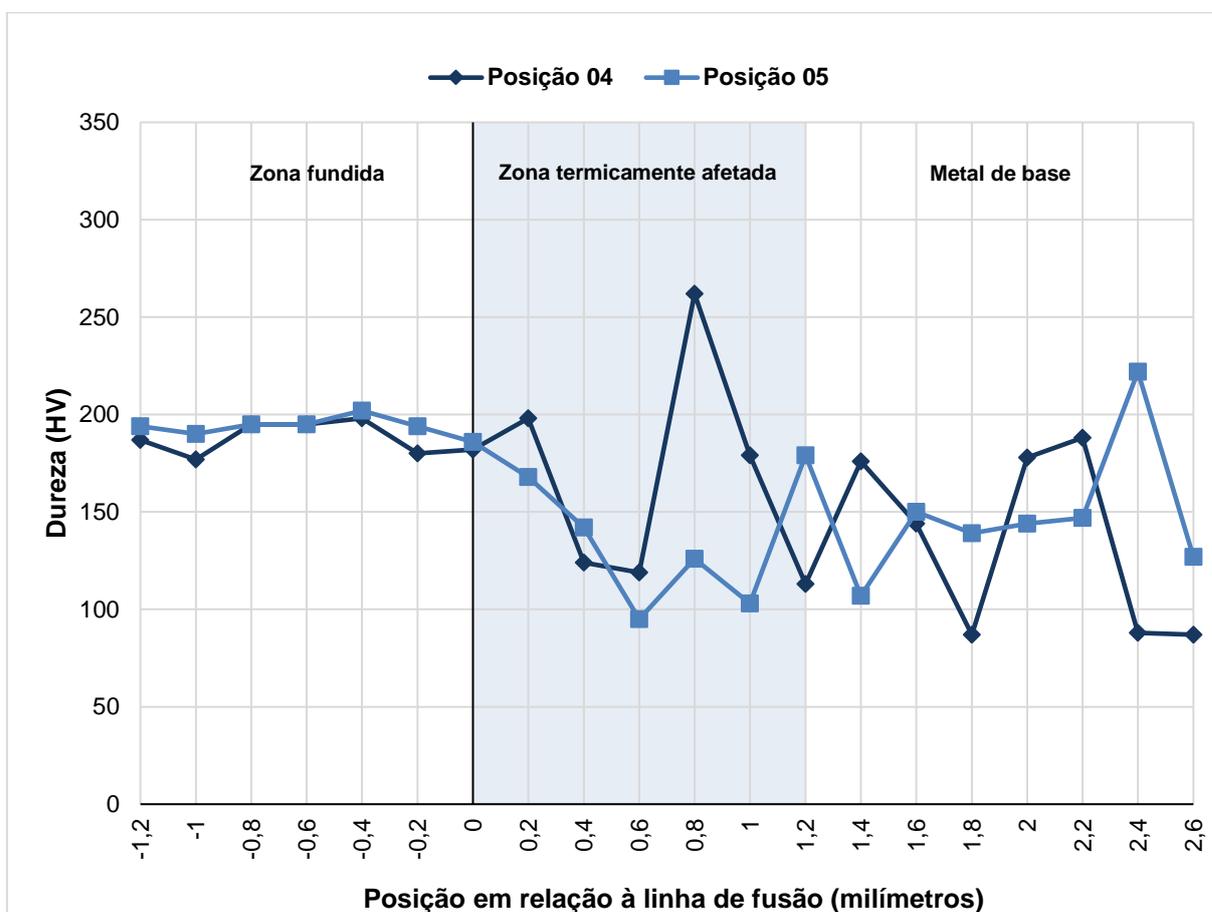
5.3.1. Resultados do ensaio de dureza Vickers

Conforme proposto, após o tratamento térmico de recozimento, cada uma das quatro amostras do Teste 03 foi submetida a 20 medições de dureza em posições padronizadas tomadas como referência no ponto em que termina a região fundida e se inicia a zona termicamente afetada, definido como ponto zero do perfil de dureza, onde foi medido o primeiro valor. No sentido da região fundida, foram realizadas 6 medições, distantes 0,2 mm entre si, até o ponto 1,2 mm distante do ponto zero. No sentido do metal de base, foram realizadas 13 medições, também distantes 0,2 mm entre si, até o ponto 2,6 mm do ponto zero, quantidade suficiente para perpassar pela zona termicamente afetada e metal base de todas as amostras. Os valores obtidos são apresentados no Apêndice C.

Vale ressaltar que, após o tratamento térmico de recozimento, não se observa uma diferença entre a zona termicamente afetada e o metal de base, o qual será discutido no tópico a seguir. Contudo, para fins comparativos, continuam sendo delimitadas as duas regiões para fins de interpretação.

O gráfico a seguir, representado pela Fig. 5.37, apresenta o perfil de dureza sobreposto das duas amostras retiradas do bloco 04-A, refundido sem pré-aquecimento (25°C), após o tratamento térmico de recozimento, enfatizando as regiões da zona fundida, zona termicamente afetada e metal de base, previstas no Teste 02.

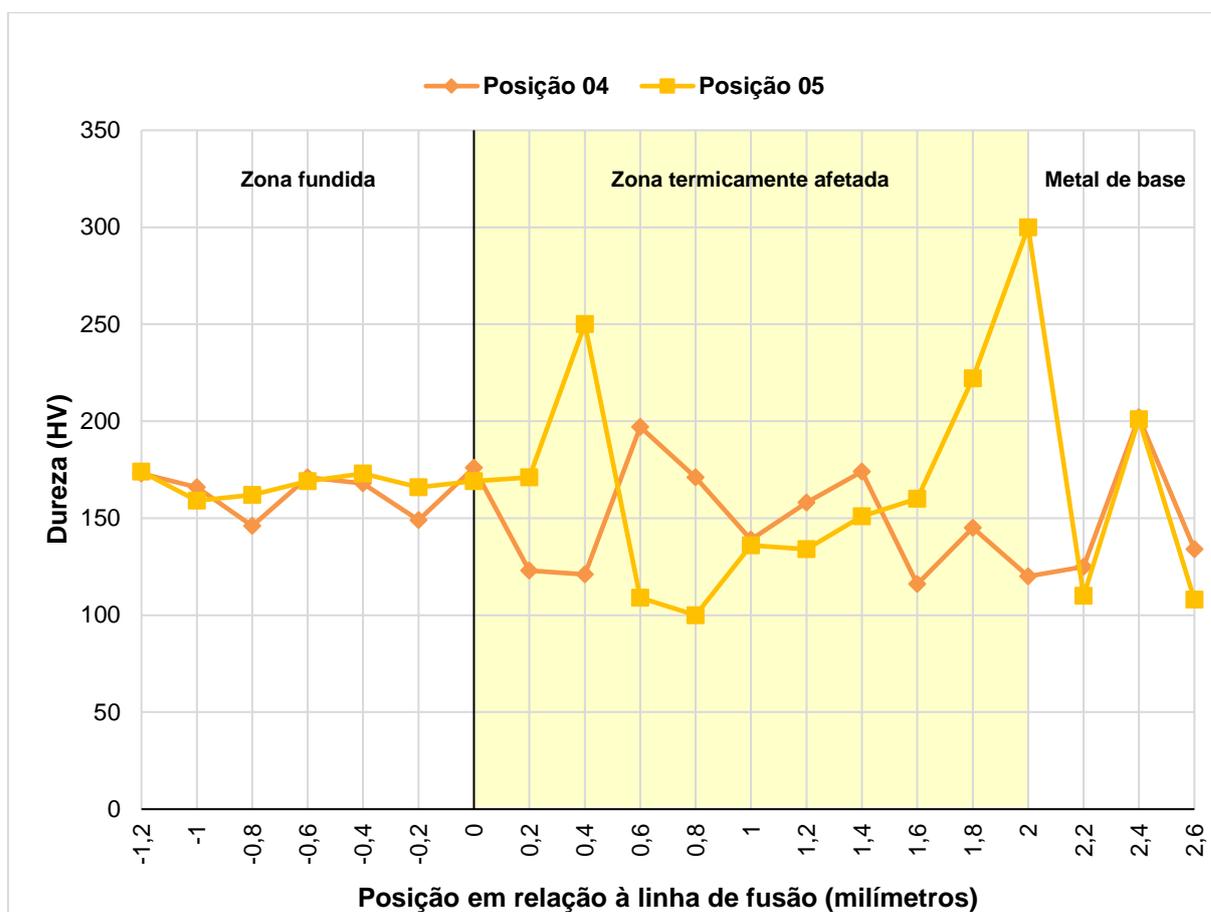
FIGURA 5.37 – Perfil de dureza das amostras sem pré-aquecimento (25°C) após o tratamento térmico de recozimento.



