

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PPGE3M
ESCOLA DE ENGENHARIA

ROBERTO GOMES MOOJEN

Soldagem de um Aço API 5L-X80 com Diferentes Taxas de Resfriamento

Porto Alegre/RS

2015

ROBERTO GOMES MOOJEN

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS PPGE3M
ESCOLA DE ENGENHARIA

Soldagem de um Aço API 5L-X80 com Diferentes Taxas de Resfriamento

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS - como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Orientador: Professor. Dr. Ivan Guerra Machado

Porto Alegre
Abril de 2015

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Carlos Alexandre Netto

Vice-Reitor: Rui Vicente Oppermann

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretora: Luiz Carlos Pinto da Silva filho

Vice-Diretor: Carla Schwengber ten Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS PPGE3M

Coordenador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Vice-Coordenador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Moojen, Roberto Gomes

Soldagem de um Aço API 5L-X80 com Diferentes Taxas de
Resfriamento/R.G. Moojen – Porto Alegre, 2014
125 p.

Orientador: Prof. Ph.D. Ivan Guerra Machado

Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia da Universidade
Federal do Rio Grande do Sul. Programa De Pós-Graduação Em
Engenharia De Minas, Metalúrgica E De Materiais

1. Soldagem 2. API 5L-X80 3. Resistência ao impacto

ROBERTO GOMES MOOJEN

Soldagem de um Aço API 5L-X80 com Diferentes Taxas de Resfriamento

Esta Dissertação de Mestrado foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de título de Mestre em Engenharia e aprovado em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Professor. Dr. Ivan Guerra Machado

Coordenador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Aprovada em: 22/04/2015

BANCA EXAMINADORA

Dr. Cíntia Petry Mazzaferro (UFRGS)

Dr. Aleir Fontana de Paris (UFSM)

Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos (UFRGS)

Agradecimentos

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ivan Guerra Machado, pela orientação, ajuda e incentivo para a realização deste trabalho, sem o qual teria sido impossível a conclusão desta dissertação.

Aos Professores do LS&TC Arnaldo Ruben Gonzalez, José Antônio Esmério Mazzaferro e Cintia Cristiane Petry Mazzaferro pelo ajuda que me deram quando eu tive dúvidas e pelas explicações que me foram dadas.

Aos meus pais, Eduardo Londero Moojen e Juliana Brugine Gomes, pelo apoio a minha decisão de fazer mestrado.

A minha irmã, Fernanda Gomes Moojen, pela amizade que sempre teve comigo.

Ao CNPQ, pelo auxílio financeiro.

Aos amigos, pelo apoio e incentivo constantes.

Aos colegas de laboratório, Paulo Cezar Adamczuck, Diego Aires de Freitas, Ianto Cáceres Rocha, Rafael Dalcin e Paulo Oliveira Fraga, pela ajuda nos experimentos e pela amizade.

Aos técnicos de laboratório, Luiz Henrique Zaniratti e Luis Eduardo Pinow Ribas, pelo apoio na confecção de corpos de prova e uso de maquinários.

A Joici Crazieli Lenz, minha namorada, pela paciência que teve comigo durante o meu período como mestrando.

Ao professor Carlos Alexandre, pela disponibilização do uso do MEV do LabCemm.

RESUMO

SOLDAGEM DE UM AÇO API 5L-X80 COM DIFERENTES TAXAS DE RESFRIAMENTO.

O presente trabalho visa estudar a influência da taxa de resfriamento sobre um aço API 5L-X80, extraído de uma seção circular de duto, soldado com o processo MAG automatizado e com dois arames, um maciço e um arame tubular de alma metálica. Para a obtenção de diversas taxas de resfriamento, cinco distintos pré-aquecimentos foram utilizados. Preliminarmente foram realizadas soldas de simples deposição de metal sobre uma seção do duto, com o objetivo de estudar as transformações metalúrgicas na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e no metal de solda. A seguir foram soldados, com cinco diferentes temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse, chanfros duplo V com nariz. As soldagens de simples deposição de metal foram analisadas com o uso de Microscópio de Luz, Microscópio Eletrônico de Varredura e Dureza. Sobre os chanfros soldados, as propriedades mecânicas e metalúrgicas foram avaliadas com os ensaios de Tração, Dobramento, Impacto (Charpy-V) e Dureza (Vickers). Os resultados dos testes mecânicos foram superiores aos mínimos definidos por norma, com resultados muito interessantes. Houve uma boa correlação entre os testes de dureza, tração e ensaio de impacto. Os ensaios mecânicos em conjunto com as análises metalúrgicas demonstraram que o efeito combinado do tempo e temperatura, criaram grandes alterações nos resultados. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram superiores as mínimas exigidas pela norma API 5L.

Palavras Chave: Soldagem. Aço API 5L-X80. Resistência ao Impacto. Taxas de Resfriamento.

ABSTRACT

WELDING OF AN API 5L-X80 PIPELINE STEEL WITH DIFFERENT COOLING RATES.

This work aims to study the cooling rate effects on an API 5L-X80 steel (circular hollow section) welded with automatized GMAW and with two distinct wires one solid and one metal cored. In order to obtain different cooling rates, five distinct pre-heatings were utilized. At first, beads on plate welds were made, on a section of the pipeline, as a preliminary study of the metallurgical alterations in the Heat Affected Zone (HAZ) and in the weld metal. Also, five double V grooves were welded, using different preheating and interpass temperatures. On the beads on plate welds were evaluated metallurgical and metallurgical properties through Light Microscope, Scanning Electron Microscope and hardness. On the welded grooves, the mechanical properties were evaluated through Tensile, Bending, Impact (Charpy-V) and Hardness (Vickers) tests. The results of mechanical tests were above the minimum defined by standard, with very interesting results. There was a good correlation between the hardness testing, tensile and impact testing. The mechanical tests together with metallurgical analysis showed that the combined effect of time and temperature, created huge changes in the results. The mechanical properties of the welded joints were higher than the minimum required by the standard API 5L.

Key Words. Welding. API 5L-X80 Steel. Impact Resistance. Cooling Rates.

Lista de Figuras

Figura 1 - Processo UOE para a produção de dutos. Adaptado de (Moreira et al, 2000)	6
Figura 2 – Microestrutura do aço API 5L X80 composta de ferrita e bainita. À esquerda, imagem obtida por um Microscópio de Luz e, à direita, imagem obtida com o uso de MEV. Imagem do autor.....	8
Figura 3 - Diagrama CCT de um aço API 5L-X80. (Tang et al, 2008).....	9
Figura 4 - Diagrama CCT de um aço API 5L-X80, sendo à esquerda diagrama CCT de um aço API 5L-X80 sem deformação prévia e à direita o mesmo aço porém com deformação prévia. (Zhao et al, 2003).....	10
Figura 5 – Grau de trincamento a frio no ensaio Tekken em função da temperatura de pré-aquecimento para diversas classes de aços (Gorni et al, 2009).....	11
Figura 6 - Comparação entre os custos por metro de duto e por tonelada de aço em função da classe API. Adaptado de (BAY, 2003).....	12
Figura 7 - Regiões da ZAC de uma solda (Easterling, 1992).....	14
Figura 8 - Máxima dureza da ZAC, na área da raiz e energia de impacto medidas na linha de fusão no ensaio Charpy-V realizado a -20°C; após a soldagem do passe quente e passes de enchimento com energias de soldagem entre 0,7 e 1,4 kJ/mm, num aço API 5L-X80. (Wiebe et al, 2011).....	16
Figura 9 – Microestruturas do aço API 5L-X80 longitudinais ao comprimento do duto.....	24
Figura 10 – Microestruturas do aço API 5L-X80 transversais ao comprimento do duto.....	25
Figura 11 – Macrofotografia e esquema dos passes de soldagem utilizados na soldagem dos Chanfros duplo V utilizando um arame tubular com alma metálica.	29
Figura 12 – Macrofotografia de uma junta soldada e chanfro utilizado para a soldagem dos segmentos de duto.	32
Figura 13 - Macrofotografia da junta de teste e foto da solda, soldada com o arame maciço AWS ER80S-G.....	33
Figura 14 – Aparato experimental utilizado na soldagem.....	34
Figura 15 – Representação esquemática dos passes de soldagem utilizados para encher os chanfros, e localização dos termopares do tipo K.	35
Figura 16 – Dimensões do corpo de Prova de Tração com Seção Reduzida.	36
Figura 17 - Macrofotografias das soldas.	43

Figura 18 – Ciclos térmicos do metal de solda adquiridos com o uso de termopares do tipo S.	44
Figura 19 – Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C em função da temperatura de pré- aquecimento, das soldas de simples deposição de metal.	45
Figura 20 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com - 30°C de pré-aquecimento.	47
Figura 21 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 30°C de pré-aquecimento.	47
Figura 22 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 100°C de pré-aquecimento.	48
Figura 23 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 150°C de pré-aquecimento.	48
Figura 24 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 200°C de pré-aquecimento.	49
Figura 25 - Microdureza da solda e das três regiões da ZAC em função da temperatura de pré- aquecimento.	49
Figura 26 - Tamanho de grão ASTM para as três regiões da ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento.	51
Figura 27 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com - 30°C de pré-aquecimento.	53
Figura 28 – Imagem do MEV de uma bainita globular.	53
Figura 29 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 30°C de pré-aquecimento.	54
Figura 30 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento.	55
Figura 31 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 150 °C de pré-aquecimento.	56
Figura 32 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 200 °C de pré-aquecimento.	57
Figura 33 - Imagens de MEV das soldagens de simples deposição de metal.	59
Figura 34 - Macrofotografias das juntas soldadas.	61
Figura 35 - $\Delta t_{8/5}$ dos diversos passes de solda em função da temperatura de pré-aquecimento.	64
Figura 36 – Temperatura de início da transformação da austenita para ferrita em função do passe de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento e de interpasse.	66
Figura 37 – Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com -30°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.	67

Figura 38– Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 40°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.	67
Figura 39– Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 100°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.	68
Figura 40– Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 150°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.	68
Figura 41 – Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 200°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.	69
Figura 42 - Macrofotografias mostrando os cinco perfis de dureza Vickers com 5 Kg de carga executados nos cinco chanfros.	70
Figura 43 - Perfis de dureza da junta soldada com -30°C de pré-aquecimento.	71
Figura 44 - Perfis de dureza da junta soldada com 40°C de pré-aquecimento.	71
Figura 45 - Perfis de dureza da junta soldada com 100°C de pré-aquecimento.	72
Figura 46 - Perfis de dureza da junta soldada com 150°C de pré-aquecimento.	72
Figura 47 - Perfis de dureza da junta soldada com 200°C de pré-aquecimento.	73
Figura 48 - Microdurezas médias das regiões da ZAC, do metal de solda e do metal base em função das temperaturas de pré-aquecimento.	74
Figura 49 - Fotografias das amostras após o ensaio de dobramento.	76
Figura 50 - Limite de Escoamento e o Limite de Resistência mecânica em função da temperatura de pré-aquecimento.	77
Figura 51 - Alongamento das amostras, no ensaio de tração, em função da temperatura de pré-aquecimento.	79
Figura 52 - Fotografias das amostras após o ensaio de tração.	80
Figura 53 – Imagens do MEV das superfícies de fratura. No canto superior esquerdo está a identificação da temperatura de pré-aquecimento em que a junta foi soldada e a identificação do metal base.	82
Figura 54 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V, em função da temperatura do ensaio e da temperatura de pré-aquecimento das juntas. As amostras na temperatura de pré-aquecimento de 0°C se referem ao metal base.	83
Figura 55 - Expansão lateral das amostras no ensaio Charpy-V em função da temperatura de pré-aquecimento e da temperatura do ensaio. As amostras na temperatura de pré-aquecimento de 0°C referem-se ao metal base.	86

Figura 56 – Imagens do MEV das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de Impacto Charpy-V realizada a 20 °C. O número posicionado no canto superior esquerdo de cada amostra indica a temperatura de pré-aquecimento da soldagem e MB é metal base.	87
Figura 57 – Imagens do MEV das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de Impacto Charpy-V realizada a 0 °C. O número posicionado no canto superior esquerdo de cada amostra indica a temperatura de pré-aquecimento da soldagem e MB é metal base.	88
Figura 58 – Imagens do MEV das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de Impacto Charpy-V realizada a - 40 °C. O número posicionado no canto superior esquerdo de cada amostra indica a temperatura de pré-aquecimento da soldagem e MB é metal base.	89
Figura 59 - Relação entre o tamanho de grão e a temperatura de pré-aquecimento para as diversas regiões da ZAC.	90
Figura 60 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com - 30 °C de pré-aquecimento.	92
Figura 61 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 40 °C de pré-aquecimento.	93
Figura 62 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento.	93
Figura 63 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 150 °C de pré-aquecimento.	94
Figura 64 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 200 °C de pré-aquecimento.	94
Figura 65 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com - 30 °C de pré-aquecimento.	95
Figura 66 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 40 °C de pré-aquecimento.	96
Figura 67 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento.	97
Figura 68 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 150 °C de pré-aquecimento.	98
Figura 69 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 200 °C de pré-aquecimento.	99
Figura 70 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas do metal base.	115

Figura 71 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com -30 °C de pré-aquecimento.	115
Figura 72 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 40 °C de pré-aquecimento.....	116
Figura 73 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 100 °C de pré-aquecimento.	116
Figura 74 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 150 °C de pré-aquecimento.	117
Figura 75 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 200 °C de pré-aquecimento.	117
Figura 76 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova do metal base.	118
Figura 77 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com - 30 °C de pré-aquecimento.	118
Figura 78 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 40 °C de pré-aquecimento.	119
Figura 79 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 100 °C de pré-aquecimento.	120
Figura 80 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 150 °C de pré-aquecimento.	120
Figura 81 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 200 °C de pré-aquecimento.	121

Lista de Tabelas

Tabela 1: Principais elementos de liga utilizados nos aços microligados.	4
Tabela 2: Teores máximos de elementos de liga.	22
Tabela 3: Composição química do aço API 5L-X80.	23
Tabela 4: Composição química do metal de adição produzido pelo arame AWS ER110S-G, utilizado na soldagem.	27
Tabela 5: Composição química do metal de adição sem diluição produzido pelo arame AWS ER80S-G utilizado na soldagem.	32
Tabela 6: Relação entre a temperatura de pré-aquecimento e a área da ZAC, penetração da solda, área fundida e a extensão da ZAC abaixo da solda.	43
Tabela 7: Comparação entre a Temperatura de pré-aquecimento, a Temperatura de início da transformação e o $\Delta t_{8/5}$	45
Tabela 8: Relação entre a temperatura de pré-aquecimento e a geometria da junta soldada. ..	62
Tabela 9: Microconstituintes encontrados nas soldagens dos chanfros.	91
Tabela 10: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com -30 °C de pré-aquecimento.	110
Tabela 11: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 40 °C de pré-aquecimento.	111
Tabela 12: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 100 °C de pré-aquecimento.	112
Tabela 13: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 150 °C de pré-aquecimento.	113
Tabela 14: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 200 °C de pré-aquecimento.	114

Lista de Equações

Equação (1) - Equação do carbono equivalente IIW.....	3
Equação (2) - Equação do carbono equivalente Parâmetro de Ito e Bessho.....	3
Equação (3) - Equação para determinar a taxa de resfriamento crítica para que não ocorra trinca por hidrogênio.....	21
Equação (4) - Equação para determinar a dureza Vickers crítica para que não ocorra trinca por hidrogênio.....	21
Equação (5) - Equação para determinar o alongamento mínimo no ensaio de tração.....	23
Equação (6) - Equação para determinar o tamanho de grão ASTM.....	39

Índice

1 Revisão Bibliográfica.....	1
1.1 Introdução.....	1
1.2 Classificação dos Dutos de Petróleo e Gás.....	2
1.3 Carbono Equivalente e Elementos de Liga.....	3
1.4 Processo de Fabricação dos Dutos.....	4
1.5 Microestrutura do API 5L-X80.....	7
1.6 Soldabilidade dos aços API.....	10
1.7 Soldagem dos aços API.....	12
1.8 Zona Afetada pelo Calor (ZAC).....	13
1.9 Processo de Soldagem MAG.....	17
1.10 Gases de Proteção Usados na Soldagem.....	18
1.11 Soldagem com Arame Tubular de Alma Metálica.....	19
1.12 Defeitos de soldagem.....	20
2 Materiais e Métodos.....	22
2.1 Introdução.....	22
2.2 Caracterização do Aço API 5L-X80.....	22
2.3 Microestrutura do Aço API 5L-X80.....	24
2.4 Arame Tubular com Alma Metálica.....	26
2.5 Parâmetros de Soldagem do Arame Tubular de Alma Metálica.....	27
2.6 Procedimento de Soldagem com Arame Tubular de Alma Metálica.....	27
2.7 Temperaturas de Pré-aquecimento e de Interpasse Utilizadas.....	29
2.8 Controle da Temperatura.....	30
2.9 Ensaio Após a Soldagem com Arame Tubular.....	30
2.10 Arame Maciço AWS ER80S-G.....	31
2.11 Procedimento de Soldagem com Arame Maciço.....	33
2.12 Retirada dos Corpos de Prova Após a Soldagem.....	35
2.13 Ensaio de Tração.....	36
2.14 Macrografia e Micrografia.....	36
2.15 Perfis de Dureza Vickers.....	37
2.16 Medições de Microdureza Vickers.....	37
2.17 Ensaio de Dobramento.....	38
2.18 Medição do tamanho de grão.....	38
2.19 Preparação de Amostras para Análise no MEV.....	39
3 Resultados dos Experimentos de Simples Deposição de Metal sobre Segmentos de Duto (<i>Bead on Plate Weld</i>).....	41
3.1 Objetivos.....	41
3.10 Imagens de MEV das Soldas de Simples Deposição de Metal Sobre Segmentos de Dutos	58
3.2 Introdução às soldas de simples deposição de metal.....	41
3.3 Parâmetros de Soldagem.....	42
3.4 Geometrias das Soldas de Simples Deposição de Metal.....	42
3.5 Ciclos térmicos nas Soldagens de Simples Deposição de Metal.....	44
3.6 Perfis de Dureza.....	46
3.7 Medições de Microdureza.....	49
3.8 Medições do Tamanho de Grão.....	50
3.9 Análise Microestrutural.....	51
4 Resultados das Juntas Soldadas com o arame maciço AWS ER80S-G.....	60
4.1 Objetivos.....	60