Fonte: Produzida pelo autor

Já o gráfico representado pela Fig. 5.38, apresenta o perfil de dureza sobreposto das duas amostras retiradas do bloco 01-B, refundido com um pré-aquecimento 350°C, após o tratamento térmico de recozimento, enfatizando as regiões da zona fundida, zona termicamente afetada e metal de base, previstas no Teste 02.

FIGURA 5.38 – Perfil de dureza das amostras pré-aquecidas a 350°C após o tratamento térmico de recozimento.



Fonte: Produzida pelo autor

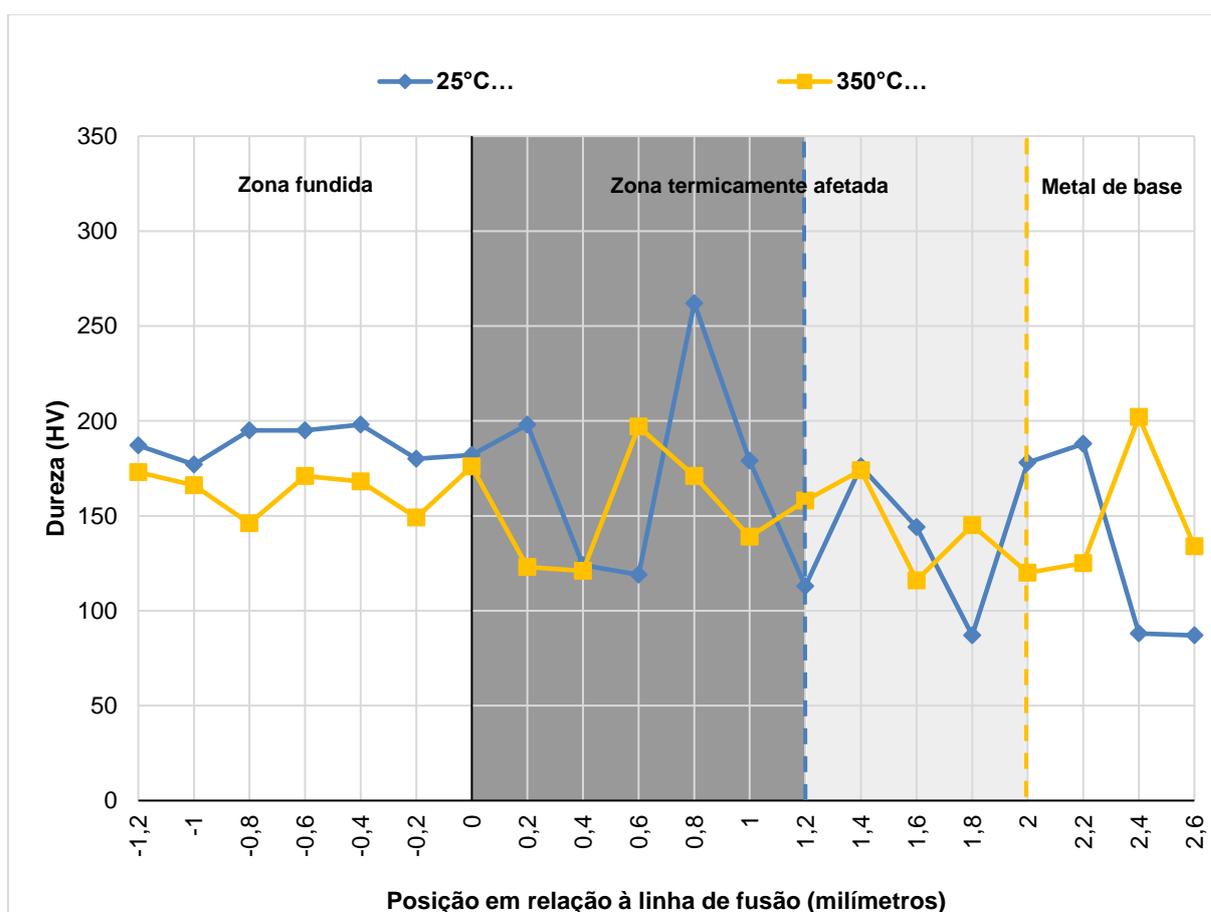
De forma particular, observa-se que, para as amostras que não foram pré-aquecidas antes da refusão, os valores de dureza na zona fundida são próximos entre si, estando situados (a maioria) entre 180 e 200HV. Já para as amostras que foram pré-aquecidas a 350°C antes da refusão, os valores de dureza na zona fundida também são próximos entre si, porém situados (a maioria) entre 160 e 180HV. Isso se deve à estrutura formada em decorrência do tratamento térmico de recozimento, que será evidenciada no próximo tópico.

A região anteriormente definida no Teste 02 como zona termicamente afetada, ponto central deste estudo, apresenta uma maior variabilidade dos valores de dureza em todas as amostras, se comparada à zona fundida, comportamento já esperado diante das condições propostas, devido a heterogeneidade microestrutural. É possível, ainda, perceber uma tendência à diminuição do valor de dureza (de 200 até 100HV)

nas amostras que não foram pré-aquecidas (25°C), até ponto a aproximadamente 0,6 mm de distância da linha de fusão em direção ao metal de base. A partir desse ponto, é possível observar uma variação heterogênea dos valores de dureza, da mesma forma que no metal de base, variando entre 100 e 260HV, aproximadamente. Em contrapartida, nas amostras submetidas ao pré-aquecimento de 350°C, desde a linha de fusão até o metal de base é possível observar uma variação heterogênea dos valores de dureza, variando entre 100 e 300HV, aproximadamente.

Na Fig. 5.39 são apresentados os perfis de dureza típicos das soldas na posição 04 produzidas sem e com a aplicação de pré-aquecimento a 350° após o tratamento térmico de recozimento.

FIGURA 5.39 – Valores de dureza das amostras relativas à posição 04 para cada temperatura de pré-aquecimento, após o tratamento térmico de recozimento.