4.10 Resultados de Avaliação da Microestrutura	89
4.2 Introdução	60
4.3 Ciclos Térmicos e Taxas de Resfriamento	62
4.4 Resultados de Dureza Vickers	69
4.5 Resultados de Microdureza	73
4.6 Resultados de Energia de Soldagem.....	74
4.7 Resultados do Ensaio de Dobramento	75
4.8 Resultados do Ensaio de Tração	77
4.9 Resultados do Ensaio de impacto Charpy-V	82
5 Conclusões.....	100
5.1 Conclusões sobre as Soldagens de Simples Deposição de Metal.....	100
5.2 Conclusões sobre as Soldagens dos Chanfros	100
6 Sugestões para trabalhos futuros	103
7 Referências Bibliográficas.....	104
8 APÊNDICES	110
8.1 APÊNDICE A - Durezas Vickers 5 kg, medidas nas soldagens dos chanfros duplo V...	110
8.2 APÊNDICE B - Gráficos da Tensão-Deformação	114
8.3 APÊNDICE C - Fotografias das Superfícies de Fratura dos Corpos de Prova do Ensaio Charpy-V	117

Lista de Símbolos e Abreviações

A	Amperes
Af	Alongamento mínimo que deve ser obtido por um duto de petróleo de acordo com a norma API
Axc	Área da seção transversal do corpo de prova de tração
C25	Mistura gasosa composta de 25% de CO ₂ e 75% de Ar
CE IIW	Carbono Equivalente do International Institute of Welding
CCT	Diagrama de Transformações por Resfriamento Contínuo (Continuous Cooling Transformation)
Dpi	Pontos por polegada. Medida da densidade na qual uma imagem foi realizada
LC	Microfotografia tirada longitudinalmente ao duto na metade da espessura
LE	Microfotografia tirada longitudinalmente ao duto próximo à superfície externa
LI	Microfotografia tirada longitudinalmente ao duto próximo à superfície interna
MA	Microconstituente martensita-austenita
MAG	Soldagem por metal e gás ativo
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Pcm	Parâmetro de Ito e Bessho
Ppm	Partes por Milhão
TEM	Microscópio Eletrônico de Transmissão
TC	Microfotografia tirada transversalmente ao duto na metade da espessura
TE	Microfotografia tirada transversalmente ao duto próximo à superfície externa
TI	Microfotografia tirada transversalmente ao duto próximo à superfície interna
TIH	Trinca induzida por Hidrogênio
TMCP	Laminação controlada com Resfriamento acelerado
UOE	Processo de produção de dutos que consiste em estampar a chapa do duto em formato de U, estampar o duto em formato de O, soldar e realizar uma expansão a frio
V	Volts
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZAC 1	1° Região da Zona Afetada pelo Calor
ZAC 2	2° Região da Zona Afetada pelo Calor
ZAC 3	3° Região da Zona Afetada pelo Calor
$\Delta t_{8/5}$	Tempo de resfriamento entre 800 e 500°C.

1. Revisão Bibliográfica

1.1 Introdução

O primeiro duto utilizado para o transporte de óleo foi construído em 1865 em ferro fundido com 50 mm de diâmetro e extensão de 8 km, ligando um campo de produção petrolífera na Pensilvânia até uma estação de carregamento de vagões (Kandiyoti, 2012). A primeira dutovia de grande extensão foi construída em 1930, ligando a Refinaria de Bayway, próximo à Nova Iorque, à cidade de Pittsburg no estado da Pensilvânia (Tarbell, 2009). No Brasil, a utilização de dutos iniciou em 1942, ligando a Refinaria Experimental de Aratu ao Porto de Santa Luzia e esta dutovia possuía 50 mm de diâmetro e 1 km de extensão. O Conselho Nacional do Petróleo, criado na década de 40, ficou encarregado de planejar e executar dutovias no país, tendo sido o principal responsável pela atual malha brasileira (Terzian, 2005). Em meados do século passado, as tubulações eram produzidas com os aços C e C - Mn com relativos altos teores de elementos de liga, sendo que estes aços são de difícil soldagem devido ao alto teor de carbono. Como solução para este problema foram criados os aços microligados, uma classe de aços com baixos teores de elementos de liga e com tamanhos de grãos reduzidos, sendo atualmente a classe de aços mais utilizada para a produção de dutovias.

O primeiro uso do aço API 5L-X80 foi em 1985, numa seção de testes com 3,2 km de extensão em um duto de X70, mantendo a resistência original da linha. Somente em 1992, a empresa Ruhrgas AG construiu a primeira dutovia inteiramente com o aço API 5L-X80, o que permitiu testar por completo todas as suas propriedades mecânicas. Esta dutovia possuía 250 km de extensão, ligando Schluchtern a Werne -na Alemanha- com 48 polegadas de diâmetro e operando a 100 bar de pressão. (Hillenbrand et al, 2002), (Rocha, 2010) e (Soeiro Junior et al, 2013).

Há previsão de que a produção de Gás Natural em 2020 seja de no mínimo o dobro da produção em 2011, com investimentos previstos de expansão da malha atual de no mínimo 9 bilhões de reais no mesmo período (Tolmasquim, 2012). Será necessária, portanto, uma grande expansão na malha dutoviária global, com uma demanda por dutos com alta resistência mecânica e processos de soldagem de grande produtividade para suprir a necessidade internacional por novas dutovias de petróleo e gás (Santos et al, 2007). Quando

se produz uma linha de dutos, a velocidade de produção da linha depende de quão rápido é executado o passe de raiz, sendo que o número de passes de enchimento irá definir a quantidade de estações de soldagem necessárias para a produção da linha. Entretanto, mais estações podem ser necessárias para a aplicação de revestimentos protetores. Sendo assim interessante trabalhar com processos de soldagem que produzam passe de raiz isento de defeitos. Também é interessante soldar com a maior densidade de energia possível, diminuindo distorções, custos de soldagem, porém a energia de soldagem não deve ser demasiadamente elevada a ponto de reduzir as propriedades mecânicas da ZAC.

Os aços microligados respondem por aproximadamente 12% da produção de aço, sendo utilizados nos mais diversos setores da indústria. Eles têm como principal vantagem uma boa soldabilidade, sendo sua resistência mecânica obtida por refino de grão, precipitação controlada e transformação de fase (Morrison, 2000). Por possuírem concentrações muito baixas de elementos de liga, a sua produção não fica dependente da oferta mundial dos ligantes. Um grande mercado para os aços microligados é o setor de tubulações de óleo e gás, que precisam possuir alta resistência mecânica, boa soldabilidade e tenacidade a baixas temperaturas. Os aços microligados são muito competitivos neste setor por possuírem, além das propriedades requeridas, um preço inferior ao dos demais materiais, sendo, portanto, uma boa opção.

1.2 Classificação dos Dutos de Petróleo e Gás

Os dutos utilizados para transporte de petróleo e gás obedecem à Norma API 5L e são classificados como aços de alta resistência mecânica e baixa liga. Esses aços possuem baixo carbono, grãos de tamanhos reduzidos, boa soldabilidade, com conteúdo de carbono entre 0,05 e 0,25%, com pequenas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio e zircônio, sendo usados em várias combinações, raramente excedendo 0,1% de cada e sem ultrapassar um total de 1% em peso da composição (Ordóñez, 2004).

A Norma API 1104 estabelece diversas classes para tubos, de acordo com a resistência mecânica. As classes são denominadas A, B e X sendo X usado para os aços de alta resistência mecânica, com suas nomenclaturas sendo as que seguem: API 5L + Classe + Limite de Escoamento em ksi (API 5L, 2007). Para os aços API 5L existem padrões de

qualidade adicionais que são PSL1 e PSL2, sendo que o primeiro é o padrão básico para dutos e o segundo possui requerimentos adicionais para composição química, resistência à fratura e propriedades mecânicas (ISO/DIS 3183, 2010). O aço API 5L-X80 também é classificado como ULCB (Ultra Low Carbon Bainitic Steel), aço bainítico de baixíssimo carbono devido a sua microestrutura ser predominantemente bainita e ferrita acicular (Wang et al,1992).

1.3 Carbono Equivalente e Elementos de Liga

O teor de carbono equivalente dos aços para dutos de petróleo e gás é especificado por duas fórmulas: Ceq IIW e Pcm. A primeira foi definida e é utilizada pelo International Institute of Welding (IIW) para aços com mais de 0,12% de carbono em sua composição química. A equação 1 é utilizada para o cálculo do Ceq IIW(API 5L, 2007):

$$\text{Ceq IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15} \quad \text{Equação (1)}$$

O Pcm (Parâmetro de Ito e Bessho) é usualmente utilizado para aços com teores de carbono inferiores a 0,12%, sendo aceito pelo IIW e pela Norma API 5L, e é calculado pela equação 2 (API 5L, 2007). E é o método mais indicado para o cálculo do carbono equivalente do aço em estudo.

$$\text{Pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn+Cu+Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Equação (2)}$$

Em ambas as equações, a concentração dos elementos químicos é o percentual em massa. As duas formas de calcular o carbono equivalente fornecem indicações sobre a soldabilidade do aço. Quanto menor o valor de carbono equivalente, mais fácil será executar uma solda de boa qualidade. A Norma API 5L 2007 limita o Ceq IIW a 0,43 e o Pcm a 0,25, para o aço API 5L-X80.

Na Tabela 1 estão listados os efeitos dos principais elementos de liga usados nos aços de alta resistência mecânica e baixa liga (adaptado de Rosado et al, 2013). No aço API 5L-X80, a combinação de 0,039% de nióbio e 0,00013% de boro, juntamente com 0,058% de carbono (um valor baixo), serve para promover a formação de bainita nos aços de baixa liga. O titânio serve para promover a formação de ferrita acicular na ZAC e no metal de solda (Korchynsky, 2001). O Vanádio ajuda na formação da ferrita acicular, e por ser muito solúvel

na austenita produz grande número de precipitados durante o resfriamento da austenita e promove o refino de grão (Mitchell, 1992).

Tabela 1: Principais elementos de liga utilizados nos aços microligados.

ELEMENTO	% EM MASSA	EFEITO E RAZÃO DA ADIÇÃO
C	(0,03 – 0,10)	Endurecimento da matriz (precipitação)
Mn	(1,6 – 2,0)	Atraza a transformação da austenita durante o resfriamento acelerado Endurece por solução sólida substitucional Reduz a temperatura de transição dúctil frágil Indispensável para obter-se uma microestrutura de bainita inferior com grãos refinados
Si	(0 – 0,6)	Endurecimento por solução sólida
Nb	(0,03 – 0,06)	Redução do intervalo de temperaturas, em que ocorre a recristalização durante a laminação Retardo na recristalização e inibição do crescimento de grão austenítico
Ti	(0,005 – 0,03)	Refinamento de grão, pela formação de TiN o qual dificulta o coalescimento da austenita Promove a formação de ferrita acicular no metal de solda Forte endurecedor da ferrita Prende o Ni livre (previne os efeitos deletérios do Ni na têmpera)
Ni	(0,2 – 1,0)	Endurece os aços baixo carbono sem perda de soldabilidade em campo Em contraste com Mg, Mo e Ni produz microestruturas menos duras Aumenta a tenacidade em baixas temperaturas
V	(0,03 – 0,08)	Endurece por precipitação durante o revenimento Forte endurecedor da ferrita Promove a formação de ferrita acicular
Mo	(0,2 – 0,6)	Aumenta a temperabilidade Promove a formação de bainita inferior
B	(0,11 - 0,49) ppm	Aumenta a temperabilidade Promove a formação de bainita

1.4 Processo de Fabricação dos Dutos

A obtenção de microestruturas com grãos reduzidos requer processos de laminação controlada e uma estreita faixa de composição química do material base. Para a redução do tamanho de grão, busca-se aumentar a área de contorno de grão austenítico, o que pode ser obtido de três modos diferentes: O primeiro consiste em obter um grão austenítico de tamanho reduzido, após varias recristalizações consecutivas. Trata-se de um processo oneroso porque necessita de muitos reaquecimentos em fornos, não sendo possível obter grãos muito refinados.

O segundo modo consiste em laminar o aço em temperaturas inferiores às de não recristalização, gerando um grão austenítico achatado, “*panquecado*”. Esta chapa é então aquecida para que ocorra a recristalização de modo que se obtenha uma grande redução do tamanho de grão em apenas um passe de laminação; porém, após alguns passes, o tamanho obtido é muito reduzido.

O terceiro modo consiste em reduzir o tamanho de grão através da nucleação intragranular da ferrita na austenita a qual pode ser obtida através da precipitação controlada de nitreto de vanádio e óxido de titânio, pois os mesmos atuam como sítios preferenciais para a nucleação da ferrita acicular. Como a temperatura de maior precipitação de carbonitreto em aços é de 600 °C, esta é considerada uma temperatura usual de bobinamento de chapas, pois promove a nucleação da ferrita acicular (Korchynsky, 2001).

A produção do aço API 5L-X80 é realizada através de dois processos principais: laminação controlada com resfriamento acelerado e laminação controlada sem resfriamento acelerado. O primeiro processo foi desenvolvido para a produção da classe API 5L-X80, apresentando morfologia acicular, pequeno tamanho de grão e baixa concentração de elementos de liga. Posteriormente foi realizada uma modificação no processo de laminação controlada, sem resfriamento acelerado, para permitir a produção do API 5L-X80. Este segundo processo apresenta como inconvenientes produzir um aço com um maior tamanho de grão comparado ao processo anterior, o que diminui sua tenacidade, e o aço apresenta uma maior concentração de elementos de liga, o que dificulta a soldabilidade desse aço. As vantagens do segundo processo são: não necessitar de laminadores de alta capacidade e seu processo de laminação não requerer um rigoroso controle de temperaturas (De Brito et al, 2000).

Fernandes, 2011, estudou a soldagem de um API 5L-X80 de fabricação nacional produzido sem resfriamento acelerado, tendo a ZAC apresentado durezas muito elevadas, com grande proporção do microconstituente martensita-austenita (MA). Ele afirmou que o maior teor de elementos de liga do aço nacional prejudicou a tenacidade da ZAC e que a rota de produção do API 5L-X80 com resfriamento acelerado, por utilizar um menor teor de C e CE; pode produzir soldas com ZAC de maior tenacidade.

A produção de chapas de aço com tamanhos de grão reduzidos apresenta duas vantagens: o aumento da resistência mecânica e da tenacidade e uma redução na temperatura de transição dúctil frágil do material (Takahashi et al, 1996). O refino de grão é o único processo que aumenta a resistência mecânica e a tenacidade do aço.

As chapas de aço API 5L-X80, após serem produzidas, sofrem uma conformação mecânica conhecida como processo UOE, conforme Figura 1 (Moreira et al, 2000), para serem transformadas em dutos.

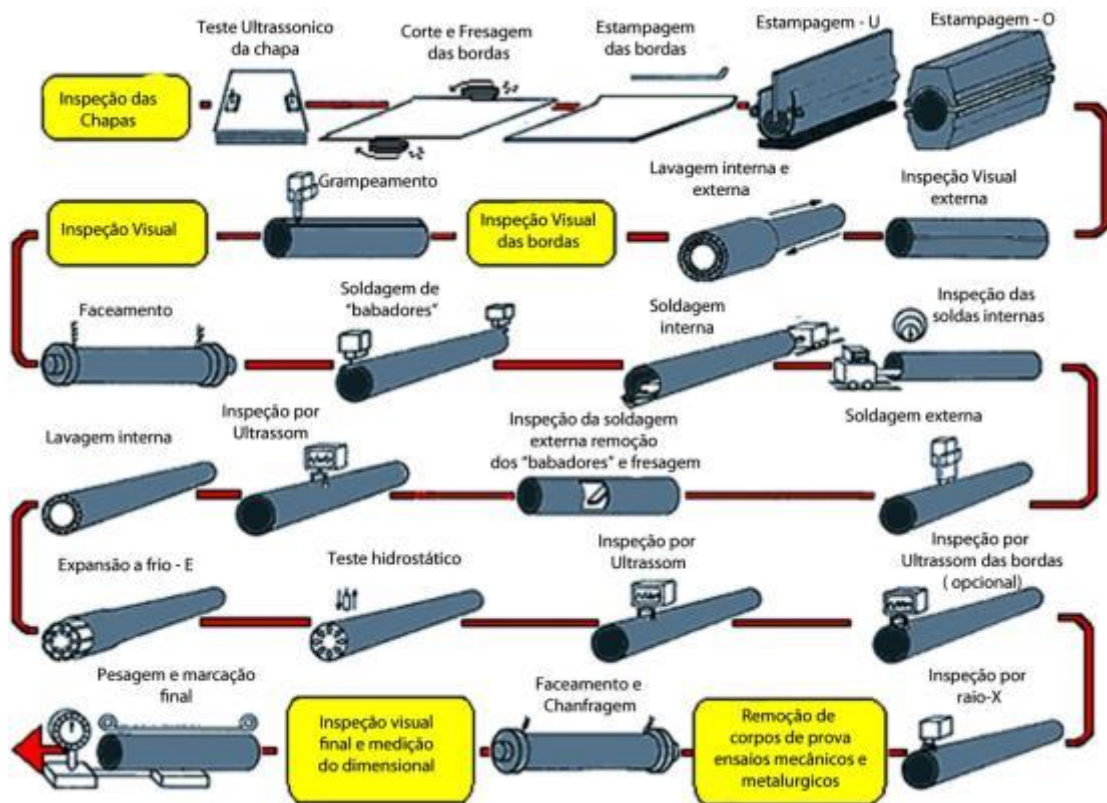


Figura 1 - Processo UOE para a produção de dutos. Adaptado de (Moreira et al, 2000)

Neste processo, a chapa que irá formar o duto tem inicialmente as suas laterais chanfradas. Após, uma dobra nas duas laterais é executada para facilitar os próximos processos de estampagem. Então, um punção é utilizado para dar a forma de U à chapa. Enquanto o punção está com a máxima compressão da chapa, os roletes laterais, que serviram para guiar a chapa, exercem uma compressão nas laterais, gerando um fechamento da parte superior do U. Na sequência, esta peça é então passada para uma outra prensa que a conforma em formato de O. A soldagem longitudinal é realizada internamente e externamente ao duto, através do processo de soldagem ao arco submerso com um ou múltiplos arames. Então, a qualidade da solda é avaliada por ultrassom e demais técnicas compatíveis, recebendo a junta a aprovação mediante ensaios não destrutivos. Por fim, é realizada uma expansão a frio, criando grandes deformações no duto. O processo é denominado de processo de autofretagem, sendo finalizado mediante uma pequena compressão do duto (Herynk et al, 2007; Zhao et al, 2002 e Kang et al, 2011).