Fonte: Produzida pelo autor

A partir do perfil de dureza comparativo levantado, percebe-se que, na zona fundida (cordão de refusão), a amostra que não foi pré-aquecida (25°C) apresentou um valor de dureza maior que a amostra pré-aquecida a 350°C em todos os pontos medidos.

No que diz respeito à zona termicamente afetada, uma vez que não apresentam a mesma largura nas duas amostras, devem ser analisadas de maneira isolada. O que é comum em ambas as amostras é que, os valores de dureza tendem a manter-se dentro do mesmo intervalo, apresentando-se consideravelmente variáveis, entre 85 e 265HV, aproximadamente. É válido reforçar que, como após o tratamento de recozimento não existe mais uma região que possa ser definida unicamente como ZTA, os valores de dureza no intervalo que abrange metal de base e ZTA, variam dentro da mesma faixa, sendo que os valores menores refletem uma matriz composta de grafitas nodulares, os valores intermediários uma matriz ferrítica e os valores maiores uma matriz perlítica, conforme já citado no tópico 5.2.3.

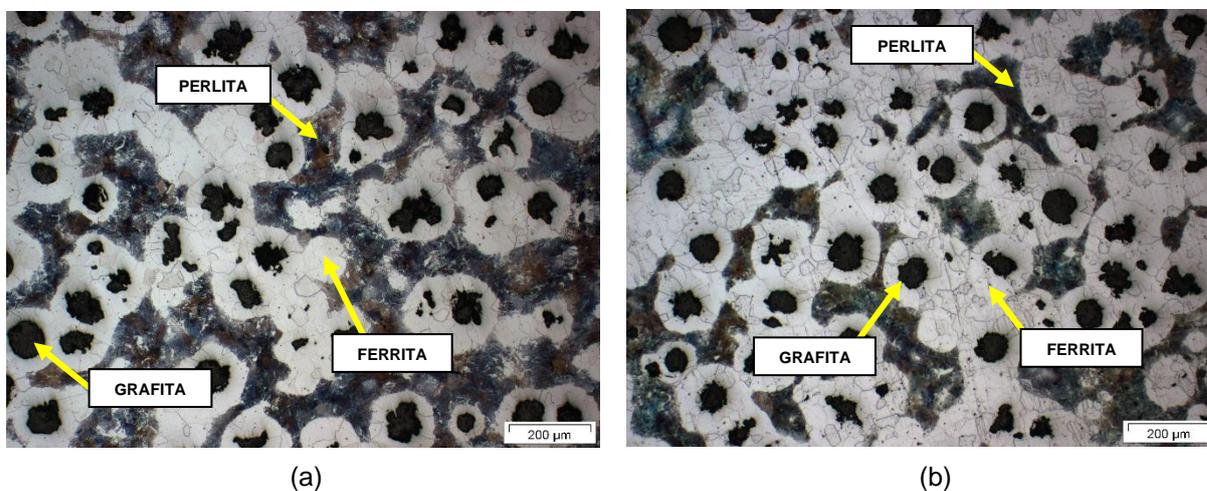
É possível perceber ainda uma variação acentuada dos valores de dureza. Esse comportamento pode ser associado ao tamanho das impressões realizadas que pode se encontrar em regiões predominante formadas por constituintes dúcteis ou frágeis. Tal observação será fundamentada e discutida no tópico seguinte, a partir do resultado das análises dos microconstituintes e matrizes presentes na microestrutura.

5.3.2. Resultados da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura

As amostras foram submetidas a análise por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura sendo os resultados obtidos apresentados na seguinte sequência: metal de base, zona fundida e, por fim, da zona termicamente afetada e suas proximidades.

Conforme relatado o ferro fundido empregado neste estudo apresenta uma matriz ferrítica-perlítica. A Fig. 5.40 apresenta imagens do metal de base obtidas por microscopia óptica após pós-aquecimento para cada amostra, sem pré-aquecimento e pré-aquecida a 350°C. Tais imagens foram obtidas com uma ampliação de 100 vezes da imagem obtida no microscópio óptico.

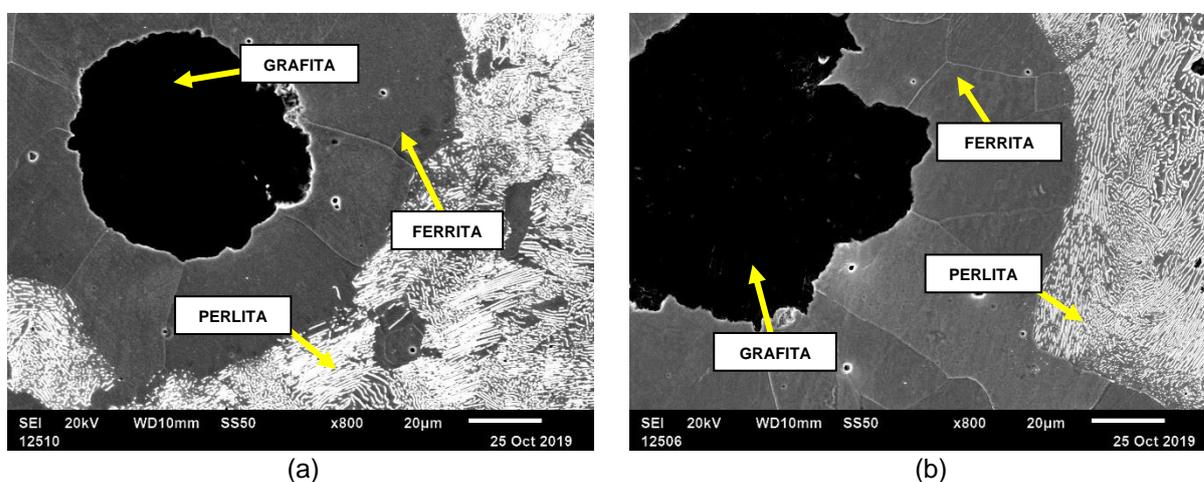
FIGURA 5.40 – Microscopia óptica realizada na região do metal de base após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 350°C.



Fonte: Produzida pelo autor

Nota-se que, após o tratamento térmico de recozimento, o metal de base em todas as amostras manteve-se constituído de uma matriz ferrítica-perlítica, da mesma forma que inicialmente, conforme visto na Fig. 5.1(b). Para fins de detalhamento, a Fig. 5.41 apresenta imagens do metal de base obtidas por microscopia eletrônica de varredura após tratamento em cada amostra, sem pré-aquecimento e pré-aquecida a 350°C, obtidas com uma ampliação de 800 vezes da imagem obtida no microscópio.

FIGURA 5.41 – Microscopia eletrônica de varredura realizada na região do metal de base após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 350°C.