1.5 Microestrutura do API 5L-X80

A microestrutura dos dutos, obtida com o processo de laminação controlada com resfriamento acelerado, consiste de ferrita e bainita, com um bandeamento destas duas fases (Albuquerque et al, 2012). Quando ocorre um predomínio de bainita, os grãos são extremamente refinados e livres de inclusões deletérias (Rosado et al, 2013). Nas microfotografias (figuras 7 e 8) deste aço são verificadas placas “*panquecadas*” de bainita inferior e de ferrita e grãos refinados, com um tamanho médio inferior a 6 μm e com uma alta densidade de discordâncias ($> 10^{12}/\text{cm}^2$), o que proporciona alta resistência e tenacidade.

A resistência mecânica do API 5L-X80 é devida principalmente ao refino de grão, sendo este mecanismo responsável por 50% da resistência mecânica, a solução sólida e o endurecimento por deformação respondem por 40% da resistência mecânica e o endurecimento por precipitação responde por 10% (Lu, 2009). O baixo teor de carbono garante que o API 5L-X80 possua boa soldabilidade, por minimizar a formação de martensita na ZAC.

A predominância de bainita, bem como o refino dos grãos, serve para aumentar a energia obtida no ensaio de impacto Charpy-V. Este aço apresenta endurecimento secundário pela precipitação de carbonetos finamente distribuídos (KONRAD et al, 2008). Na Figura 2, tem-se uma microfotografia do aço API 5L-X80, onde a bainita, fase escura, e a ferrita, fase clara, são visíveis, bem como o bandeamento das duas fases e os grãos refinados. No lado direito desta figura, encontra-se uma imagem do MEV do aço. Os pontos claros são partículas de segunda fase, componente martensita-austenita (MA), e os contornos de grão são visíveis. Os grãos que aparentam estar mais altos são grãos de bainita.

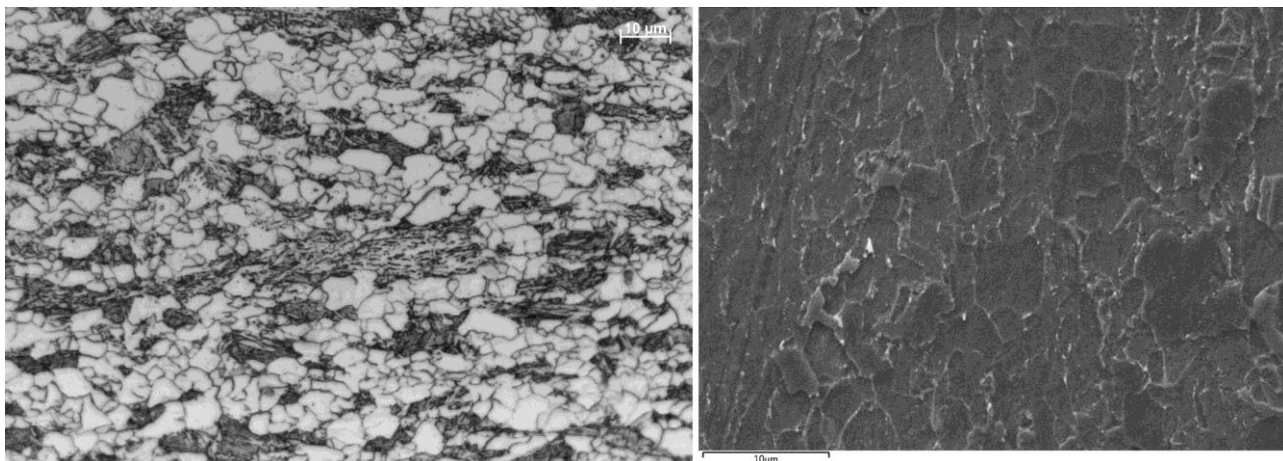


Figura 2 – Microestrutura do aço API 5L X80 composta de ferrita e bainita. À esquerda, imagem obtida por um Microscópio de Luz e, à direita, imagem obtida com o uso de MEV. Imagem do autor.

Rodrigues et al (2000) estudou diversas taxas de resfriamento durante a produção de um aço API 5L-X80. Em um de seus estudos ele aqueceu o aço a 1200°C e durante o resfriamento realizou uma laminação. Quando a temperatura chegou aos 700°C, diversas taxas de resfriamento foram aplicadas com o uso de jatos de água, possibilitando estudar as diferentes microestruturas que se formam durante o resfriamento contínuo. Com taxas de resfriamento inferiores a 1,3 °C/s, obtém-se a ferrita e a perlita. Aumentando-se a taxa de resfriamento para 11 °C/s, tem-se de 60 a 70% de bainita globular, enquanto o percentual de ferrita poligonal cai para 12 a 20%. O carbono expulso pela nucleação e crescimento da ferrita se difunde para a austenita, aumentando a sua temperabilidade; e devido ao rápido resfriamento, transformações dependentes de difusão são minimizadas, ocorrendo transformações por cisalhamento e gerando a microestrutura martensita-austenita (MA). Observações feitas por Microscópio Eletrônico de Transmissão (TEM) confirmam que o aumento da taxa de resfriamento de 1,4°C/s para 11°C/s aumenta também a fração de bainita globular, a qual aparece como grãos de ferrita equiaxiais, com uma densidade de discordâncias muito superior à da ferrita poligonal, contendo ilhas de martensita e MA (Kang et al, 2013).

Aumentando-se a taxa de resfriamento para 20 °C/s, ferrita acicular, bainita superior e bainita inferior são observadas. Aumentando-se a taxa de resfriamento para 40 a 100 °C/s, a microestrutura final é constituída basicamente de bainita inferior e martensita, com pequenas quantidades de bainita superior e ferrita acicular. Porém mesmo com taxas de 60 °C/s ocorre a formação de bainita globular (Rodrigues et al, 2000).

Ramirez (2008) aplicou diversas taxas de resfriamento a um aço API 5L-X80 e, determinou que para taxas de resfriamento superiores a $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, o microconstituente MA se apresenta na forma de agulhas distribuídas na matriz. Quanto mais lento o resfriamento, maior o teor do microconstituente MA, porém a taxa de resfriamento não deve ser inferior a $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, pois neste caso perlita seria formada.

Na Figura 3 é apresentado um diagrama de transformações em resfriamento contínuo (CCT), cobrindo taxas de resfriamento desde $0,1$ até $20\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, de um aço microligado com a mesma composição química de um API 5L-X80 e mesma microestrutura. Nos diagramas AF: ferrita acicular, B: bainita, BF: bainita ferrita, P: perlita e PF: ferrita poligonal. Neste diagrama em taxas superiores $0,3\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ocorre a formação de bainita.

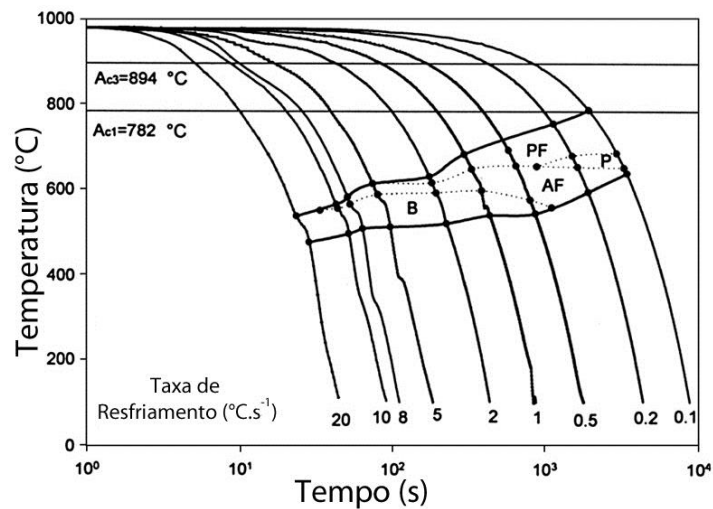


Figura 3 - Diagrama CCT de um aço API 5L-X80. (Tang et al, 2008)

Na Figura 4 são mostrados dois diagramas CCT de um aço API 5L-X80, comparando o efeito da deformação prévia do aço. Estes dois diagramas servem para exemplificar a dificuldade de se definir qual será a microestrutura após a soldagem.

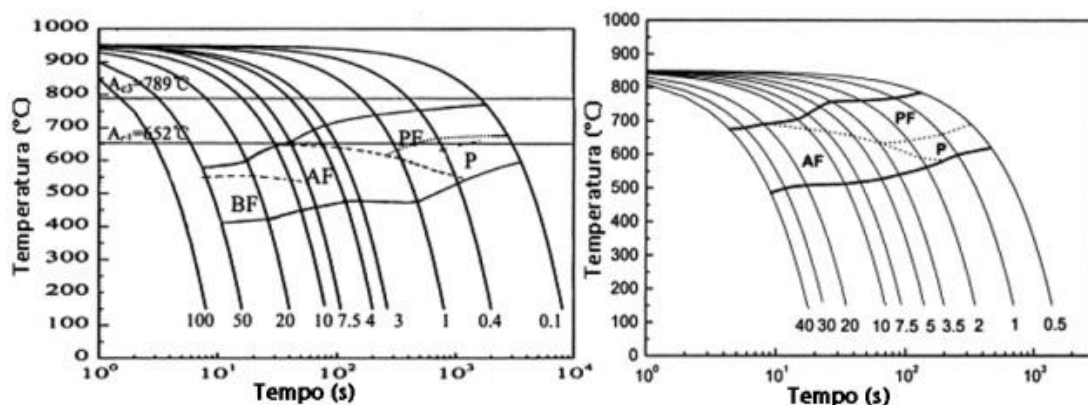


Figura 4 - Diagrama CCT de um aço API 5L-X80, sendo à esquerda diagrama CCT de um aço API 5L-X80 sem deformação prévia e à direita o mesmo aço porém com deformação prévia. (Zhao et al, 2003)

1.6 Soldabilidade dos aços API

Com relação à soldabilidade, Hulka et al (1995) estudou a temperatura de pré-aquecimento para diversas classes de aço, todos eles com tensão de escoamento superior ou igual a 355 MPa. Ele avaliou o grau de trincamento a frio no ensaio Tekken que, conforme o teor de carbono e o carbono equivalente eram reduzidos, a temperatura de pré-aquecimento mínima para que não ocorressem trincas, também era diminuída. Para a classe dos aços de TMCP, esta temperatura localiza-se muito próxima da temperatura ambiente, não sendo necessário um pré-aquecimento das peças. A Figura 5 demonstra o efeito da redução do teor de carbono na temperatura de pré-aquecimento para várias classes de aços (extraída de Gorni et al, 2009).

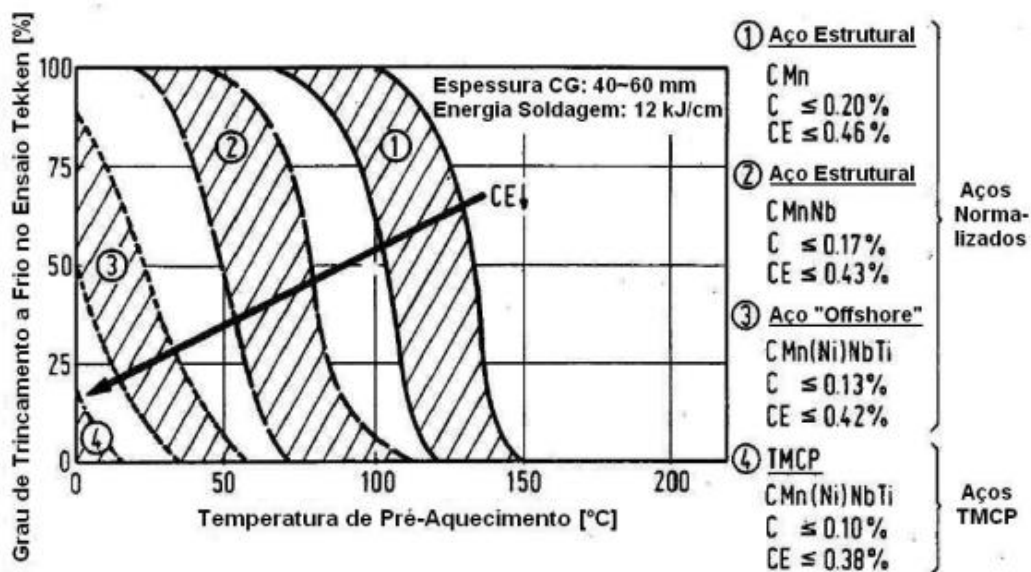


Figura 5 – Grau de trincamento a frio no ensaio Tekken em função da temperatura de pré-aquecimento para diversas classes de aços (Gorni et al, 2009).

É economicamente positivo que dutovias sejam construídas com aços de elevada resistência mecânica e a utilização destes aços permite, para a mesma espessura de chapa, que maiores pressões sejam utilizadas, levando a um aumento no volume de produto transportado. Para o caso em que não é necessário aumentar a pressão, é possível o uso de menores espessuras, reduzindo o tempo, o custo de montagem e o material que precisa ser transportado para a construção da linha, sem mencionar que as juntas soldadas irão requerer um menor número de passes de solda para serem preenchidas (PEREIRA et al, 2012), (HILLENBRAND et al, 2002). Com menor volume de metal de solda depositado, o nível de tensões residuais e distorções na estrutura serão reduzidos. À medida que o grau do aço utilizado para a produção do duto é aumentado, o custo por tonelada do aço também aumenta, porém o custo (por metro) de dutovia construída fica reduzido (SOEIRO JUNIOR et al, 2013). Na Figura 6 está exposta uma comparação realizada por Bay, 2003, comparando graus de aços API, onde aparece que quanto maior o grau maior será o custo por tonelada; mas, como uma parede mais fina fornece a mesma resistência mecânica, o custo por metro de dutovia é reduzido.

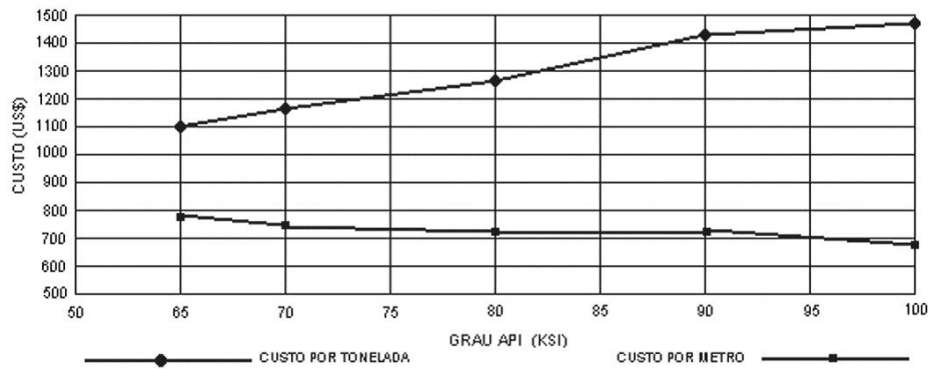


Figura 6 - Comparação entre os custos por metro de duto e por tonelada de aço em função da classe API. Adaptado de (BAY, 2003).

Felber (2007) reuniu dados de vários trabalhos sobre a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V de vários aços para tubulações entre eles o API5L-X80 e também dos seus metais de solda. Para o caso do X80 soldado com o processo MAG valores de energia absorvida no metal de solda e na ZAC tão altos quanto 350 Joules foram encontrados, nos ensaios realizados a 20 °C. Reduzindo a temperatura do ensaio para até -30°C, ocorre uma pequena redução na energia absorvida, para o metal de solda, sendo esta redução mais acentuada após - 40°C. O metal base somente começa a ter uma perda de energia absorvida em temperaturas de ensaio inferiores a -60°C, sendo que na temperatura de ensaio de -120°C o metal base ainda absorve mais de 50 Joules.

1.7 Soldagem dos aços API

A soldagem dos aços API é regulamentada pela norma API 1104, que normatiza termos, ensaios que devem ser realizados após a soldagem, bem como testes necessários para a qualificação desse tipo de procedimento.

Os aços API 5L possuem boa soldabilidade, necessitando de pequeno ou nenhum pré-aquecimento (API 1104, 1999; Hulka et al, 1995). O processo de soldagem mais utilizado em tubulações continua sendo o eletrodo revestido, que consiste de eletrodo revestido celulósico no passe de raiz e eletrodos básicos para o passe quente e os passes de enchimento. O processo MAG apresenta-se como uma alternativa viável para substituir o eletrodo revestido, por possuir um maior fator de operação, por poder ser facilmente automatizado, por possuir elevada taxa de deposição e por apresentar pequeno aporte de hidrogênio durante a soldagem.

Ordóñez, 2004, estudou a soldagem de um aço API 5L-X80 com dois arames tubulares e diferentes pré-aquecimentos, obtendo soldas de boa qualidade, sem presença de defeitos. Os ensaios mecânicos mostraram que a resistência à tração e a tenacidade foram superiores as do metal base, demonstrando a possibilidade de uso de arames tubulares para a soldagem circunferencial de dutos de petróleo.