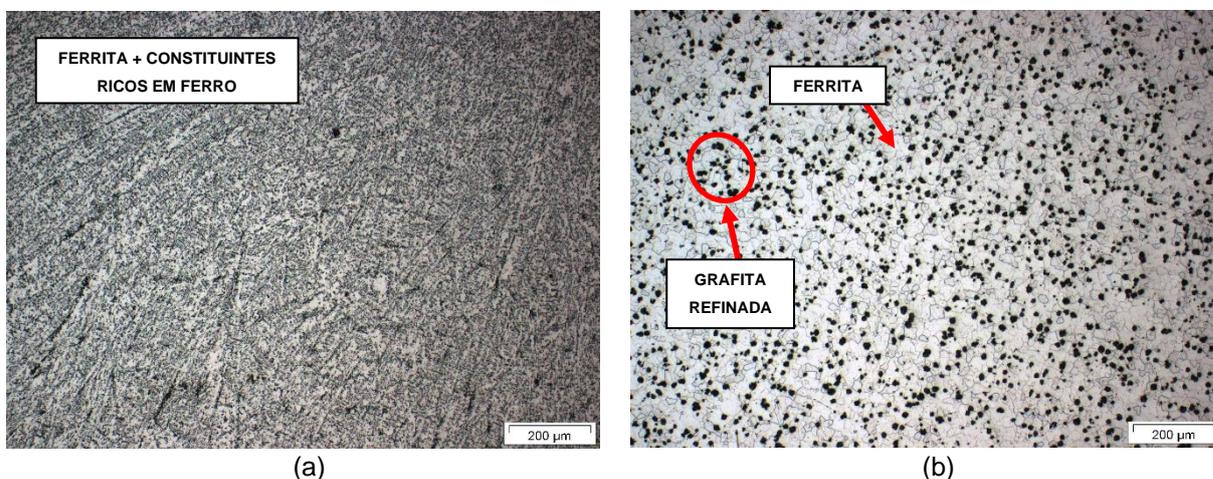


Fonte: Produzida pelo autor

No que se refere ao perfil de dureza levantado no tópico 5.3.1, é possível perceber que os valores médios de dureza de todas as amostras para o metal de base foram superiores a 85HV e inferiores a 205HV, compatíveis com a microestrutura observada. As impressões coincidem ora com regiões de ferrita, ora com regiões de perlita, além da grafita na forma nodular que ocasionalmente pode aparecer. Nesse sentido, os valores muito baixos de dureza, referem-se às medições feitas sobre grafitas, ao passo que os valores maiores referem-se às regiões perlíticas e os valores médios às regiões ferríticas, que se mantêm constantes mesmo após o tratamento térmico de recozimento.

Analisando a zona fundida, observa-se que, em ambos os casos, houve uma mudança considerável da matriz após o tratamento térmico de recozimento. A Fig. 5.42 apresenta imagens da zona fundida para cada amostra, sem pré-aquecimento e pré-aquecida a 350°C, obtidas por microscopia óptica após pós-aquecimento.

FIGURA 5.42 – Microscopia óptica realizada na região da zona fundida após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento; (b) pré-aquecida a 350°C.

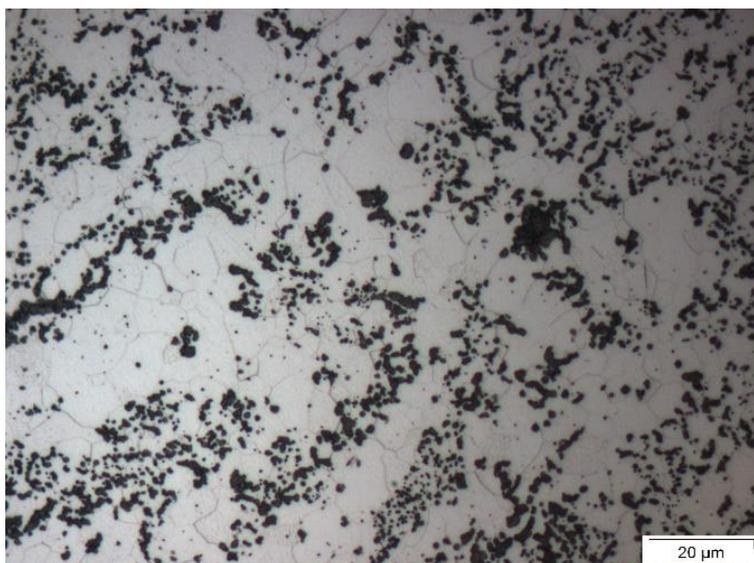


Fonte: Produzida pelo autor

É possível observar que a amostra não pré-aquecida (25°C), após ser submetida ao tratamento térmico de recozimento, apresentou na zona fundida uma matriz composta de ferrita e constituintes ricos em ferro de difícil definição por microscopia óptica. Ao que tudo indica, o grau de refinamento da grafita, ocorrido devido à difusão do carbono que saiu das fases mediante tratamento de recozimento, foi de tal forma acentuado que não foi possível identificar a presença desta através da técnica empregada. A Fig.

5.43 a seguir, apresenta imagens da zona fundida dessa amostra obtidas por microscopia óptica com uma ampliação de 1000 vezes, para um melhor detalhamento. Pela interpretação visual, não é possível definir que há presença de grafita.

FIGURA 5.43 – Microscopia óptica realizada na região da zona fundida após pós-aquecimento da amostra sem pré-aquecimento (25°C).



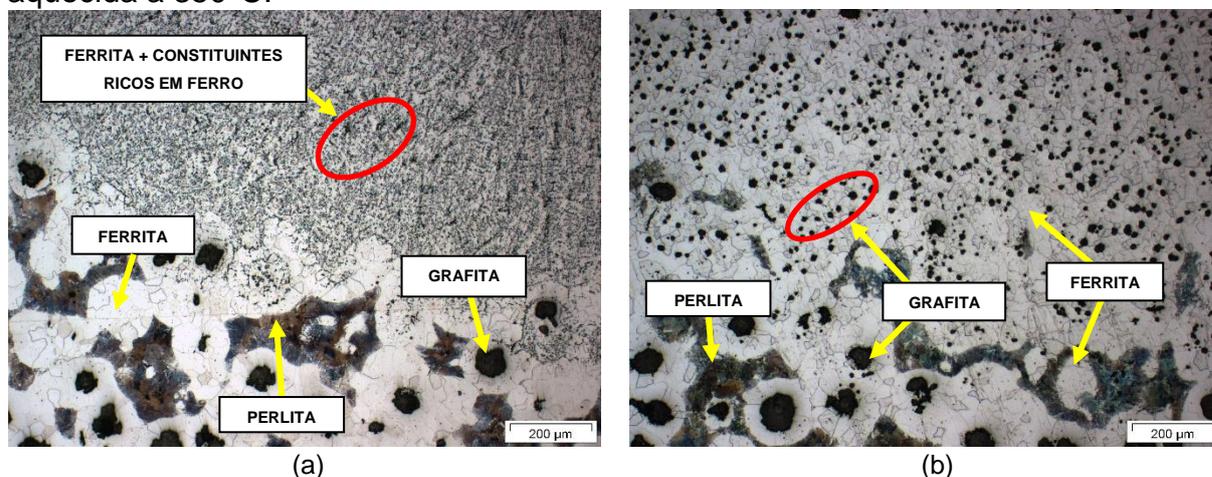
Fonte: Produzida pelo autor

Após o tratamento térmico de recozimento, ambas as amostras tiveram suas microestruturas completamente modificadas. A amostra sem pré-aquecimento que antes possuía martensita, ledeburita e perlita, resultou em uma matriz ferrítica com constituintes ricos em ferro.

No que diz respeito à amostra pré-aquecida a 350°C, o que se pode observar na Fig. 5.42-b é que houve um refino das grafitas nodulares, bem como o aparecimento de uma matriz rica em ferrita.

Analisando, por fim, a região antes denominada zona termicamente afetada, observa-se que, mediante o tratamento térmico de recozimento, não é possível mais delimitá-la com precisão, conforme a Fig. 5.44.