Batista (2007) estudou o processo de dobramento a quente do aço API 5L-X80. Dentro deste estudo ele realizou um tratamento térmico de revenimento no aço, após o dobramento por indução, tratamento este que aumentou a resistência mecânica e a tensão de escoamento. Este aumento de resistência mecânica está relacionado com o processo de endurecimento por precipitação. Os elementos de liga que foram dissolvidos devido ao aquecimento para o dobramento, e que continuaram em solução sólida durante o rápido resfriamento (que impediu a difusão), se precipitaram durante este revenimento e aumentaram o limite de escoamento e a resistência mecânica.

No caso de uma soldagem multipasses os ciclos térmicos sofridos pela ZAC serão similares aos ciclos térmicos realizados por Batista (2007), ocorrendo um aumento da resistência mecânica por precipitação (processo conhecido por envelhecimento).

1.8 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

A ZAC de um passe de solda apresenta diversas regiões, conforme Figura 7 do autor Easterling (1992). Quando a soldagem é multipasses, as três regiões da ZAC são formadas no metal de solda do passe anterior e também nas regiões da ZAC previamente formadas, produzindo grande alteração microestrutural. A microestrutura composta de bainita inferior e ferrita acicular sofre grande transformação, tendendo a produzir bainita superior na 1ª região da ZAC, bainita inferior na 2ª região da ZAC e MA e ferrita na 3ª região da ZAC.

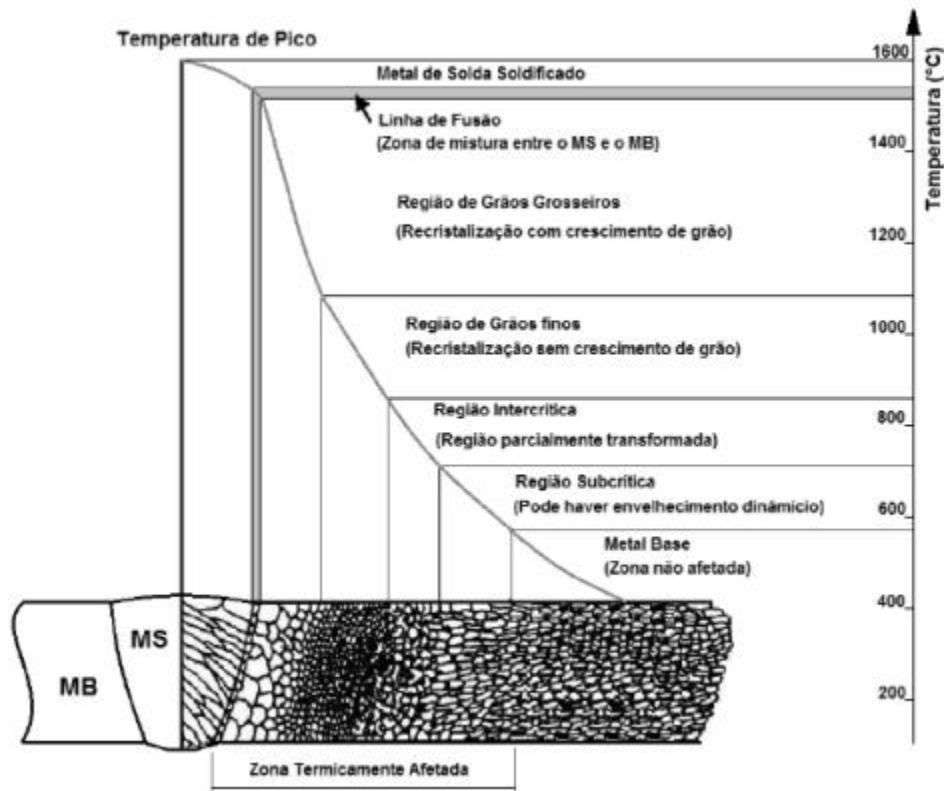


Figura 7 - Regiões da ZAC de uma solda (Easterling, 1992).

Zhu (2013), Nicholas et al (2008) e Wiebe et al (2011) estudaram a influência da energia de soldagem sobre as propriedades mecânicas da ZAC de um aço API 5L-X80 e determinaram que 1,2 kJ/mm produz a melhor combinação de propriedades mecânicas na junta soldada. Dentre as regiões da ZAC de um passe de soldagem, a região que apresenta as piores propriedades mecânicas é a região de grãos grosseiros, sendo esta a região que deve ser melhor avaliada quando se deseja qualificar uma soldagem. Mohseni, 2012, simulou o efeito da soldagem multipasses sobre a ZAC de um aço X80 para uso em regiões polares, determinando que a região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente é a região com a menor tenacidade da junta a qual apresenta comportamento inferior à região de grãos grosseiros. Este comportamento inferior da região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente acontece provavelmente devido à microestrutura, que apresenta blocos de MA nos contornos de grão da austenita prévia e placas de MA dentre as placas de bainita.

Zhu, 2013, e Mohseni, 2012, através do uso de Microscópios Eletrônicos de Varredura, analisaram a superfície de fratura de corpos de prova Charpy-V de seus aços para definir os sítios preferenciais de início de fratura e chegaram à conclusão que blocos de MA,

ou locais onde duas ou mais placas de MA estão próximas, atuam como concentradores de tensão e locais preferenciais de início da fratura.

O aço API 5L-X80, por possuir um tamanho de grão muito reduzido, possui uma condutividade térmica inferior a de aços baixo carbono. A condutividade térmica a 100 e a 750 °C é de 52 e 13 W/mK, respectivamente (De Souza Antonino et al, 2014). Esta menor condutividade térmica em altas temperaturas irá gerar uma ZAC mais estreita e provavelmente o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) será maior.

Sobotka, 2012, estudou a influência da temperatura de pré-aquecimento na área da ZAC e área fundida, em soldas de simples deposição de metal. Ele encontrou uma relação entre a temperatura de pré-aquecimento e a área da ZAC, porém não encontrou uma correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e a área fundida.

Wiebe et al, 2011, correlacionou a dureza e a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com a energia de soldagem para os aços API 5L-X65, X70 e X80, determinando quais seriam as energias de soldagem que proporcionariam a melhor combinação de dureza e tenacidade em função da energia absorvida no ensaio Charpy-V. O aumento da energia de soldagem leva a uma redução na taxa de resfriamento e aumento no $\Delta t_{8/5}$, originando microestruturas de menor dureza; ao mesmo tempo que reduz a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V, levando à existência de um pequeno intervalo de energias de soldagem para que se obtenham as melhores propriedades mecânicas, conforme pode ser visto na Figura 8. O aumento da resistência mecânica dos dutos tem como efeitos aumentar a dureza e, em geral, reduzir a energia absorvida no ensaio Charpy-V. Segundo Wiebe et al (2011) e Kim et al (2005), energias de soldagem de até 1,25 kJ/mm proporcionam as melhores propriedades mecânicas da junta.

Sung et al, 2011, estudou o efeito dos óxidos na resistência ao impacto da ZAC de um aço API 5L-X80, ele determinou que menores energias de soldagem, maiores taxas de resfriamento, produzem uma maior quantidade de óxidos na ZAC o que aumenta a resistência ao impacto. Quando a proporção de ferrita acicular é superior a 20% é obtido mais de 100 Joules no ensaio de impacto realizado a -20 °C, com uma superfície de fratura dúctil. No caso de muitos óxidos serem formados na ZAC a energia absorvida no impacto pode ser superior a do metal base (Sung et al, 2011).

Akselsen et al, 2012, soldou seções de duto API 5L-X80 com o processo MAG convencional e pulsado. O uso de energias de soldagem entre 0,3 e 1,0 kJ/mm, juntamente com 75 °C de pré-aquecimento, possibilitou que a resistência mecânica na ZAC fosse similar

a do metal base. Também determinou que a energia absorvida na ZAC era superior a 100 Joules em temperaturas de ensaio de -60 °C, comprovando a qualidade do aço API 5L-X80 para aplicações em regiões polares, onde alta tenacidade e alta resistência mecânica são necessárias.

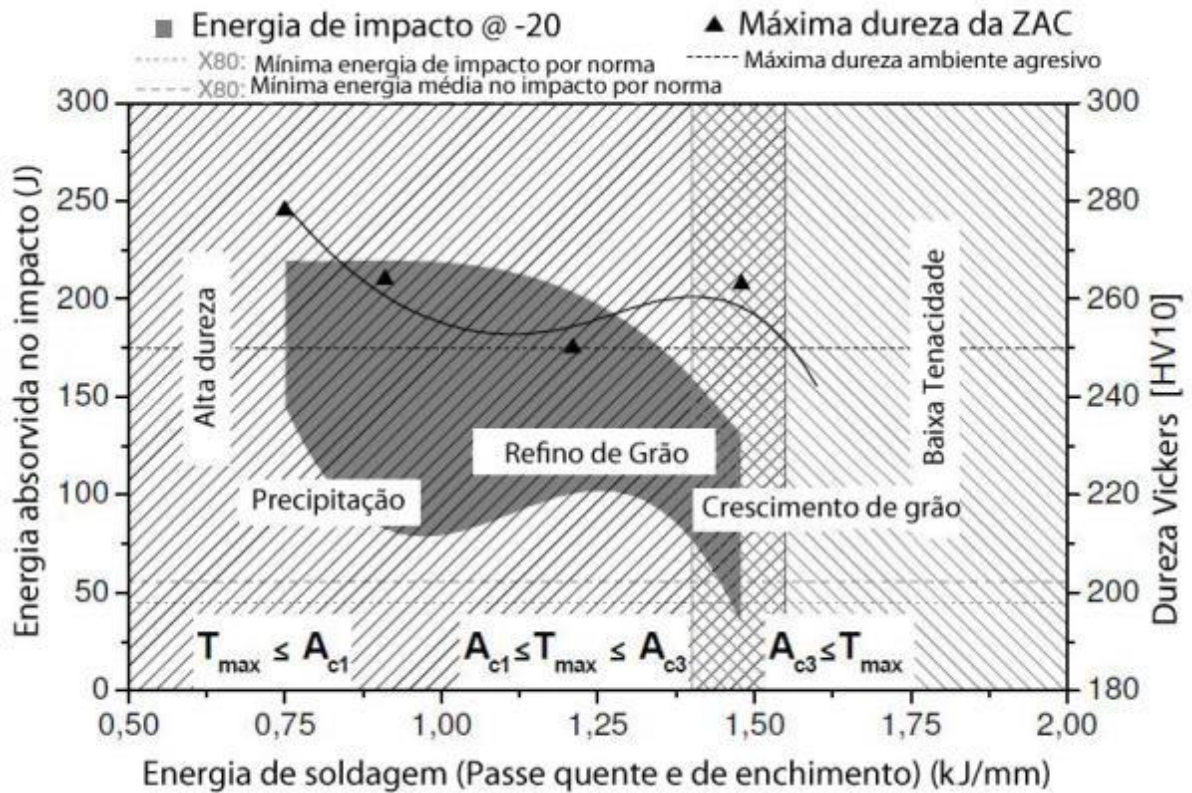


Figura 8 - Máxima dureza da ZAC, na área da raiz e energia de impacto medidas na linha de fusão no ensaio Charpy-V realizado a -20°C; após a soldagem do passe quente e passes de enchimento com energias de soldagem entre 0,7 e 1,4 kJ/mm, num aço API 5L-X80. (Wiebe et al, 2011)

Kang et al, 2011, estudou o processo de produção UOE do aço API 5L-X80 e, ao longo de seu estudo, simulou uma proteção contra a corrosão que consistiu em aquecer o duto a 250°C por 5 minutos e comparou o duto antes e depois do processo. A resistência ao escoamento aumentou em mais de 60 MPa e a tensão de ruptura em 20 MPa, tendo como único problema a constatação de que a relação entre a tensão de escoamento e a tensão de ruptura aumentou, chegando a 0,92, valor próximo ao máximo recomendado pela norma API 1104. Esse tratamento executado por Kang et al, 2011, é similar aos ciclos de aquecimento e resfriamento sofridos pela ZAC durante a soldagem multipasses. Isso aumenta a resistência mecânica da junta soldada e, caso os ensaios de tração sejam executados com corpos de prova

de seção reduzida, é possível que os resultados de tração dos chanfros soldados sejam superiores aos do metal base.

Gräf et al (2004), afirma que um duto para aplicação em regiões polares precisa absorver pelo menos 200 J a mais do que o requerido pela Norma API para que não ocorra o risco de uma trinca propagar-se por longas distâncias.

Chi et al (2012), estudou o efeito de tratamentos térmicos de envelhecimento em chapas de aço API 5L-X80. O envelhecimento consistiu em aquecer a amostra a 250°C por uma hora, sendo que este tratamento aumentou a resistência mecânica e a tensão de escoamento das amostras, com uma pequena redução no alongamento das mesmas, além de reduzir a relação entre a tensão de escoamento e a resistência mecânica. Este tratamento térmico de envelhecimento é muito similar ao processo de pré-aquecer a junta para a soldagem e manter a junta aquecida entre os passes de soldagem, sendo possível um aumento da resistência mecânica da junta após a soldagem.

1.9 Processo de Soldagem MAG

O processo de soldagem MAG emprega gases de proteção oxidante (CO_2 ou O_2) ou misturas destes com outro gás inerte, que protege o arco elétrico formado entre um arame consumível (continuamente alimentado) e a poça de fusão. O gás de proteção tem como principais funções proteger a poça de fusão dos gases nocivos da atmosfera, como o oxigênio, e o nitrogênio (MACHADO, 1996).

Barbaro et al, 2002, comparou a soldagem de um duto API 5L-X80 com o processo de soldagem por eletrodo revestido e com o processo de soldagem MAG, e observou que o número e o tamanho dos defeitos nas soldagens realizadas com o processo MAG foi inferior aos da soldagem com eletrodo revestido. Barbaro, 2002, também comparou as propriedades mecânicas, resistência à tração, dureza e energia absorvida no ensaio Charpy-V e, embora todas as soldas apresentassem propriedades superiores às mínimas definidas por norma, a resistência à tração e a energia absorvida no ensaio Charpy-V foram superiores para o processo MAG, demonstrando que esse processo pode gerar soldas de melhor qualidade, quando comparado ao processo com eletrodo revestido.

1.10 Gases de Proteção Usados na Soldagem

Os gases de proteção são utilizados para proteger o metal base e o metal de solda da contaminação pelos gases da atmosfera, oxigênio e nitrogênio, que formariam óxidos e nitretos. Eles também estabilizam o arco elétrico, auxiliam na sua abertura e na transferência de energia e, ainda, têm influência fundamental na transferência de metal do eletrodo para a peça (MACHADO, 1996) (ALVES, 2009).

Misturas de gases de proteção servem para se somar as vantagens dos gases. Misturas de Ar e CO₂ produzem arcos quentes e com muitos pontos Catódicos proporcionados pelo CO₂. Igualmente, eles possuem a vantagem da estabilidade e de pequeno número de salpicos proporcionado pelo Ar (MACHADO, 1996).

Starling et al, 2011, comparou a soldagem com CO₂ puro e, utilizando uma mistura de 25% de CO₂ e 75% de Ar na soldagem com arames tubulares de alma metálica, e verificou que a mistura de gases produziu um arco mais estável, com menor produção de salpicos, com as gotas transferidas apresentando uma redução no tamanho. Além disso, a dureza medida do cordão de solda foi superior e a microestrutura ficou mais refinada.

O CO₂ por ser um gás oxidante, auxilia na produção de óxidos no metal de solda, servindo esses óxidos como sítios preferenciais de nucleação da ferrita acicular. A ferrita acicular é a principal responsável pelo aumento da tenacidade da solda em baixas temperaturas. Sung et al (2011) estudou o efeito do aumento do número de óxidos na tenacidade da ZAC de um aço API 5L-X80 e afirma que aumentando a fração de óxidos, aumenta a fração de ferrita acicular, o que igualmente aumenta a tenacidade do aço em baixas temperaturas.

O gás de proteção também atua na estabilidade do arco elétrico através da ionização e igualmente auxilia no aporte de calor para a poça de fusão. A sua vazão deve ser cuidadosamente controlada, pois caso ela seja pequena não ocorrerá proteção adequada da poça de fusão. Por outro lado, vazões de gás demasiadamente elevadas tornam o fluxo de gás turbulento, gerando uma incorporação de gases da atmosfera ao gás de proteção, reduzindo a sua eficiência, gerando porosidades inclusões; podendo em casos de vazões muito elevadas prejudicar a geometria do cordão de solda (MACHADO, 1996).

1.11 Soldagem com Arame Tubular de Alma Metálica

O processo de soldagem com arame tubular consiste em utilizar um tubo com um fluxo interno contendo materiais inorgânicos e metálicos e que serve para desempenhar diversas funções, como desoxidação do metal de solda, incorporação de elementos de liga à poça de fusão, produção de gases protetores no caso de soldagem auto-protégida e elementos fluidizantes para facilitar a produção da escória. Este arame é continuamente alimentado de forma semelhante ao usado no processo MAG, porém a sua escória deve ser removida após cada passe de soldagem.

Os arames tubulares podem ser classificados como aqueles que não necessitam de proteção gasosa, e os que necessitam de proteção por gás ativo (oxidante) ou inerte. A aparência superficial do cordão é muito regular, apresenta uma melhor distribuição de corrente e é superior aos arames maciços, possuindo uma maior densidade de corrente. A maior densidade de corrente nos arames tubulares ocorre porque a corrente circula apenas nas paredes do arame, diferentemente dos arames maciços, onde a corrente circula por todo o diâmetro do arame. Essa maior densidade de corrente produz uma maior penetração no arame tubular quando comparado ao arame maciço para a mesma corrente. Os arames apresentam a possibilidade de serem utilizados em juntas e/ou chanfros onde uma alta taxa de deposição seja requerida e não exista a possibilidade de usar outro processo com escória (JOAQUIM, 2009).

Nos arames tubulares, a diferença de condutividade elétrica entre o fluxo interno e o tubo metálico gera uma melhor distribuição de corrente, reduzindo o efeito “*finger*”, que é um cordão muito estreito e profundo, comum na soldagem com arames maciços, mas de uso restrito na soldagem com arames tubulares. A melhor distribuição de corrente com o uso de arames tubulares permite o uso de maiores correntes do que em arames maciços, promovendo um aumento na taxa de deposição. Isto porque a corrente flui pela borda do arame, aumentando a densidade de corrente, o que facilita a penetração. Esta maior densidade de corrente aumenta a taxa de fusão do arame, gerando maiores taxas de deposição. A escória gerada é composta basicamente de sílica, sendo de fácil remoção.

Os arames *Metal Cored* (arames tubular com alma metálica) necessitam de gás de proteção; seu fluxo interno é metálico e serve para aumentar a eficiência de deposição em relação aos arames *Flux Cored* (arames tubular com fluxo não metálico). Este fluxo também é utilizado para adicionar elementos de liga, pois a escória formada é mais fina e geralmente

não é requerida a sua remoção. Igualmente tem aparência vítrea, mas quimicamente muito semelhante à dos eletrodos básicos. Os arames *Metal Cored* possuem como vantagens altas taxas de deposição, grande penetração e possibilidade de operar com altas densidades de corrente.

Além disso, esses arames possuem elevadas taxas de deposição e altas eficiências de deposição, podendo soldar com elevadas energias de soldagem, sendo parte dela gerada pelas reações do fluxo. Também, a escória gerada é fina e facilmente removível com escovas de aço porque o nível de hidrogênio depositado é extremamente baixo. As principais fontes de contaminação de hidrogênio são os óleos do processo de fabricação, além da contaminação nos gases de proteção.

1.12 Defeitos de Soldagem

Vários são os defeitos de soldagem possíveis de ocorrer com relação ao arame *Metal Cored*, como falta de fusão lateral e inclusão de escória. A inclusão de escória ocorre quando não houve remoção completa da mesma do passe anterior ou ela não foi completamente refundida, ficando a mesma presa no meio da solda, principalmente dentro do chanfro do nariz. E quando demais passes de soldagem são executados ocorre a inclusão de escória. A falta de fusão lateral ocorre quando se solda um chanfro com ângulo de trabalho nulo, o metal de solda fundido somente encosta na lateral do chanfro, não tendo energia suficiente para fundir a escória.

Antes da soldagem, deve ser realizada uma rigorosa limpeza da superfície a ser soldada, que inclui a remoção de impurezas, graxas, óleos, umidade, óxidos, tintas e revestimentos, para que se reduza as fontes de contaminação da solda que poderiam gerar trincas, porosidades, impossibilidade de penetração e instabilidades no arco elétrico.

A trinca induzida por hidrogênio (TIH) é um tipo de defeito muito perigoso e para que ocorra são necessários três fatores, sendo eles: 1) presença de hidrogênio dissolvido no metal, 2) grande concentração de tensões e 3) microestrutura frágil (BAILEY et al, 2004). Para que não ocorra a TIH, pelo menos um destes três fatores deve ser minimizado. A concentração de tensões é dificilmente minimizada, pois os processos de manufatura do duto, laminação, calandragem, processos naturais de movimentação do terreno, diferenças de temperaturas, assim como o próprio processo de soldagem, introduzem tensões residuais na junta.

A presença de hidrogênio dissolvido pode ser reduzida através do uso de consumíveis de baixos teores de hidrogênio, podendo ser utilizados arames maciços ou tubulares. Com relação à microestrutura frágil, pode-se trabalhar com maiores aportes térmicos, o que reduz a taxa de resfriamento, com a ressalva que este não pode ser excessivamente elevado a ponto de poder levar ao rompimento do duto. Um maior aporte térmico leva a uma menor taxa de resfriamento, gerando microestruturas com tamanhos de grãos maiores e com menores durezas. A transformação da austenita ocorre em temperaturas mais altas, levando a uma redução na fração de bainita e aumento na fração de ferrita e perlita (Durand, 2007).

Uma das formas de se prevenir a TIH é através do controle da taxa de resfriamento do aço entre 800 e 500°C, permitindo que o hidrogênio se difunda para a atmosfera e não gere problemas na solda. A seguir é apresentada a Equação 3 desenvolvida para aços microligados ao manganês, níquel, vanádio e molibdênio extraída de Hart et al, 1987. Com ela é possível calcular o mínimo tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C para que não ocorra risco da TIH.

$$\text{Log}(\Delta t_{800-500\text{ °C}}(\text{crít})) = 3,7 \left(C + \frac{Mo}{10} + \frac{Ni}{40} + \frac{V}{6} + \frac{Mn}{13} \right) - 0,31 \quad \text{Equação (3)}$$

Com esta equação e com os parâmetros que serão utilizados no processo, pode-se determinar se existe risco de TIH após a soldagem (Hart et al, 1987).

Outro modo de se determinar o risco de TIH é através da máxima dureza Vickers atingida na ZAC, onde a dureza medida após a soldagem é comparada com a calculada pela equação 4 extraída de Hart et al, 1988.

$$HV_{crit} = 207 + 692 \left(C + \frac{3Mn}{100} + \frac{4Si}{25} + \frac{3Mo}{50} + \frac{3Cu}{25} - \frac{2Cr}{25} + \frac{17Al}{25} + \frac{5P}{3} - \frac{V}{4} - \frac{4Nb}{3} \right) \quad \text{Equação (4)}$$

Caso seja obtido um valor inferior de dureza ao calculado pela equação, o risco à fissuração é reduzido, não sendo necessários cuidados adicionais com a junta (Hart et al, 1988). A TIH ocorre principalmente em microestruturas frágeis, preferencialmente martensíticas. Quanto maior o teor de carbono e o CE, a proporção de microestruturas frágeis aumenta. Sendo que a relação entre o teor de carbono e o CE e a probabilidade de TIH é algo esperado.

2 Materiais e Métodos

2.1 Introdução

Nesta dissertação foram realizados dois estudos distintos, soldagens de simples deposição de metal e soldagens de chanfros duplo V. Em ambas as soldagens, o metal base foi o mesmo: uma seção de duto do aço API 5L-X80. As temperaturas de pré-aquecimento utilizadas foram as mesmas, com a exceção da soldagem realizada à temperatura ambiente, que foi de 30 °C para as soldagens de simples deposição de metal e de 40°C para as soldagens dos chanfros duplo V.

As soldagens de simples deposição de metal foram realizadas para estudos preliminares das microestruturas geradas na ZAC do API 5L X-80. Estas soldagens foram realizadas com o uso de um arame tubular de alma metálica. Pretendia-se usar o arame tubular de alma metálica para a soldagem dos chanfros duplo V, mas infelizmente por problemas de inclusão de escória se optou por usar um arame maciço.

As soldagens dos chanfros duplo V serviram para um estudo mais prático da soldagem do aço API 5L-X80. Os chanfros foram soldados com o processo MAG e arame maciço.

Os resultados destes dois estudos serão apresentados independentemente.

2.2 Caracterização do Aço API 5L-X80

A norma API 5L (2007) define os teores máximos dos elementos de liga que podem ser adicionados ao duto, proporcionando resistência mecânica, conforme Tabela 2.

Tabela 2: Teores máximos de elementos de liga.

Elemento	C	Si	Mn	P	Ti + V + Nb	S
% em massa	0,12	0,45	1,85	0,025	0,15	0,015
Elemento	Cu	Ni	Cr	Mo	Bo	
% em massa	0,5	0,5	0,5	0,5	0,004	

Verificou-se que o aço em estudo possui todos os elementos de adição dentro da Norma, exceto por uma pequena concentração excedente de manganês.

A análise química do aço utilizado neste trabalho revelou que ele pertence à classe de aços microligados do sistema de liga Cr/Ni/Mo, conforme Tabela 3. A análise química foi

executada pelo método de emissão ótica. O carbono equivalente calculado pelo método do CEIHW foi de 0,44 e o carbono equivalente calculado pelo método do Pcm (método de Ito e Bessho) foi de 0,18. O primeiro método é o mais antigo e é utilizado para aços com maior teor de carbono e o segundo método foi desenvolvido especialmente para aços microligados com teores de carbono inferiores a 0,12%, sendo este último o indicado para o aço API 5L-X80. O carbono equivalente do IHW somente é citado por ser comentado na norma, e por ser muito difundido o seu uso, porém ele não deve ser usado para o aço deste estudo.

Tabela 3: Composição química do aço API 5L-X80.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
% em massa	0,06	0,2	1,9	<0,001	<0,001	0,11	0,14	0,24	0,0236
Elemento	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	B	Co	Cu
% em massa	0,04	0,01	<0,001	<0,01	<0,002	<0,001	0,0001	<0,01	0,0201

A norma API 5L (2007) define para o aço X80 os valores máximos de carbono equivalente de 0,43, segundo o CEIHW, e de 0,25, segundo o método do Pcm. O aço em estudo neste trabalho está dentro da Norma API 5L (2007) com relação ao carbono equivalente calculado pelo Pcm e um pouco acima do máximo estipulado pela Norma para o CEIHW.

Para o diâmetro do duto em estudo a energia mínima que deve ser absorvida é de 40 Joules para o ensaio de impacto Charpy-V realizado a 0°C. A norma API 5L (2007) determina que o alongamento mínimo no ensaio de tração deve ser calculado de acordo com a equação 5.

$$Af = 1940 \frac{A_{xc}^{0,2}}{LE^{0,9}}. \quad \text{Equação (5)}$$

Considerando que A_{xc} é a área da seção transversal da peça a ser ensaiada, arredondada para o múltiplo de 10 mm² mais próximo, e LE é a mínima tensão de escoamento expressa em MPa, o Af deve ser expresso em percentual e arredondado ao inteiro mais próximo. Esta equação serve para normalizar os resultados obtidos com distintas geometrias e tamanhos de corpos de prova.

2.3 Microestrutura do Aço API 5L-X80

A microestrutura do aço API 5L-X80, possui grãos com tamanhos entre 2 e 5 μm , ou seja, tamanho de grão 15 ASTM. Nas Figuras 9 e 10 são apresentadas, respectivamente, as microfotografias do aço em cortes longitudinais e transversais ao comprimento do duto. A microestrutura consiste em ferrita e bainita e a maior proporção de bainita ocorre nas amostras próximas à superfície da chapa onde o resfriamento é mais acelerado durante a produção das chapas. Há bandeamento de fases na direção de laminação, ocorrendo a última recristalização após a laminação a frio, de modo que não existem significativas diferenças entre as microestruturas das amostras longitudinais e transversais ao comprimento do duto, com exceção do tamanho de grão.

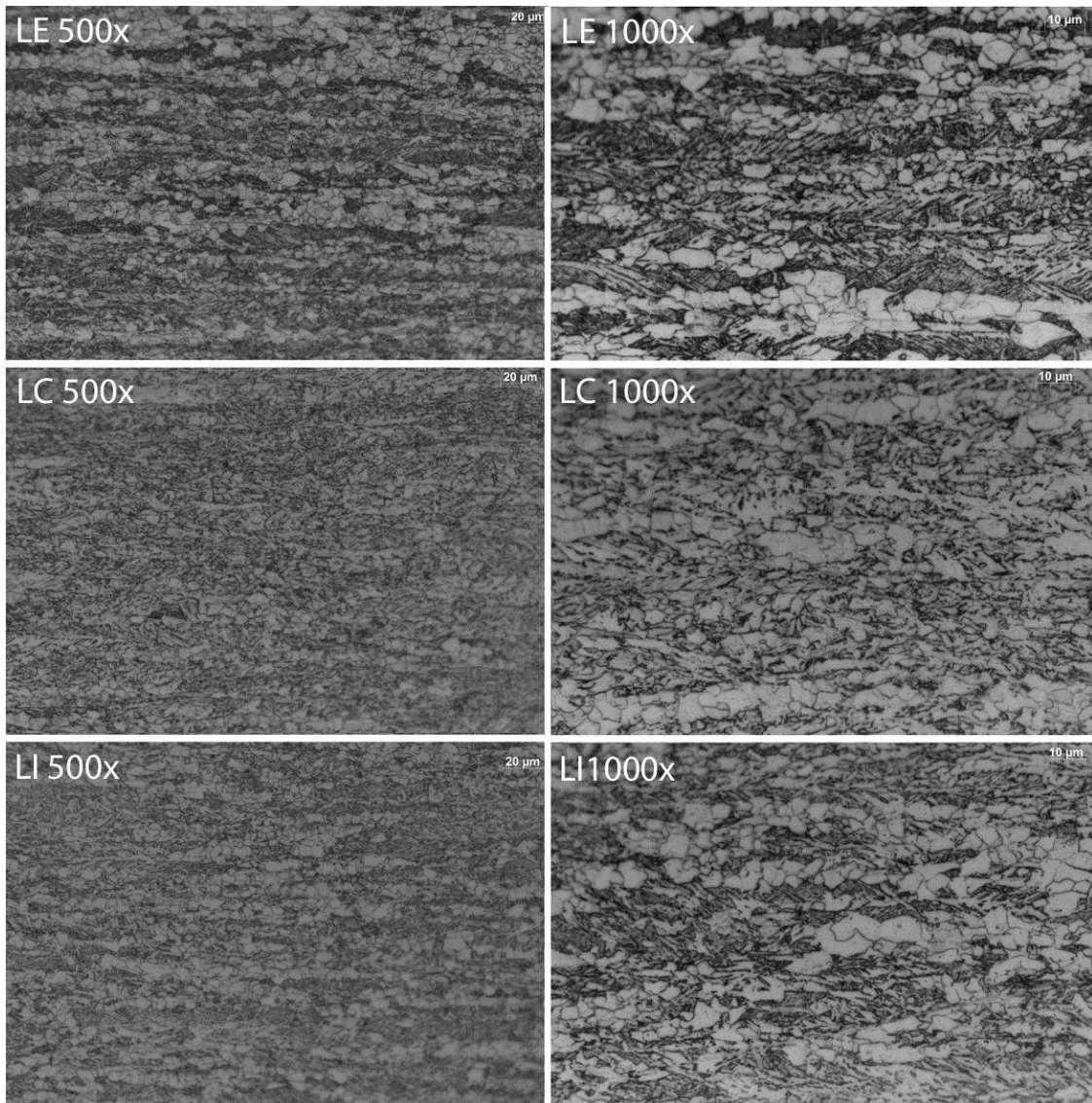


Figura 9 – Microestruturas do aço API 5L-X80 longitudinais ao comprimento do duto.

Nesta figura, LE significa microfotografia obtida de uma amostra longitudinal ao comprimento do duto a 5 mm da superfície externa. LC e LI significam microfotografias obtidas a 16 mm da superfície e a 27 mm da superfície respectivamente, 500x e 1000x representam os aumentos utilizados para obter as microfotografias. As microfotografias da parte superior correspondem à microestrutura próxima da superfície externa do duto. As microfotografias no meio e na porção inferior correspondem às microestruturas no centro e próximas da superfície interna do duto, respectivamente.

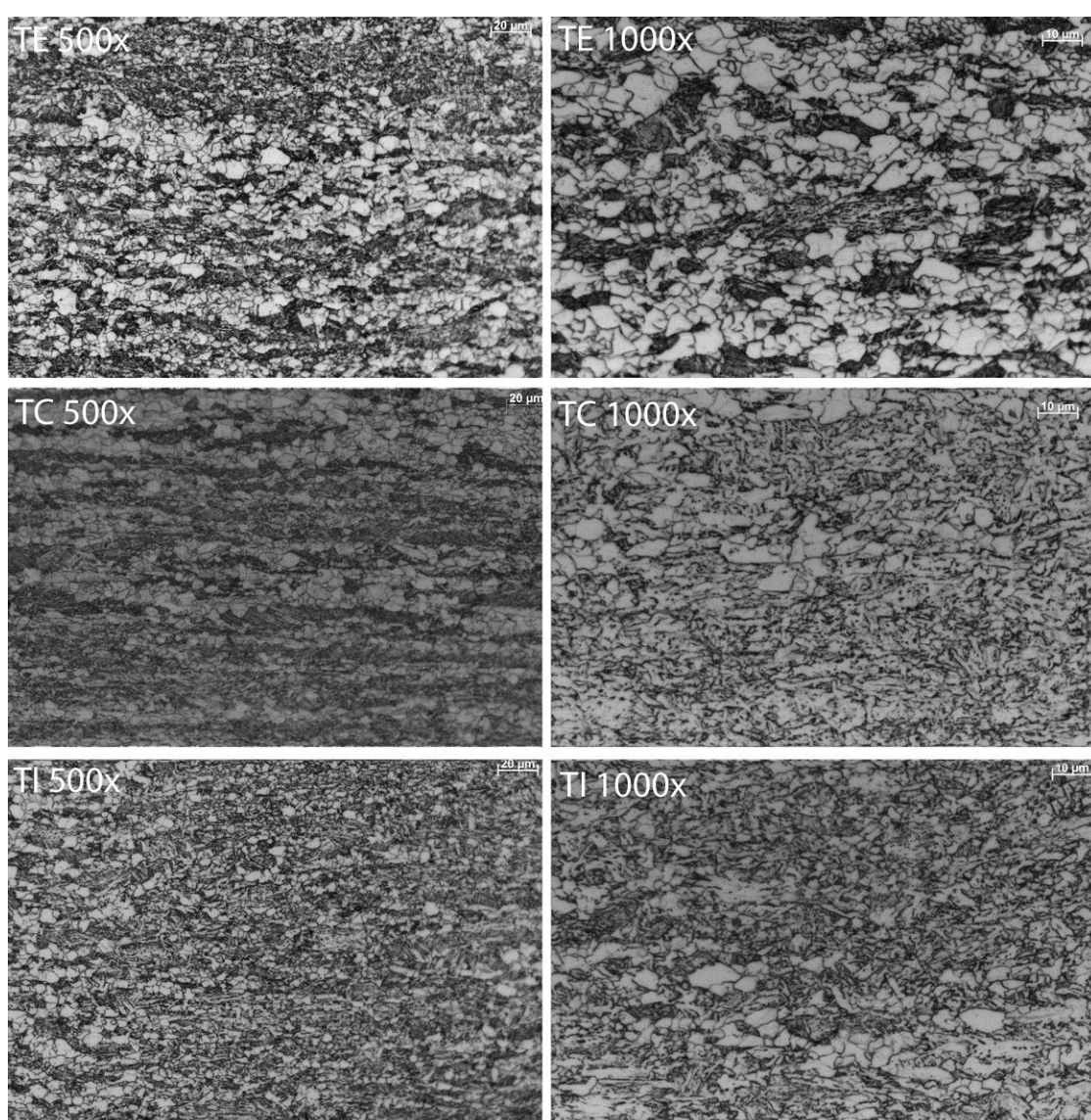


Figura 10 – Microestruturas do aço API 5L-X80 transversais ao comprimento do duto.