FIGURA 5.44 – Microscopia óptica realizada na região da zona termicamente afetada após pós-aquecimento das amostras: (a) sem pré-aquecimento (25°C); (b) pré-aquecida a 350°C.



Fonte: Produzida pelo autor

No que se refere ao perfil de dureza levantado no tópico 5.3.1, é possível perceber que os valores médios de dureza de todas as amostras para a zona termicamente afetada variam entre aproximadamente 85 e 265HV, intervalo este que também se mantém para o metal de base, confirmando que tratamento térmico de recozimento promoveu a modificação dos constituintes nesta região.

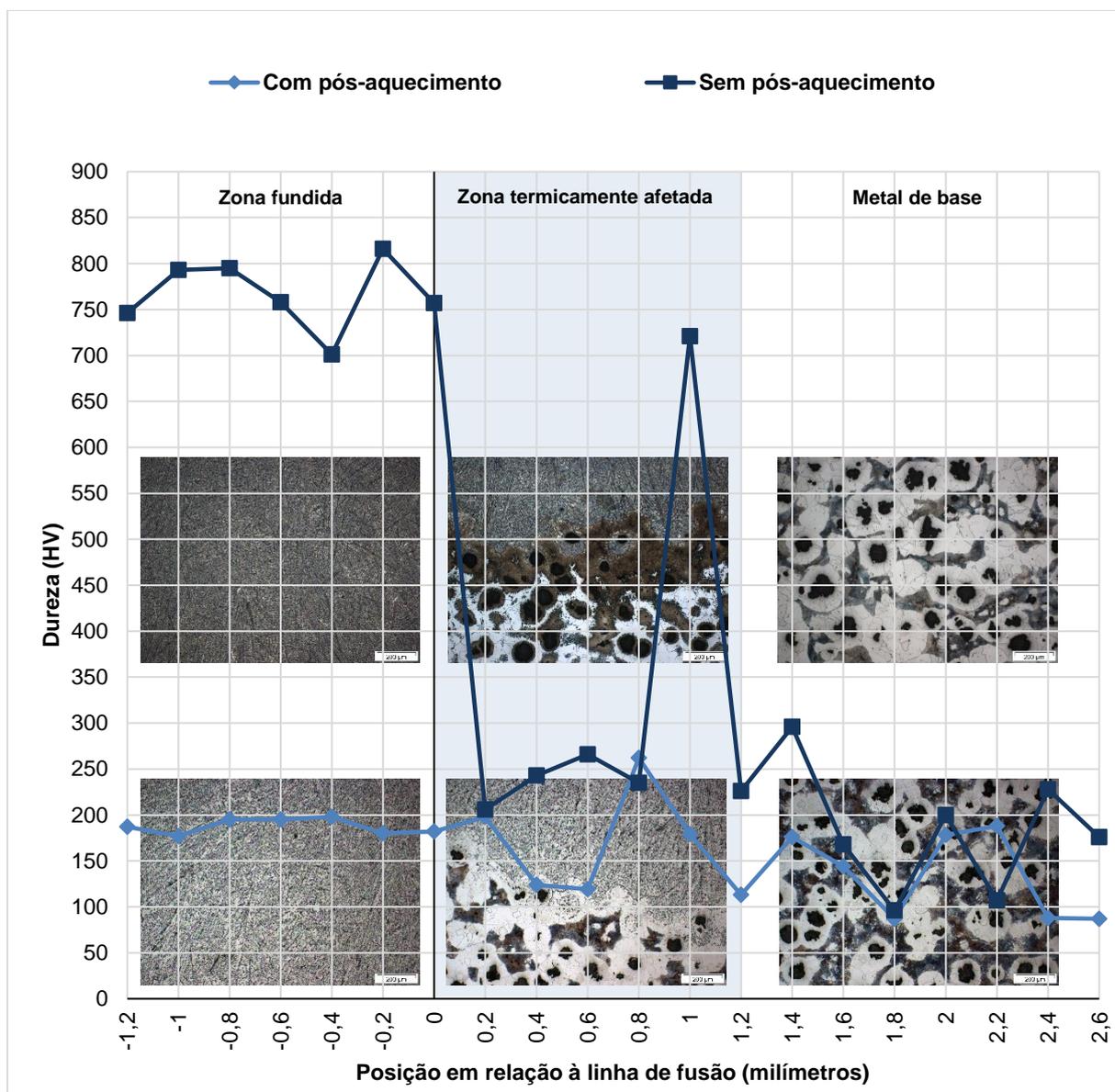
Segundo Fortes (2005, p. 13), a martensita formada durante o resfriamento da solda e da zona termicamente afetada pode ter sua quantidade limitada reduzindo-se a taxa de resfriamento da solda. O objetivo do pós-aquecimento, portanto, é manter o teor de martensita formada durante o resfriamento da solda e da zona termicamente afetada a um nível mínimo, resultando em baixa dureza, melhor ductilidade e menor probabilidade de fissuração durante o resfriamento.

Nesse sentido, o recozimento pleno, além de levar a peça soldada a uma condição sem tensões, assegura ductilidade e baixa dureza à zona fundida e à zona termicamente afetada. Além disso, consegue-se também uma microestrutura uniforme e fina. (FORTES, 2005, p. 16). Foi possível, portanto, observar uma redução dos valores de dureza apresentados neste tópico, sobretudo na zona fundida, devido ao aparecimento de estruturas macias em decorrência do tratamento térmico de recozimento.

5.4. Comparação dos resultados de dureza Vickers, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura relativos aos Testes 02 e 03