Nesta figura, TE significa microfotografia obtida de uma amostra transversal ao comprimento do duto a 5 mm da superfície externa. TC e TI significam microfotografias

obtidas a 16 mm da superfície e a 27 mm da superfície respectivamente, 500x e 1000x representam os aumentos utilizados para obter as microfotografias. As microfotografias da parte superior correspondem à microestrutura próxima da superfície externa do duto. As microfotografias no meio e na porção inferior correspondem às microestruturas no centro e próximas da superfície interna do duto, respectivamente.

2.4 Arame Tubular com Alma Metálica

Parte deste trabalho utilizou para a soldagem um arame tubular de alma metálica, da ESAB, com classificação OK TUBROD 110MC (AWS ER110S-G). Ele possui 110 ksi de resistência à tração e produz metal de solda considerado *overmatch* (resistência mecânica do metal de solda superior à do metal base). Esse arame possui 1,2 mm de diâmetro e foi utilizado com uma mistura gasosa de 25% de CO₂ e 75% de Ar.

As soldagens foram realizadas através do robô YASKAWA MOTOMAN, modelo MA 1400, equipado com uma tocha Abicor Binzel WH W500, conectado a uma fonte de soldagem Fronius Trans Plus Sinergyc 4000.

O arame em questão é um arame tubular do tipo *Metal Cored*, de baixa emissão de fumos. Apresenta alta eficiência (90-95%), bem como elevada taxa de deposição, resultando em um cordão de excelente aspecto, com pequenas ilhas de escória, o que minimiza a limpeza entre os passes. Ademais, contém Ni e Mo, sendo designado para soldagem de aços de alta resistência, bem como em aços temperados com limite de escoamento mínimo de 690 MPa. Este arame também é indicado para aplicações onde se requer propriedade de impacto em temperaturas de até -29°C.

A Tabela 4 apresenta a composição química do arame utilizado na soldagem, com Pcm de 0,144. Esta composição química é muito próxima à composição química do metal base, e foi obtida através da deposição de 5 camadas de metal de solda sobre uma chapa, sendo que, após cada passe de solda, a escória era batida e escovada. Com todos os passes depositados, a porção superior da amostra foi fresada, lixada e a análise realizada, o que permitiu determinar a composição química do metal de solda sem diluição.

Tabela 4: Composição química do metal de adição produzido pelo arame AWS ER110S-G, utilizado na soldagem.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
% em massa	0,041	0,515	1,57	0,0023	0,0127	0,108	<0,005	0,0124	0,0151
Elemento	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	B	Co	Cu
% em massa	0,00033	0,0102	<0,001	<0,01	<0,002	<0,0027	<0,01	<0,01	0,0269

2.5 Parâmetros de Soldagem do Arame Tubular de Alma Metálica

Os parâmetros da soldagem MAG convencional adotados para os passes de raiz e de raiz inferior foram: tensão de 31,5 V, corrente de 300 A, indutância programada de 5, Stick Out 0 (na fonte Fronius o Stick Out serve como ajuste da tensão, não sendo este o valor do comprimento do arame após o bico de contato) e velocidade de alimentação do arame de 11,1 m/min. Foi utilizado um arame tubular de alma metálica com 1,2 mm com uma velocidade de soldagem 7 mm/s. O gás de proteção utilizado foi C25, uma mistura gasosa composta de 25% de CO₂ e 75% de Ar, numa vazão de 15 l/min.

A distância do bico de contato até a peça (DBCP) foi de 20 mm, com um ângulo de deslocamento de 0° e com um ângulo de soldagem de 0°. Para garantir que toda a solda pudesse ser analisada, dois perfis L com 2 mm de espessuras foram abertos em uma prensa e ponteados, simulando os dois chanfros do duto. Este sistema foi posicionado nos dois lados da junta, garantindo que a solda iniciasse e terminasse no mínimo a 50 mm da peça. O passe de raiz inferior foi realizado na porção inferior da peça e programado um ângulo de deslocamento de 10° no modo dito “puxando”, para garantir uma maior penetração bem como a limpeza da poça de fusão.

Os parâmetros da soldagem MAG convencional adotados para os passes de enchimento foram tensão de 31,5 V, corrente de 251 A, indutância programada de 5, Stick Out 15, DBCP de 20 mm, velocidade de alimentação do arame de 8,1 m/min e com uma velocidade de soldagem de 7 mm/s.

2.6 Procedimento de Soldagem com Arame Tubular de Alma Metálica

As duas seções de duto, já com o chanfro usinado, foram ponteadas nas extremidades, tendo como única restrição dois pequenos pontos de solda a 1/3 e 2/3 do comprimento do

cordão e dois babadores soldados nas extremidades que impediam que a junta fechasse, já que ela possuía deformação livre nas demais direções. Babadores são peças de aço que simulam a geometria do chanfro, e servem para que o início e fim da soldagem ocorra fora da peça, mantendo desta forma a geometria do cordão estável, sendo cortados após a operação. A sequência de soldagem escolhida foi a que se segue: soldar o passe de raiz na junta superior, virar a peça para soldar o passe de raiz inferior e os passes de enchimento da junta inferior e virar novamente a peça passando para a junta superior onde foram executados todos os passes de enchimento. A deformação causada pela soldagem na junta inferior é compensada pela deformação gerada durante os passes da junta superior, resultando uma deformação global muito reduzida.

Após cada passe de soldagem, a escória era removida através de um picador de escória desenvolvido para chanfro estreito, e o chanfro era escovado com uma escova de aço inoxidável, garantindo uma superfície limpa para o passe seguinte, tentando evitar a ocorrência de inclusão de escória. A trajetória de soldagem do robô era reprogramada, conforme os cordões já realizados, para garantir uma DBCP constante durante o processo de soldagem. O bocal de soldagem era limpo, os termopares do tipo S que foram arpoados eram retirados e preparados para os próximos passes.

Para completar a junta foram realizados 16 passes, sendo 1 passe de raiz (passe n° 1), 1 passe de raiz inferior (passe n° 2), 5 passes de enchimento no chanfro inferior (passes n° 3 - 7) e 9 passes de enchimento no chanfro superior (passes n° 8 - 16). Na figura 11 está demonstrado esquematicamente a sequência de soldagem que foi utilizada. No chanfro inferior, após a realização do passe de raiz inferior, foram realizados 5 passes de enchimento, já no chanfro superior foram realizados 9 passes de enchimento, além do passe de raiz. A peça foi girada em torno do eixo da solda, garantindo que a soldagem foi realizada em posição ascendente na porção superior e descendente na porção inferior e vice e versa.

Este procedimento de soldagem tinha como objetivo reduzir o número de passes para preencher a junta e reduzir a deformação causada pela soldagem.

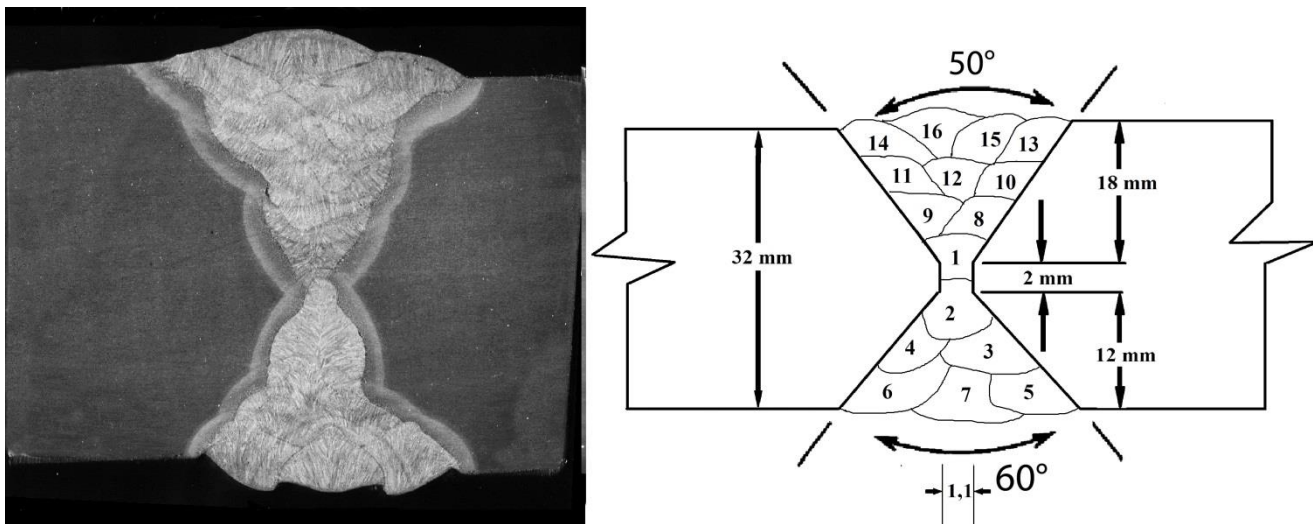


Figura 11 – Macrofotografia e esquema dos passes de soldagem utilizados na soldagem dos Chanfros duplo V utilizando um arame tubular com alma metálica.

2.7 Temperaturas de Pré-aquecimento e de Interpasse Utilizadas

Foram estudadas cinco temperaturas distintas de pré-aquecimento: - 30, 40, 100, 150 e 200 °C, sendo sempre utilizado o mesmo procedimento de soldagem, e a temperatura de interpasse usada foi igual à temperatura de pré-aquecimento, em todos os passes de solda. Estas cinco temperaturas criaram 5 distintas taxas de resfriamento. Será tomada a liberdade nesta dissertação de se referir a soldagem realizada a -30°C como sendo um pré-aquecimento, embora a peça tenha sido resfriada antes de cada passe de soldagem.

Para pré-aquecer os segmentos de duto, foi utilizado um maçarico com GLP como combustível. As peças a serem soldadas foram aquecidas 10 °C acima das temperaturas desejadas e mantidas por pelo menos 10 minutos nessa temperatura. Com o resfriamento ao ar, a temperatura desejada era obtida, garantindo uma melhor uniformidade térmica. A temperatura de pré-aquecimento de -30 °C foi obtida através do resfriamento da seção de duto com nitrogênio líquido. A seção de duto era resfriada até a temperatura de - 35 °C e por aquecimento a temperatura era obtida e então a soldagem era realizada.

A temperatura foi controlada através de termopares do tipo K soldados por descarga elétrica na parte superior e inferior do duto. Além disso, termopares do tipo S foram arpoados “inseridos na poça de fusão” a fim de obter-se a taxa de resfriamento do metal de solda. Um sistema de aquisição de dados *LINX* foi usado em conjunto com o programa *LINXAQDATA*, responsável pelo controle das temperaturas.

2.8 Controle da Temperatura

O controle da temperatura foi executado com termopares do tipo K, e em todos os passes de soldagem foram inseridos (“arpoados”) no metal de solda dois termopares do tipo S, objetivando adquirir a sua taxa de resfriamento. O posicionamento dos termopares do tipo K ocorreu em uma linha transversal ao cordão de solda no meio do seu comprimento, (na posição plana de soldagem), com espaçamento de 2 mm um do outro, estando o primeiro a 2 mm da borda do chanfro e com esses termopares posicionados na parte superior e inferior do duto (5 na parte superior e 5 na parte inferior).

Os termopares do tipo S foram arpoados na poça de fusão e forneceram valores mais precisos da taxa de resfriamento do metal de solda, em todos os passes realizados. Os termopares foram arpoados no primeiro terço e na metade da extensão do cordão. Foram sempre usados dois termopares tipo S, para o caso de um deles romper, ou para o caso do arpoamento não ocorrer de forma satisfatória. As medidas de temperatura do termopar do tipo S também permitem medir o início e o fim de transformações metalúrgicas no metal de solda.

A frequência utilizada para a aquisição dos dados de temperatura foi de 100 Hz, tanto para os termopares tipo K quanto para os do tipo S. Um ganho de 200 vezes foi utilizado, para melhorar a precisão das medidas, (ou seja o sinal elétrico do termopar foi amplificado em 200 vezes). A verificação dos termopares do tipo K foi executada com água gelada e água fervente. Para os termopares do tipo S foi utilizada uma chama de isqueiro e arpoamento em uma solda. Os termopares que foram arpoados e cujas temperaturas máximas medidas não ultrapassaram 1.500 °C foram descartados, pois não ocorreu um arpoamento satisfatório. O arpoamento sempre foi realizado na metade da espessura do cordão, perto do fim da poça de fusão, para evitar que o arco elétrico cortasse os fios do termopar.

2.9 Ensaios Após a Soldagem com Arame Tubular

Após a soldagem, a junta foi cortada com uma serra mecânica e, a seguir, cortada novamente com uma cortadeira metalográfica TECLAGO CM 100. As amostras obtidas foram lixadas com as seguintes lixas: #80, #220, #320, #400, #600. E na sequência as amostras foram atacadas três vezes com Nital 10%, uma solução composta de 10% de ácido Nítrico diluído em 90% de álcool 96%, com o uso de algodão embebido nesta solução. Após o ataque, as amostras foram lavadas com água e álcool 96% e secadas. Uma microfotografia

foi tirada para análise de defeitos e estudo da macroestrutura de solidificação e medição das diversas regiões da junta soldada. Para a medição da geometria da junta soldada, as amostras foram escaneadas com 1200 dpi e analisada através do programa Image J, que permite a medição de áreas e comprimentos em imagens.

As amostras, após terem sido escaneadas, foram novamente lixadas com as seguintes lixas: #400, #600, #1.200 e polidas na politriz AROTEC APL-4, com pasta de diamante 3 μm e álcool, sendo então lavadas com álcool 96% e secadas. Após a secagem foi realizado o ataque destas amostras com Nital 2% através do uso de algodão embebido na solução e na sequência foi realizada uma lavagem com água e álcool 96%. As amostras foram então analisadas no microscópio *ZEISS AXIO Lab.1* com capacidade de 1.000 X de aumento, especial para análise da microestrutura da solda. O microscópio era dotado de uma câmera *Canon DS 126191*, que, conjuntamente com o software *AXIO VISION*, servia para retirada de microfotografias da junta soldada.

2.10 Arame Maciço AWS ER80S-G

O uso de arame maciço para a soldagem dos chanfros foi decidido após alguns problemas apresentados na soldagem com arame tubular de alma metálica, ou seja, inclusões de escória, pois a escória era de difícil remoção. Optou-se por se soldar com o arame maciço AWS ER80S-G de fabricação da empresa ESAB. Este é um arame não cobreado de baixa liga que apresenta, na condição como soldado, limite de resistência (LR) de 610 MPa e limite de escoamento (LE) de 515 MPa. Ele pode ser utilizado em todas as posições, devendo ser empregado com misturas gasosas de Ar e CO₂.

A Tabela 5 apresenta a composição química do arame, que foi obtida através da deposição sobre uma chapa de aço de cinco camadas de metal de adição, utilizando como gás de proteção uma mistura de 25% de CO₂ e 75% de Ar. A última camada, portanto, é “puro” metal depositado (isento de diluição), sendo fresada e analisada a sua superfície lisa. Este não é o método mais indicado para analisar a composição química de um arame maciço, mas foi o único método que se pode utilizar. O correto seria analisar o arame, porém este método permite que se tenha uma ideia da composição química do arame, pois durante a soldagem alguns elementos químicos são perdidos no arco elétrico. Este arame possuía um valor de Pcm de 0,20.

Tabela 5: Composição química do metal de adição sem diluição produzido pelo arame AWS ER80S-G utilizado na soldagem.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
% em massa	0,0958	0,567	0,947	0,05	0,0106	0,0643	<0,005	0,819	0,0048
Elemento	Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	B	Co	Cu
% em massa	0,0011	0,0016	<0,001	<0,01	<0,002	0,0024	0,0003	<0,01	0,436

Neste trabalho, foi utilizado como metal base uma seção de duto API 5L-X80, com 820 mm de diâmetro externo, 32 mm de espessura e 5.400 mm de comprimento. Este duto foi cortado por oxicorte em segmentos de 320 mm de arco por 250 mm, sendo posteriormente seccionado ao meio no sentido transversal ao do duto por uma serra mecânica.

A seção serrada foi usinada no formato de um chanfro de baixa deformação, conforme pode ser visto na Figura 12. O desenho do chanfro foi feito da seguinte maneira, o chanfro superior era $3/5$ da espessura do duto, e o chanfro inferior era $2/5$ da espessura do duto. Esta configuração serviu para minimizar a deformação e a quantidade de metal de solda adicionado. Foi utilizado 2 mm de altura de nariz, e 1,1 mm de abertura de raiz e o ângulo utilizado no chanfro superior foi de 50° enquanto o ângulo utilizado no chanfro inferior foi de 60° .

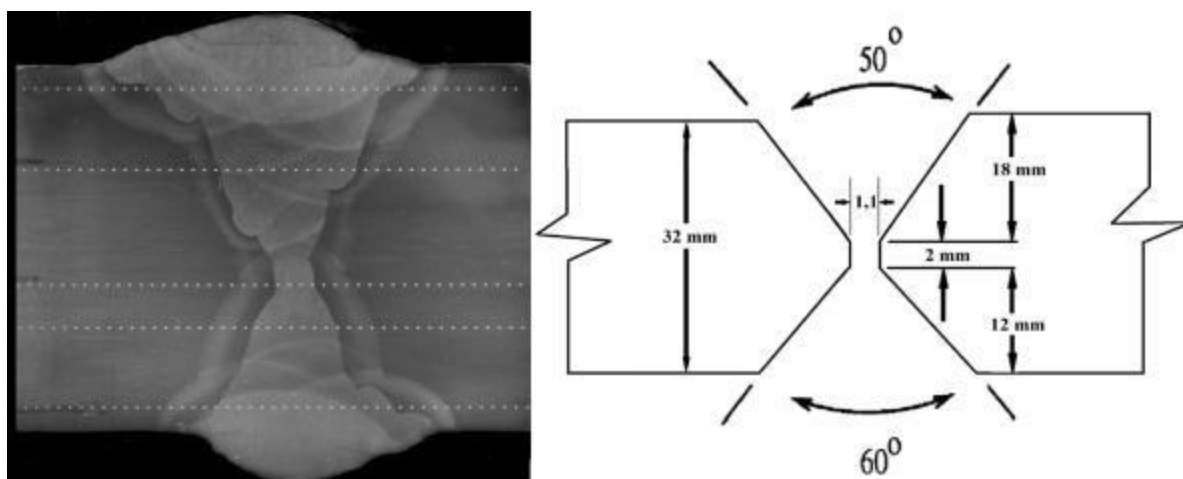


Figura 12 – Macrofotografia de uma junta soldada e chanfro utilizado para a soldagem dos segmentos de duto.