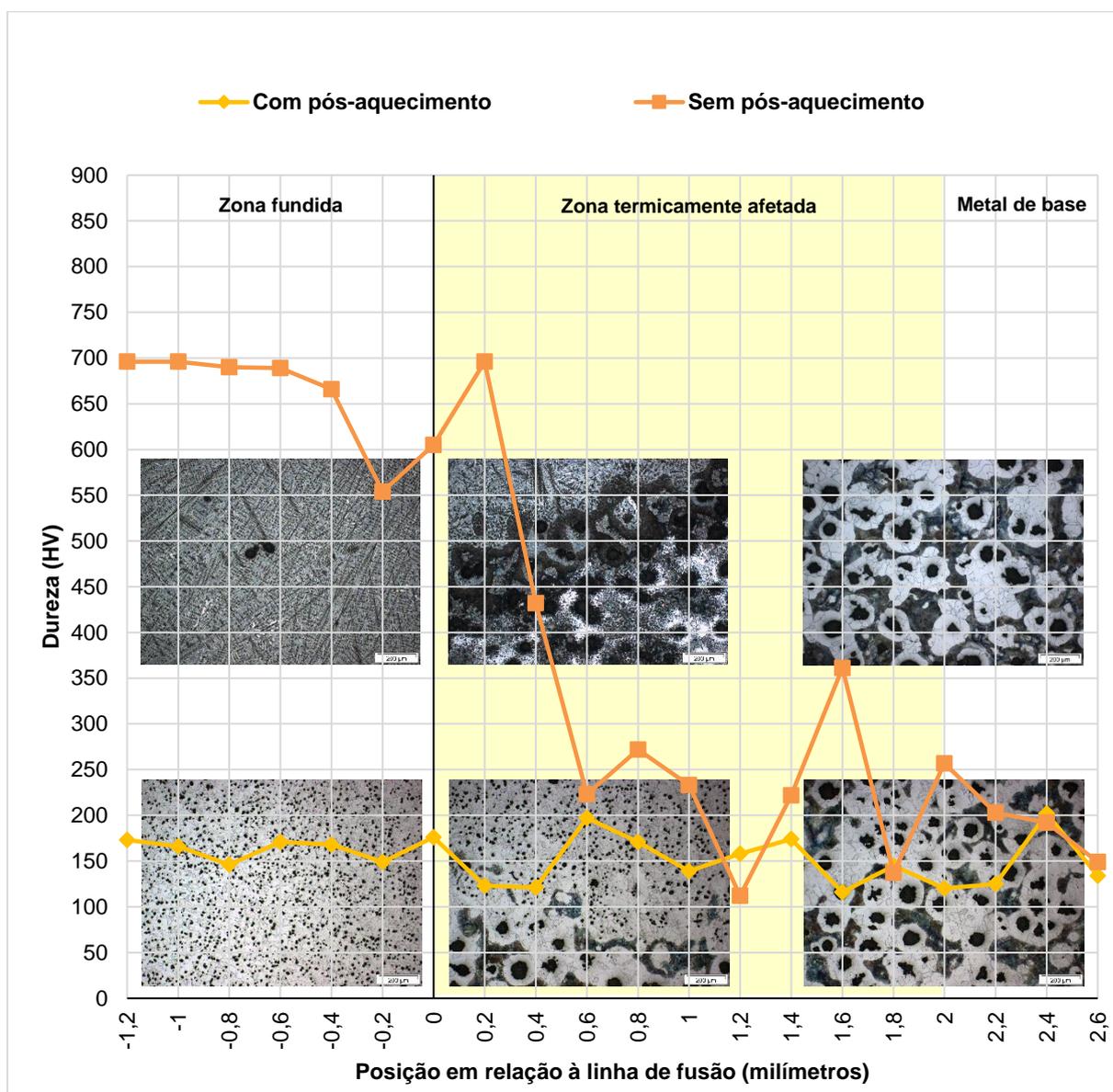
Analisando, de forma sobreposta, os resultados dos ensaios de dureza Vickers realizados nas amostras retiradas dos blocos 04-A e 01-B, é possível perceber os efeitos do tratamento térmico de recozimento na estrutura do material refundido sem pré-aquecimento (25°C) e pré-aquecido a 350°C, conforme as Figs. 5.45 e 5.46.

FIGURA 5.45 – Sobreposição dos valores de dureza e das microestruturas das amostras relativas ao bloco 04-A, antes e depois do tratamento de recozimento.



Fonte: Produzida pelo autor

FIGURA 5.46 – Sobreposição dos valores de dureza e das microestruturas das amostras relativas ao bloco 01-B, antes e depois do tratamento de recozimento.



Fonte: Produzida pelo autor

Em ambas as condições, no que diz respeito aos valores de dureza Vickers, observam-se os seguintes comportamentos:

- **Zona fundida:** ocorre um extremo amaciamento da microestrutura devido às condições de tratamento térmico de recozimento a que as amostras foram submetidas. Vale ressaltar que, na amostra que não foi pré-aquecida (25°C), os valores de dureza que eram consideravelmente maiores que os da amostra pré-aquecida a 350°C, após o tratamento de recozimento ainda permaneceram, de

forma geral, maiores se comparados entre si. Em termos de microestrutura nessa região, é possível observar nas duas condições o surgimento de uma matriz ferrítica em detrimento de uma estrutura frágil composta de perlita, ledeburita, carbonetos e martensita (no caso da amostra que não foi pré-aquecida).

- **Zona termicamente afetada:** uma vez que essa é a região mais crítica do material, as mudanças observadas são significativas para o desempenho mecânico deste. Em ambos os casos é possível observar uma tendência à diminuição dos valores de dureza similares aos obtidos na região do metal de base, uma vez que ocorre a transformação da microestrutura dessa região em decorrência do tratamento térmico a que as amostras foram submetidas. Vale ressaltar que, na amostra que não foi pré-aquecida (25°C), os valores de dureza que eram consideravelmente maiores que os da amostra pré-aquecida a 350°C, após o tratamento de recozimento também permaneceram, de forma geral, maiores se comparados entre si. Diante disso, em termos microestruturais, é possível observar, após o tratamento de recozimento, o surgimento de uma matriz ferrítica-perlítica nessa região, bem como de nódulos de grafita, em detrimento dos constituintes frágeis e nocivos antes existentes, como martensita e austenita.
- **Metal de base:** em termos de valores de dureza e de microestrutura não ocorreram mudanças significativas, permanecendo os valores de dureza próximos entre si e a microestrutura composta de ferrita, perlita e nódulos de grafita.

6. CONCLUSÕES

A partir do estudo da influência das temperaturas de pré e pós-aquecimento de soldagem sobre as características microestruturais e mecânicas da zona termicamente afetada em ferro fundido nodular, destacam-se as seguintes conclusões:

- O material recebido para a execução desse trabalho é um ferro fundido nodular, uma vez que apresenta uma composição química típica de ferro fundido sem a presença de elementos de liga (exceto pela presença de um teor residual de magnésio) e uma microestrutura típica de ferro fundido nodular, caracterizada por uma matriz ferrítica-perlítica e grafitas nodulares. Além disso, as características mecânicas de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e dureza, de acordo com a norma NBR 6916, também são típicas desse material;
- De acordo com os resultados do ensaio por líquido penetrante foi possível verificar que, quanto maior a temperatura de pré-aquecimento, menor é a ocorrência de descontinuidades, uma vez que o gradiente de temperatura é menor, provocando um resfriamento mais lento e uniforme e, conseqüentemente, diminuindo os efeitos danosos ao material como as trincas originárias de tensões e a formação de microestruturas frágeis;
- De acordo com as medições da geometria do cordão de refusão, em função do aumento da temperatura de pré-aquecimento, de 25°C (sem pré-aquecimento) até 350°C (maior pré-aquecimento), foi possível verificar um aumento da largura do cordão em 32%, da penetração do cordão em 27% e, conseqüentemente, um aumento da área da seção transversal da zona fundida (cordão de refusão) em 94%. Além disso, houve também um aumento da largura da zona termicamente afetada em 75%. Esse comportamento justifica-se pela transferência de calor que ocorre de forma mais rápida quanto maior for a temperatura de pré-aquecimento, produzindo uma maior quantidade de material refundido;