Foi utilizado C25 como gás de proteção (uma mistura de 25% de CO_2 e 75% de Ar) e a mesma geometria de chanfro usada na soldagem com o arame tubular de alma metálica. Para a definição dos parâmetros de soldagem foram confeccionados chanfros em chapas planas e soldados na posição plana e na posição vertical ascendente com ângulo igual ao maior que pudesse ocorrer durante a soldagem das seções do duto, nesse caso 15° . Após a

soldagem, as juntas soldadas foram cortadas e macrofotografias foram tiradas, para atestar a qualidade da junta, conforme pode ser visto na Figura 13.

Na figura não são visíveis defeitos de soldagem, os reforços superior e inferior foram pequenos, não ocorreu falta de penetração no centro da solda. Também é mostrado na figura uma foto dos cordões mostrando a sua aparência.

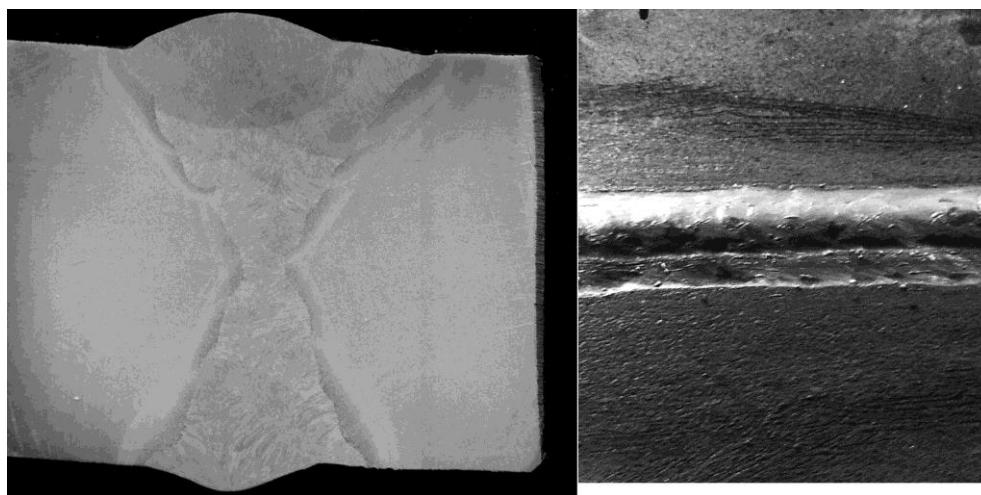


Figura 13 - Macrofotografia da junta de teste e foto da solda, soldada com o arame maciço AWS ER80S-G.

2.11 Procedimento de Soldagem com Arame Maciço

O procedimento de soldagem com o arame maciço foi minimamente diferente daquele utilizado para a soldagem com o arame tubular de alma metálica. A soldagem continuou a ser executada com ângulo neutro nos passes de raiz e de raiz inferior. Já nos passes de enchimento, foi utilizado um ângulo de deslocamento de 10° para evitar a falta de fusão lateral, e sempre atacando o duto. O arame, nos passes de raiz e de raiz inferior, foi alinhado com o centro do chanfro, enquanto que nos passes de enchimento, o arame foi alinhado para atacar a união do cordão anterior com o metal base. A fim de garantir uma melhor qualidade no acabamento superficial dos cordões, durante a soldagem ascendente, a tocha foi inclinada 15° no modo de deslocamento dito “empurrando”, para aumentar a largura do cordão, evitando um reforço excessivo. Nas posições de soldagem plana e vertical descendente, a tocha soldou com ângulo neutro.

Na Figura 14 é mostrado o aparato experimental utilizado na soldagem. Na parte da esquerda da figura está o controle do robô, ao centro da figura está o robô com a tocha

posicionada sobre o chanfro de soldagem e os computadores utilizados para adquirir os ciclos térmicos e os sinais elétricos. Na direita da figura está a tocha sobre o chanfro com a mesma distância e ângulo de soldagem.



Figura 14 – Aparato experimental utilizado na soldagem.

Na Figura 15 é mostrada uma representação esquemática dos passes de soldagem utilizados para encher os chanfros; juntamente, é mostrado, a posição dos termopares do tipo K.

O passe de raiz foi realizado com uma corrente de 270 A, tensão de 30 V e velocidade de alimentação do arame de 8 m/min (passe n° 1). O passe de raiz inferior foi soldado com 370 A, tensão de 35 V, velocidade de alimentação do arame de 11 m/min (passe n° 2). Os passes de enchimento foram soldados com 300 A, tensão de 32 V e velocidade de alimentação do arame de 9,7 m/min (passes n° 3 - 12). Após cada passe de soldagem, a escória vítrea formada era removida por martelo picador de escória e escova de aço inoxidável, garantindo a limpeza da junta para o próximo passe. Foram realizados quatro passes de enchimento na parte inferior do chanfro e seis passes de enchimento na parte superior, com energia média de soldagem de 1,3 kJ/mm, nos passes de enchimento.

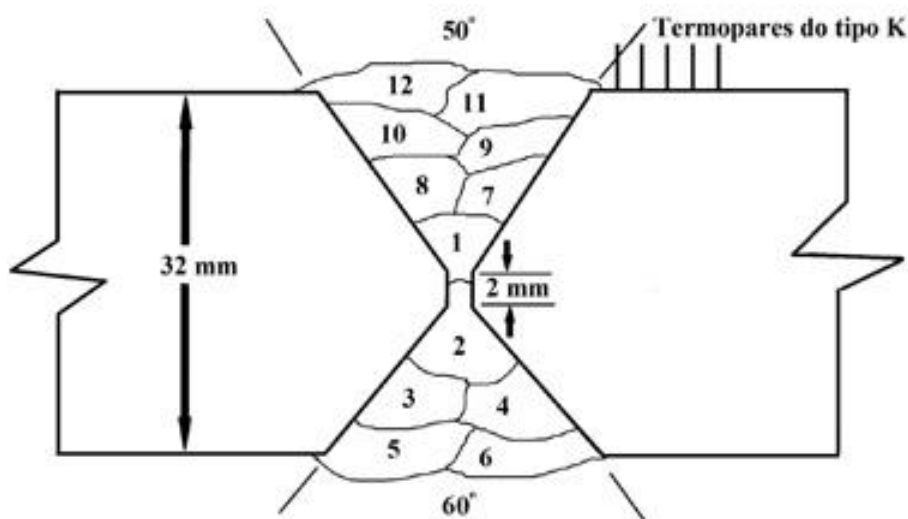


Figura 15 – Representação esquemática dos passes de soldagem utilizados para encher os chanfros, e localização dos termopares do tipo K.

2.12 Retirada dos Corpos de Prova Após a Soldagem

Após a realização da soldagem dos chanfros, a junta foi cortada em três partes. Das duas extremidades foram retirados doze corpos de prova Charpy-V, contendo a porção central do chanfro duplo V, com o entalhe localizado majoritariamente na região de grãos grosseiros da ZAC, por esta ser a região de menor tenacidade na solda.

Os corpos de prova Charpy-V foram retirados com o tamanho padrão de 10 x 10 x 55 mm com um entalhe em V com 2 mm de profundidade e 45° de abertura do chanfro e 0,25 mm de raio no fundo do chanfro, conforme norma ASTM E23.

Esses corpos foram ensaiados em três temperaturas distintas: 20, 0 e - 40°C, e, no mínimo, três corpos de prova por temperatura. As amostras dos ensaios a 20°C tiveram a temperatura normalizada após uma hora em uma sala a 20°C. As amostras ensaiadas a 0°C foram resfriadas em uma solução de água e gelo por 20 minutos e o tempo entre sua retirada da água e quebra foi inferior a 30 segundos. As amostras ensaiadas a - 40°C foram resfriadas com gelo seco e mantidas por 20 minutos na temperatura desejada, e o tempo entre a retirada da caixa térmica, onde ocorreu o resfriamento e a quebra, foi inferior a 30 segundos.

Os corpos de prova de tração foram retirados da porção central da junta soldada, juntamente com os corpos de prova de dobramento e amostras para análises metalúrgicas.

2.13 Ensaio de Tração

Da porção central de cada junta soldada foram retirados três corpos de prova para o ensaio de tração, e dois corpos de prova para o ensaio de dobramento, sendo todos estes corpos removidos da metade da sua espessura. A posição de soldagem foi a plana, tanto na parte superior quanto na inferior da junta e na metade da espessura da chapa, englobando os dois passes de raiz, tanto superior quanto o inferior. As dimensões do corpo de prova de tração com seção reduzida podem ser vistas na Figura 16, onde todas as medidas estão em milímetros. O corpo de prova foi usinado com as dimensões definidas pela norma NBR 6152.

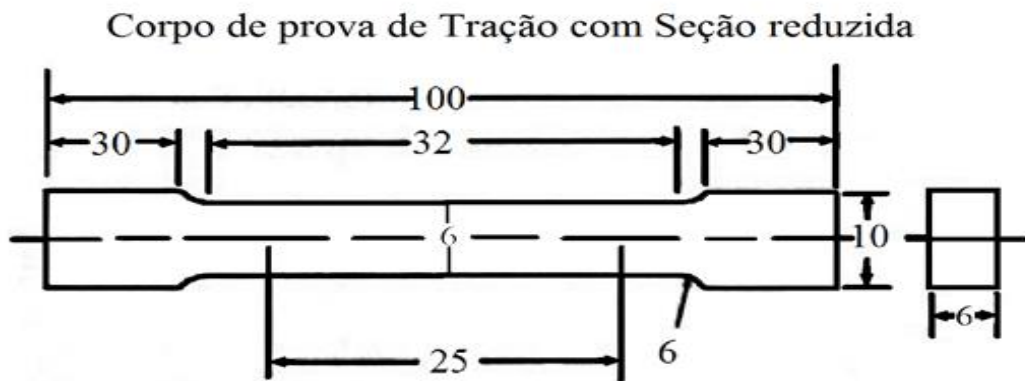


Figura 16 – Dimensões do corpo de Prova de Tração com Seção Reduzida.

2.14 Macrografia e Micrografia

Da porção central da junta, duas seções foram retiradas para análises de Macrografia, Micrografia e testes de Dureza, Microdureza e MEV. A análise de macrografia foi realizada com o lixamento do corpo de prova até a lixa #600, e o ataque químico foi realizado com o uso de algodão embebido em solução de Nital 10% durante 20 segundos, mais lavagem com água e álcool 96%. A aquisição da imagem foi feita com o uso de um *scanner*, sendo as imagens adquiridas com 1200 dpi e o padrão de cores setado em escala de cinza. As imagens foram então analisadas com o uso do *software* Image J, que permite medições de penetração da solda, da largura da ZAC, da área da solda, da área da ZAC, da altura de reforço, da diluição e de qualquer outra medida envolvendo comprimento ou área.

A análise microestrutural foi realizada com lixamento até a lixa #1.200 seguido de polimento com pasta de diamante 3 μm , e o ataque químico foi realizado com Nital 2% por 2

segundos. A amostra foi então visualizada no microscópio *Zeiss Axio* que permite aumentos de até 1.000 X, e com o uso de uma câmera digital *Canon DS 126191* controlada pelo software *Axio Vision*, sendo então as microfotografias obtidas. As análises microestruturais serviram para analisar os microconstituintes da solda, isto é, realizar a medição do tamanho de grão.

2.15 Perfis de Dureza Vickers

As amostras para análise dos perfis de dureza foram fresadas para garantir o paralelismo entre as faces, tendo sido, após, lixadas até a lixa #1.200 e polidas com pasta de diamante 3 μm . Elas foram analisadas no durômetro automático Tukon 2100 B, com uso do sistema de medição automático ATA TM, com carga de 5 kg e tempo de aplicação de carga de 10 segundos, com 1 mm de espaçamento entre cada medição.

As amostras para o ensaio de dureza foram retiradas na metade do comprimento da junta, sendo uma amostra por junta soldada. Os perfis de dureza começaram a ser medidos no metal base, afastado do cordão de solda, cruzando a ZAC, o metal de solda, novamente a ZAC e terminando no metal base afastado do cordão de solda. Em cada amostra foram realizados cinco perfis de dureza com as seguintes distâncias da superfície externa do duto de 2, 9, 18, 22 e 30 mm.

Os perfis de dureza foram realizados nestas posições para analisar a dureza dos cordões próximos a superfície do duto, perfis a 2 e 30 mm, a dureza na metade dos chanfros perfis a 9 e 22 mm e um perfil na metade do duplo V englobando o passe de raiz e o passe de raiz inferior perfil a 18 mm.

2.16 Medições de Microdureza Vickers

A mesma amostra que foi utilizada para o ensaio de dureza foi atacada com Nital 2%, por 2 segundos, para revelar o cordão de solda e as regiões da ZAC. A amostra foi posicionada no durômetro automático digital micro-vicker modelo ISH-TDV2000 e ensaiada com uma carga de 0,1 kg e com um tempo de aplicação da carga de 15 segundos.

Medidas de microdureza foram realizadas com o uso de um Microdurômetro *Insize*, buscando avaliar a microdureza de cada microestrutura. Foram executadas de 10 a 15 medidas

em cada uma das três regiões da ZAC e no metal de solda. A carga utilizada foi 0,1 kg com um tempo de aplicação de 15 s, para identificar-se a máxima e a mínima dureza de cada região. A procura dos microconstituintes de maior e menor dureza foi realizada manualmente com o uso das lentes do aparelho que permitem aumentos de 100 e 400X, sendo o segundo aumento o mais utilizado. As medições de microdureza também serviram para caracterizar os microconstituintes, com a medição executada sobre o microconstituente de interesse ou em estruturas muito refinadas onde ele era predominante e, juntamente com o microscópio de luz *ZEISS AXIO*, permitiu caracterizar mais precisamente os microconstituintes do aço.

2.17 Ensaio de Dobramento

As amostras para ensaio de dobramento foram retiradas do centro da solda com a mesma espessura das amostras utilizadas para o ensaio de tração, possuindo as seguintes dimensões: 6 mm de espessura, 9,5 mm de largura e 150 mm de comprimento. Após terem sido fresadas até as dimensões para o ensaio, as superfícies que seriam tracionadas e comprimidas, foram lixadas em água até a lixa #600 e atacadas 3 vezes com Nital 10% para revelar o metal de solda e a ZAC.

Foi construído um punção com diâmetro de 19 mm para o ensaio, de acordo com a norma ASTM E190-08. A distância utilizada entre os roletes foi de 60 mm, com os mesmos e com o punção lixados e engraxados. Para movimentar o punção foi utilizada uma prensa *SCHULZ* manual com capacidade para 15 toneladas. Como critério de aceitação foi definida a não existência de trincas e poros abertos na superfície tracionada da peça, sendo esta verificação realizada com a técnica de líquidos penetrantes.

2.18 Medição do Tamanho de Grão

Para a medição do tamanho de grão foi utilizada a técnica de intercepto linear de Heyn, conforme a Norma ASTM E112-12, técnica que permite medir com precisão grãos de pequeno tamanho em aumentos superiores a 100X. Para a sua aplicação, é necessário que os grãos não estejam alongados em nenhuma direção. Linhas horizontais e verticais devem ser traçadas na amostra e, igualmente, o comprimento de cada linha deve ser medido, bem como o número de grãos em cima de cada linha. Os grãos das bordas são contados como meio grão,

a não ser que a linha inicie no seu contorno. Com a medida do diâmetro médio de cada grão, utilizou-se a equação 6 (extraída da ASTM E112-12).

$$\text{Tamanho de grão ASTM} = (-6,643856) \cdot \text{LOG}(d) - 3,288$$

Equação (6)

Onde d é o diâmetro do grão em milímetros. Para garantir a precisão do método é recomendado que um mínimo de 200 grãos sejam medidos por amostra.

As amostras para a medição do tamanho de grão foram as mesmas utilizadas para as microfotografias. O tamanho de grãos da região de grãos grosseiros foi medido em 500X de aumento e as demais regiões da ZAC e do metal base foram medidos com 1.000X de aumento. Nos menores aumentos não foi possível distinguir-se com precisão os contornos de grão. A região que foi selecionada para a medida do tamanho de grão da ZAC, em todas as amostras, foi na lateral do passe de raiz, à meia altura dele, em uma região que não sofrera alterações pelos passes subsequentes. Dentro de cada região da ZAC, uma microfotografia foi obtida de modo a garantir a repetibilidade das medidas. Para a medição do tamanho de grão do metal base, foi tirada do meio dele uma microfotografia na metade da espessura da chapa.

2.19 Preparação de Amostras para Análise no MEV

As mesmas amostras que foram utilizadas para a tomada de microfotografias serviram para a análise no MEV. As amostras foram lixadas com as lixas #400, #600, #1.200 e depois polidas com pasta de diamante de 3 μ m e 1 μ m, sendo após lavadas com água e álcool 96% e secadas. Se o polimento não estivesse adequado, a amostra era lixada e polida novamente. Caso o polimento estivesse adequado, a amostra era atacada com Nital 4% por 5 segundos, lavada com água e álcool 96% e secada. Após, outro ataque era realizado com Nital 4% por 5 segundos e então a amostra era lavada com água e álcool 96% e secada, garantindo que fosse possível identificar as microestruturas no MEV.