- Na zona fundida, o perfil de microdureza Vickers demonstra valores médios maiores que 650HV e retrata uma diminuição média da dureza da matriz em 13% da menor temperatura (sem pré-aquecimento - 25°C) para a maior temperatura de pré-aquecimento (350°C). Nessa região houve formação de perlita, ledeburita e carbonetos e, excepcionalmente, na amostra não pré-aquecida, houve formação de martensita, constituinte duro e frágil, justificando os valores de dureza encontrados;
- No metal de base, o perfil de microdureza Vickers levantado demonstra valores menores que 350 HV, relativos às regiões de perlita, ferrita e grafita nodular;
- Na zona termicamente afetada, foco desta pesquisa, o perfil de dureza Vickers apresenta valores médios entre 150 e 700 HV e retrata uma tendência inconstante à diminuição dos valores de dureza à medida que o ponto se aproxima do metal de base sendo que, quanto maior a temperatura de pré-aquecimento, maior a homogeneidade dos valores. Nessa região houve formação de martensita e austenita retida, sendo que a quantidade de austenita retida e ferrita aumenta para temperatura de pré-aquecimento maiores;
- Na zona fundida, após o tratamento térmico de recozimento (pós-aquecimento), foi possível verificar que as amostras tiveram uma diminuição acentuada dos valores de dureza (para valores menores que 200HV), de forma que houve uma redução média de 75% para ambas as amostras (não pré-aquecidas e pré-aquecidas a 350°C). Além disso, comparando a dureza média nas duas amostras submetidas ao recozimento, observou-se que na amostra pré-aquecida a 350°C os valores foram ainda menores (14%) em relação à amostra não pré-aquecida. No que diz respeito à microestrutura, na amostra não pré-aquecida formou-se uma matriz ferrítica com constituintes ricos em ferro, enquanto que na amostra pré-aquecida a 350°C houve um refino da grafita e formação de uma matriz rica em ferrita;
- No metal de base, o perfil de microdureza Vickers, levantado após o tratamento de recozimento, apresentou valores menores que 300 HV, constatando um leve amaciamento e mantendo as regiões de perlita, ferrita e grafita nodular;

- Por fim, a região relativa à zona termicamente afetada, após tratamento térmico de recozimento, apresentou valores de dureza similares aos do metal de base, variando entre 85 e 265HV, bem como a formação de microestruturas características do mesmo (perlita, ferrita e grafita nodular).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMEIDA, W. L. **Análise do Comportamento Mecânico e dos Aspectos Macro e Microestruturais do Ferro Fundido Nodular Submetido a Ciclos Térmicos de Soldagem**. 2014. 01 v. Tese (Mestrado) – Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal Tecnológico de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM A247-17 – Standard test method for evaluating the microstructure of grafite in iron castings**. 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E140-12b – Standard hardness conversion tables for metals**. West Conshohocken, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **Metals Handbook: Casting**. Metals Pack. 1998. v. 15.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Materials and application: part 2**. 8. Ed., v. 5, Miami: AWS, 1998. 621 p.

ASM HANDBOOK. **Welding, brazing, and soldering**. 10 ed. Ohio: ASM International, 1993. 1299p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE FUNDIÇÃO. **Anuário de desempenho do setor de fundição**. 2019, 3 p. Disponível em: <http://www.abifa.org.br/wp-content/uploads/2020/02/12-DEZEMBRO-2019.pdf>. Acesso em: 21 fev. 2020.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6023: informação e documentação: referências – elaboração**. Rio de Janeiro, 2002.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6916: ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal - especificação**. Rio de Janeiro, 2017.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 8650: emprego de ferro fundido nodular para produtos automotivos - procedimentos**. Rio de Janeiro, 2015.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 15454**: metalografia das ligas de ferro-carbono - terminologia. Rio de Janeiro, 2007.

BUSHLEY, R. A. "**Welding of Cast Irons**". In: Welding, Brasing and Soldering, Metals Handbook. Ohio: ASM International, Metals Park, v.6, 10.ed. 1993.

CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705 p.

CARMO, José Denilson. **Obtenção e caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo**. 2011. 01 v. Tese (Doutorado) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

CARVALHO, Messias José. **Orientações práticas de soldagem em aço inox**. ACESITA, 1999.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. - 7. ed. ampl. e rev. - São Paulo: ABM, 2005. 599 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN 17245: **Ferritic steel castings with elevated temperature properties: technical delivery conditions**. 1987.

EL-BANNA, E. M. **Effect of preheat on welding of ductile cast iron**. Materials Letters. 1999, v. 41, p. 20-26.

FERREIRA, J. M. C. **Tecnologia da Fundição**. 2ª ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 2002.

FLANNERY, J. W. **Welding ductile iron – Part One**. Weld. Engineer, v. 53, n. 11, p. 57-61, 1968.

FLANNERY, J. W. **Welding ductile iron – Part Two**. Weld. Engineer, v. 53, n. 12, p. 50-63, 1968.

FORTES, Cleber. **Metalurgia da Soldagem**. ESAB BR. 2005. 48 p. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/apostilametalurgiasoldagem.pdf>. Acesso em: 25 nov. 2019.

GUESSER, Wilson Luiz. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo: Edgard Blucher, 2009. viii, 336 p.

HACHENBERG, K.; KOWLAKE, H.; MOTZ, J.M.; RÖHRIG, K.; SIEFER, W.; STAUDINGER, P.; TÖLKE, P.; WERNING, H.; WOLTERS, D. B. **Gusseisen mit Kugelgraphit**. Konstruieren + Giessen, v. 13. n. 1, 1988.

HEINE, H. J.; BROSILOW, R. **What welders need to know about joining castings**. Weld. Metal Fabr., n. 12, p. 64-69, 1978.

KOHOUT, J. **A simple relation for deviation of grey and nodular cast irons from Hooke's law**. Materials Science and Engineering A313, p. 16-23, 2001.

LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. **Ductile iron: fifty years of continuous development**. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 37, n. 5, p. 343-378, 1998.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo J; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Ed. UFMG, 2009. 362 p. (Didática). ISBN 9788570417480 (broch.).

MARQUES, Paulo Villani. **Tecnologia da Soldagem**, ESAB/UFMG, Belo Horizonte, 1991, 352 p.

MELLERAS, E.; BERNARDINI, P. A. N.; GUESSER, W. L. **Coletores de Escape em Nodular SiMo**. Congresso SAE Brasil 2003. São Paulo, 2003.

MENDEZ, P. F. **Order of Magnitude Scaling of Complex Engineering Problems, and its Application to High Productivity Arc Welding.** Massachusetts Institute of Technology. [S.l.]. 1999.

MERCHANT, H. D. **Solidification of cast iron – A review of literature.** Recent Reserch on Cast Iron Gordon & Breach, London, 1968.

MODENESI, P. J. **Soldagem I: Descontinuidades e inpeção em juntas soldadas.** Belo Horizonte: UFMG, 2001. 15 p.

OTSUKA, K., WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials.** 1.ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998. 284p.

PARIS, Aleir Antonio Fontana de. **Tecnologia da soldagem de ferros fundidos.** Santa Maria: Ed. UFSM, 2003. 140 p.

PITT, R. **Welded repairs of castings.** Foundry Trade J., n. 4, p. 512-520, 1983.

PITT, R. **Welding of metal castings.** Foundry Trade J., n. 6, p. 522-525, 1985.

POEPCKE, José Saturnino; Brito, Pedro de. **Processo TIG.** In: SENAI. SP. **Soldagem.** São Paulo: SENAI/SP, 1997. 553 p. (Coleção Tecnologia SENAI).

PUGLIA, F. S. et al. **Soldabilidade em ferro fundido.** Revista Perspectivas on-line: exatas & engenharia. Campos dos Goytacazes, 10 (4), 26-35, 2014.

REYNOLDS, C. C; ADAMS, C. M.; TAYLOR, H. F. **Prediction of mechanical properties from Chemical composition for fully-annealed ductile cast iron.** Transactions of the American Foundrymen's Society, 61:510-15, 1953.

SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares.** São Paulo: IPT, 1991.

SANTOS, Adalberto Bierrenbach de Souza. **Efeitos da composição química na produção de ferro fundido nodulares**. In: Congresso anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 55., Rio de Janeiro, 2000.

SCHWEDERSKY, Mateus Barancelli. **Um estudo da eficiência e produtividade dos principais processos de soldagem a arco**. 2011. 01 v. Tese (Mestrado) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2011.

SCHWEDERSKY, M. B.; DUTRA, J. C; OKUYAMA, M. P. e SILVA, R. H. G. **Soldagem TIG de elevada produtividade: influência dos gases de proteção na velocidade limite para formação de defeitos**. 2011, vol.16, n.4, p. 333-340. . Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242011000400004

SKALAND, Torbjorn. **Inoculation material improves graphite formation in ductile iron**. Modern Casting, Dec 2001, Vol. 91(12).

SOUZA, Bruno Vaz de. **Desenvolvimento de ferro fundido austemperado (ADI) em banho de zinco-alumínio**. 2015. 01 v. Tese (Mestrado) – Departamento de Engenharia e Tecnologia de Materiais, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

SOUZA, Tânia Nogueira Fonseca. **Produção e Caracterização Física e Mecânica de Ferros Fundidos Nodulares e Ferros Fundidos Nodulares Austemperado com Adição de Nióbio**. 2012. 166p. Tese de Doutorado - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

SUGIYAMA, N. et al. **Influência do manganês da produção de ferro fundido nodular**. Metalurgia ABM, V. 28, n. 171, p. 149-57 fev. 1972.

TAN, J.; WANG, H.; JIANG, Y.; YANG, Y.; DENG, B.; SONG, H.; LI. **Influence of welding thermal cycles on microstructure and pitting corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels**. Corrosion Science. v.55, p.368–377, 2011. Disponível em < <http://booksc.org/book/16504351/f8bbce>>. Acesso em: 29 de maio, 2018.

VEIGA, Emilio. **Processo de soldagem TIG**. São Paulo: Globus, 2011. 186 p.

VOIGT, R. C.; LOPER Jr, C. R. **A study of heat-affected zone structures in ductile cast iron**. Weld. J., v. 62, n. 3, p. 82s-88s, 1983.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo. Edgard Blücher, 2004. 494 p.

WARDA, R.; JENKIS, L.; RUFF, G.; KROUGH, J.; KOVACES, B. V.; DUBÉ F. **Ductile iron data for design engineers**. Published by Rio Tinto & Tintanium, Canadá, 1998.

APÊNDICES

- Apêndice A:** Resultados das medições de dureza (em HV) para as amostras submetidas ao Teste 02.
- Apêndice B:** Valores das medições de dureza (em HV) para as amostras centrais de cada temperatura de pré-aquecimento submetidas ao Teste 02.
- Apêndice C:** Resultados das medições de dureza (em HV) para as amostras submetidas ao Teste 03.

**APÊNDICE A: RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DE DUREZA (EM HV) PARA AS
AMOSTRAS SUBMETIDAS AO TESTE 02.**

Ponto	Distância (mm)	Temperaturas de pré-aquecimento											
		Sem pré-aquecimento (25°C)			150°C			250°C			350°C		
		Amostra 04A-1	Amostra 04A-2	Amostra 04A-3	Amostra 03B-1	Amostra 03B-2	Amostra 03B-3	Amostra 02A-1	Amostra 02A-2	Amostra 02A-3	Amostra 01B-1	Amostra 01B-2	Amostra 01B-3
1	-1,2	709	746	741	509	627	637	757	673	741	605	696	576
2	-1	787	793	772	534	717	639	643	691	558	491	696	642
3	-0,8	838	795	819	588	697	684	728	717	586	600	690	618
4	-0,6	804	758	767	656	701	646	776	642	564	687	689	549
5	-0,4	886	701	681	540	740	710	663	660	598	584	666	595
6	-0,2	922	816	792	771	648	543	721	668	693	615	554	620
7	0	686	757	442	610	629	721	662	533	510	557	605	686
8	0,2	57	206	771	734	577	845	484	461	556	648	696	395
9	0,4	282	243	925	312	678	459	398	342	407	465	432	358
10	0,6	374	266	302	384	450	184	272	172	56	309	223	319
11	0,8	215	235	249	41	197	284	277	136	208	254	272	378
12	1	95	721	209	250	355	676	71	182	204	60	233	211
13	1,2	139	226	652	388	349	47	248	113	296	178	112	36
14	1,4	122	296	216	229	184	213	232	214	314	340	222	32
15	1,6	89	168	89	264	130	271	259	197	376	145	361	215
16	1,8	201	96	238	58	273	323	103	134	216	288	137	289
17	2	224	200	208	93	233	363	368	161	82	170	257	81
18	2,2	113	107	251	242	160	221	351	100	71	288	203	204
19	2,4	130	228	97	307	118	269	176	154	233	295	192	236
20	2,6	206	176	204	241	298	27	372	187	215	257	149	152

Fonte: Produzida pelo autor

APÊNDICE B: VALORES DAS MEDIÇÕES DE DUREZA (EM HV) PARA AS AMOSTRAS CENTRAIS DE CADA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO SUBMETIDAS AO TESTE 02.

Ponto	Distância (mm)	Temperaturas de pré-aquecimento			
		25°C	150°C	250°C	350°C
		Amostra 04A Posição 02	Amostra 03B Posição 02	Amostra 02A Posição 02	Amostra 01B Posição 02
1	-1,2	746	627	673	696
2	-1	793	717	691	696
3	-0,8	795	697	717	690
4	-0,6	758	701	642	689
5	-0,4	701	740	660	666
6	-0,2	816	648	668	554
7	0	757	629	533	605
8	0,2	206	577	461	696
9	0,4	243	678	342	432
10	0,6	266	450	172	223
11	0,8	235	197	136	272
12	1	721	355	182	233
13	1,2	226	349	113	112
14	1,4	296	184	214	222
15	1,6	168	130	197	361
16	1,8	96	273	134	137
17	2	200	233	161	257
18	2,2	107	160	100	203
19	2,4	228	118	154	192
20	2,6	176	298	187	149

LEGENDA

	Zona Fundida
	Linha de Fusão
	Zona Termicamente Afetada
	Metal de Base

Fonte: Produzida pelo autor

NOTA: A legenda de cores adotada, representa, de acordo com as medições realizadas no tópico 5.2.2, as regiões de cada amostra: zona fundida, linha de fusão, zona termicamente afetada e metal de base.

**APÊNDICE C: RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DE DUREZA (EM HV) PARA AS
AMOSTRAS SUBMETIDAS AO TESTE 03.**

Ponto	Distância (mm)	Temperaturas de pré-aquecimento			
		Sem pré-aquecimento (25°C)		350°C	
		Amostra 04A-4	Amostra 04A-5	Amostra 01B-4	Amostra 01B-5
1	-1,2	187	194	173	174
2	-1	177	190	166	159
3	-0,8	195	195	146	162
4	-0,6	195	195	171	169
5	-0,4	198	202	168	173
6	-0,2	180	194	149	166
7	0	182	186	176	169
8	0,2	198	168	123	171
9	0,4	124	142	121	250
10	0,6	119	95	197	109
11	0,8	262	126	171	100
12	1	179	103	139	136
13	1,2	113	179	158	134
14	1,4	176	107	174	151
15	1,6	144	150	116	160
16	1,8	87	139	145	222
17	2	178	144	120	300
18	2,2	188	147	125	110
19	2,4	88	222	202	201
20	2,6	87	127	134	108

Fonte: Produzida pelo autor