Nas amostras, o ataque químico serviu para garantir que a superfície apresentasse diferenças de altura entre cada microconstituente como resultado do ataque seletivo do Nital, permitindo que a amostra pudesse ser analisada tanto por elétrons secundários quanto por elétrons retroespalhados. O ataque químico utilizado foi mais agressivo do que o utilizado para analisar as amostras por meio de microscopia de luz.

As amostras de Tração e de Charpy-V, após terem sido ensaiadas, foram guardadas em uma caixa com sílica para impedir a oxidação. Foi analisada no MEV uma superfície de fratura do ensaio de tração de cada junta soldada e do metal base. Igualmente, uma superfície de fratura de cada junta soldada e do metal base nas três temperaturas do ensaio Charpy-V de cada um dos pré-aquecimentos utilizados. No dia anterior ao ensaio em MEV, as amostras foram cortadas para garantir que coubessem no MEV e lavadas com Acetona comercialmente pura, água e álcool 96%, sendo então secadas. Nas amostras de tração e de Charpy-V, a superfície de fratura foi analisada para determinar qual foi ou quais foram os micromecanismos de fratura da mesma, sendo usados aumentos de até 20.000X.

Foi utilizada uma tensão de 20 a 25 kV no filamento de tungstênio e uma corrente entre 80 e 95 μ A. Nenhum recobrimento foi usado nas amostras.

3 Resultados dos Experimentos de Simples Deposição de Metal sobre Segmentos de Duto (*Bead on Plate Weld*)

3.1 Objetivos

Os objetivos das soldagens de simples deposição de metal foram:

Analisar o efeito de diversas taxas de resfriamento sobre as microestruturas formadas na ZAC.

Correlacionar as microestruturas formadas com os valores de dureza e microdureza.

3.2 Introdução às soldas de simples deposição de metal

A primeira parte desta dissertação foi a realização de soldas de simples deposição de metal sobre segmentos de duto com diferentes pré-aquecimentos e utilizando um arame tubular de alma metálica. A seguir serão apresentados os resultados destas soldas.

Com o propósito de melhorar o entendimento das alterações microestruturais na ZAC de um aço API 5L-X80, devido a diferentes taxas de resfriamento, cinco peças com 32 mm de espessura, 150 mm de largura e 350 mm de comprimento foram soldadas com soldas de simples deposição de metal, cada uma com diferente temperatura de pré-aquecimento. As temperaturas de pré-aquecimento estudadas foram -30, 30, 100, 150 e 200°C.

O pré-aquecimento foi realizado com o uso de um maçarico de GLP. A chapa foi aquecida 10°C acima da temperatura desejada e, por resfriamento ao ar, foi obtida a temperatura desejada. Para garantir a uniformidade térmica, termopares do tipo K foram soldados por descarga elétrica na parte superior e inferior do duto, e a soldagem somente foi realizada quando a diferença de temperatura entre eles era inferior a 5 °C. Para a soldagem realizada a -30°C, foi realizado um resfriamento com nitrogênio líquido e a temperatura do duto foi resfriada a 5°C abaixo da desejada e, por aquecimento ao ar, a temperatura desejada foi obtida. Os ciclos térmicos foram conseguidos com o uso de 6 termopares do tipo K soldados a 2, 4, 6, 8 e 10 mm da borda da linha de fusão, e um deles no lado oposto do duto

abaixo do cordão de solda. Um termopar do tipo S foi arpoado para adquirir a taxa de resfriamento do metal de solda e as temperaturas de início e fim das transformações metalúrgicas. A temperatura foi controlada nos termopares na borda superior e inferior do chanfro a fim de garantir a uniformidade térmica.

Após a soldagem, quatro seções foram cortadas para a realização de macrofotografias. Um perfil de dureza Vickers com 5 kg de carga foi realizado por amostra, a 2 milímetros abaixo da superfície do duto. As durezas máximas e mínimas de cada região foram medidas através de um microdurômetro, utilizando uma carga de 0,1 kg. As análises das microestruturas da solda e da ZAC foram realizadas com um microscópio de luz com 1.000 X de aumento e com uso de um MEV, com aumentos de até 20.000X.

3.3 Parâmetros de Soldagem

Nesta parte do trabalho, foi utilizada um seção de duto de petróleo API 5L-X80 com 32 mm de espessura com o processo de soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa e arame tubular com alma metálica. O arame possuía 1,2 mm de diâmetro e o gás de proteção consistia de uma mistura de 25% CO₂ + 75% de Ar, chamado de C25. A composição química do aço soldado pode ser vista na Tabela 4 (mostrada nos materiais e métodos). A análise química do aço revelou que ele pertence à classe de aços microligados do sistema Cr/Ni/Mo, com um carbono equivalente calculado pela equação do Pcm de 0,18.

Os parâmetros de soldagem utilizados foram 31,5 V de tensão, 251 A de corrente, 5 de indutância programada, 15 de Stick Out. Na fonte Fronius o Stick Out serve como ajuste da tensão, não sendo o comprimento do arame após o bico de contato. A velocidade de alimentação do arame foi de 8,1 m/min, a velocidade de soldagem de 7 mm/s, com 0° de ângulo de soldagem e de deslocamento. E a distância entre o bico de contato e a peça foi de 20 mm.

3.4 Geometrias das Soldas de Simple Deposição de Metal

A geometria da solda foi medida através do uso de macrofotografias. Na Figura 17 são mostradas as macrofotografias das cinco soldas realizadas.

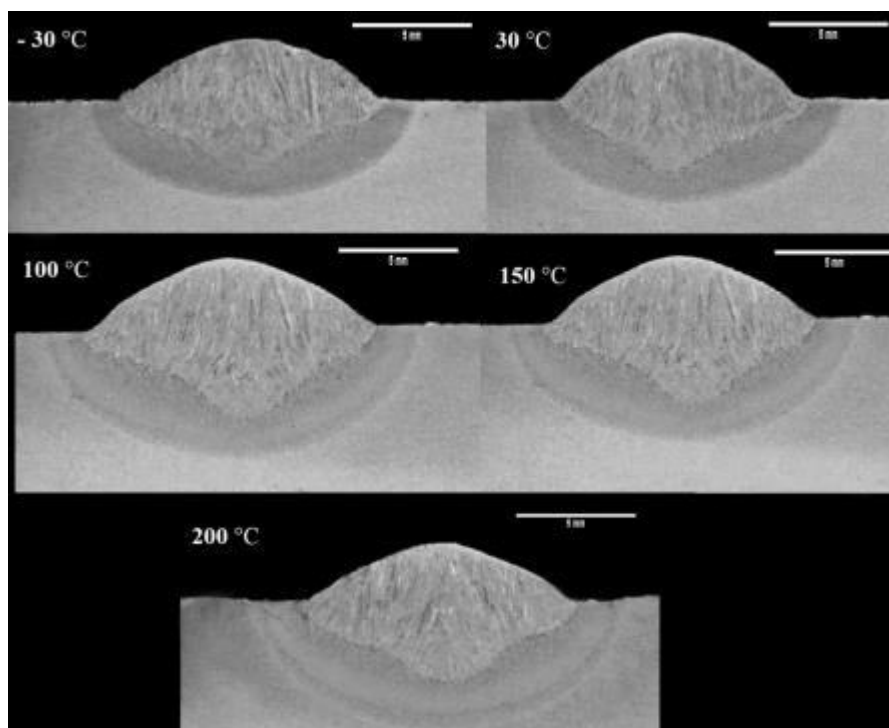


Figura 17 - Macrofotografias das soldas.

As geometrias das soldas foram adequadas, não ocorrendo reforço excessivo, mordedura e inclusão de escória. A solda apresentou uma boa penetração, não sendo observado o efeito “Finger”, que ocorre geralmente em soldas realizadas com arame maciço. Na Tabela 6 são mostradas as relações entre a temperatura de pré-aquecimento e a área da ZAC, bem como a penetração da solda, a área fundida e a extensão da ZAC abaixo da solda. É apresentado na tabela o valor médio medido e a sua variação. Foram realizadas quatro medições da geometria para cada temperatura de pré-aquecimento utilizada, e o espaçamento entre cada amostra foi de no mínimo 50 mm.

Tabela 6: Relação entre a temperatura de pré-aquecimento e a área da ZAC, penetração da solda, área fundida e a extensão da ZAC abaixo da solda.

Temperatura de pré-aquecimento (°C)	Área da ZAC (mm ²)	Penetração da solda (mm)	Área fundida (mm ²)	Extensão da ZAC abaixo da solda (mm)
-30	23,6±1,6	3±0,1	18,9±1,4	3±0,1
30	25,9±2,1	3±0,2	18,8±2	3±0,2
100	34,8±1,4	3,4±0,1	22,2±0,9	3,5±0,1
150	38±1,5	3,4±0,2	22±1,3	3,5±0,2
200	42±1,8	3,5±0,1	23,8±0,6	3,5±0,3

O aumento na temperatura de pré-aquecimento levou a uma redução da taxa de resfriamento, a um aumento na área da ZAC, a uma tendência de aumento na penetração da solda, extensão da ZAC abaixo da solda e área fundida. As medições da geometria dos cordões de solda de simples deposição de metal foram realizadas com o uso do *software* Image J. As macrofotografias foram escaneadas com 1200 dpi para garantir uma medição mais precisa.

A área da ZAC apresentou um aumento com o aumento da temperatura de pré-aquecimento para todas as soldas. A ZAC da solda realizada com 200°C de pré-aquecimento foi a maior de todas, aproximadamente o dobro da solda realizada com -30°C de pré-aquecimento. Com o aumento da temperatura de pré-aquecimento o fluxo de calor interno foi reduzido, levando a uma redução na taxa de resfriamento. Junto com o aumento da ZAC, a penetração da solda aumentou. Como era de se esperar, com o aumento da temperatura de pré-aquecimento uma menor energia foi necessária para fundir o metal base e, conseqüentemente ocorreu maior penetração.

3.5 Ciclos térmicos nas Soldagens de Simples Deposição de Metal

Na Figura 18 estão plotados os ciclos térmicos do metal de solda obtidos com o uso dos termopares do tipo S.

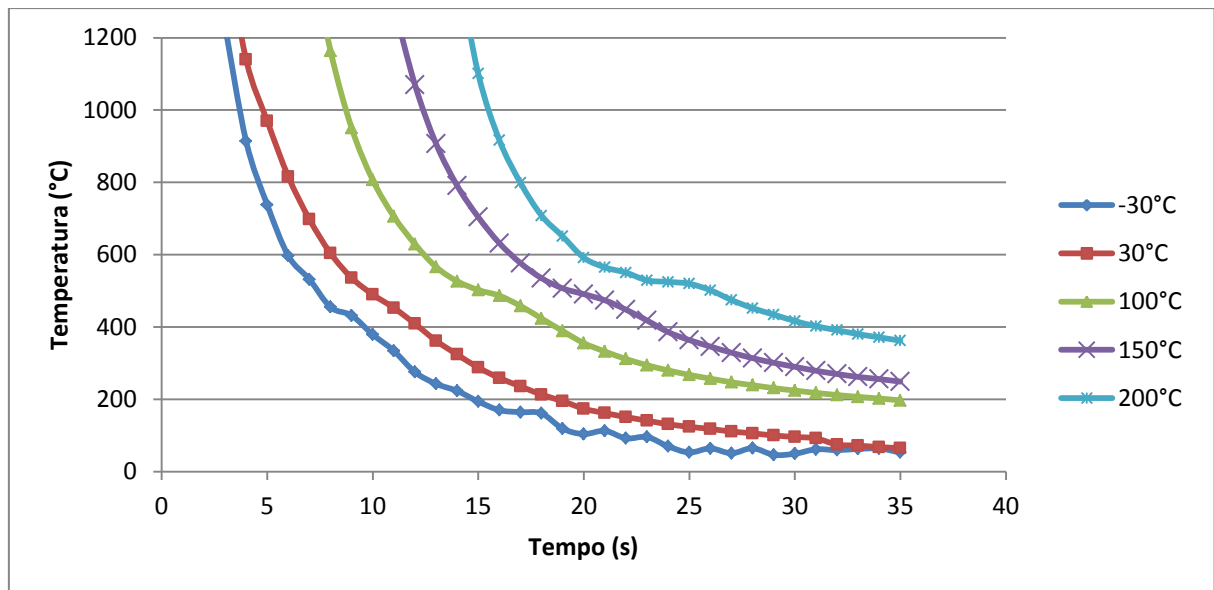


Figura 18 – Ciclos térmicos do metal de solda adquiridos com o uso de termopares do tipo S.

Termopares do tipo S com 0,3 mm de diâmetro foram arpoados na poça de fusão com o objetivo de obter o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C, ($\Delta t_{8/5}$), consistindo um importante dado em termos do resfriamento do metal de solda. O $\Delta t_{8/5}$ das soldagens simples de deposição de metal está plotado na Figura 19.

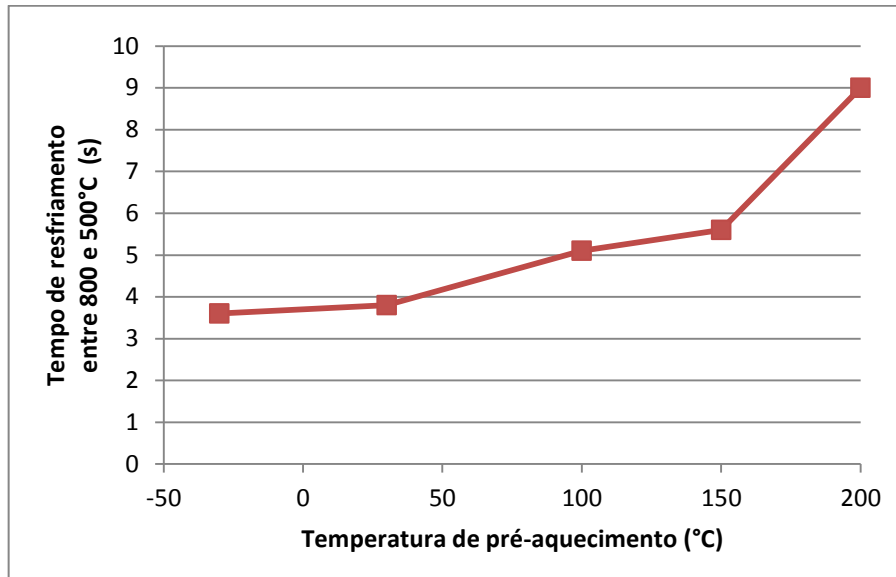


Figura 19 – Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C em função da temperatura de pré-aquecimento, das soldas de simples deposição de metal.

Na tabela 7 é apresentada uma comparação entre a Temperatura de pré-aquecimento, a Temperatura de início da transformação e o $\Delta t_{8/5}$, das soldagens de simples deposição de metal sobre segmentos de duto.

Tabela 7: Comparação entre a Temperatura de pré-aquecimento, a Temperatura de início da transformação e o $\Delta t_{8/5}$, das soldagens de simples deposição de metal sobre segmentos de duto.

Temperatura de pré-aquecimento	Temperatura de início da transformação	$\Delta t_{8/5}$
-30	500	3,6
30	580	3,8
100	585	5,1
150	585	5,6
200	610	9

O uso dos termopares do tipo S também permitiu medir a temperatura de início da transformação da austenita para ferrita. A temperatura de início da transformação foi medida

no gráfico dos termopares do tipo S na metade da inflexão da mudança da taxa de resfriamento, ou seja, derivada segunda da temperatura em função do tempo. A temperatura do fim da reação não foi possível de ser mensurada, pois a mudança na taxa de resfriamento foi muito pequena, e também porque nestas temperaturas o termopar do tipo S já não é preciso e havia ruído no sinal obtido. Para a soldagem realizada com -30°C de pré-aquecimento, a temperatura de início da transformação foi de 500°C , a mais baixa dentre as soldas realizadas. Para a soldagem realizada com 30°C de pré-aquecimento, a temperatura de início da transformação foi de 580°C ; já para as soldagens realizadas com 100 e 150°C de pré-aquecimento, a temperatura de início da transformação foi de 585°C , com as curvas dos termopares do tipo S muito semelhantes nesta região. Para a soldagem realizada com 200°C de pré-aquecimento, a temperatura de início da transformação foi de 610°C .

Quanto maior a temperatura de pré-aquecimento empregada, maior foi a temperatura de início da transformação da austenita para ferrita. Mohammadi et al (2012) e Goodall et al (2012) aplicaram ciclos térmicos no aço API 5L-X80 com o objetivo de aumentar a sua tenacidade, tendo este último autor medido valores semelhantes para a temperatura de início da transformação da austenita para ferrita. Estes autores realizaram ciclos térmicos no API 5L-X80 com taxas de resfriamento similares as utilizadas neste trabalho.

Já os termopares do tipo K serviram para controlar a temperatura de pré-aquecimento e para garantir a homogeneidade da temperatura dos corpos de prova, sendo o seu uso muito importante pois garantiam uma homogeneidade térmica no segmento de duto no momento da soldagem.

3.6 Perfis de Dureza

Perfis de dureza Vickers com carga de 5 kg foram medidos e são mostrados nas Figuras 20 a 24, respectivamente para os pré-aquecimentos de -30 , 30 , 100 , 150 e 200°C . Com o aumento no pré-aquecimento dos corpos de prova, é notável a redução na dureza medida na solda e na ZAC. Os valores máximos de dureza medidos no metal de solda foram de 335, 329, 299, 272 e 266 HV5 respectivamente para os pré-aquecimentos de -30 , 30 , 100 , 150 e 200°C . Na soldagem realizada com 100 , 150 e 200°C de pré-aquecimento a dureza na ZAC foi inferior à do metal base. A menor dureza foi medida na segunda e terceira regiões da ZAC e a máxima foi medida no metal de solda em todos os casos. A dureza do metal base foi de 225 HV5 a qual não foi afetada pela temperatura de pré-aquecimento. A equação 4

(mostrada anteriormente) foi utilizada para calcular o máximo valor de dureza Vickers em que não há risco de TIH e o valor crítico é 300,5 HV, somente as soldagens realizadas com -30 e 30 °C de temperatura de pré-aquecimento, apresentaram valores maiores de dureza no metal de solda, mas não foi verificada nenhuma trinca.

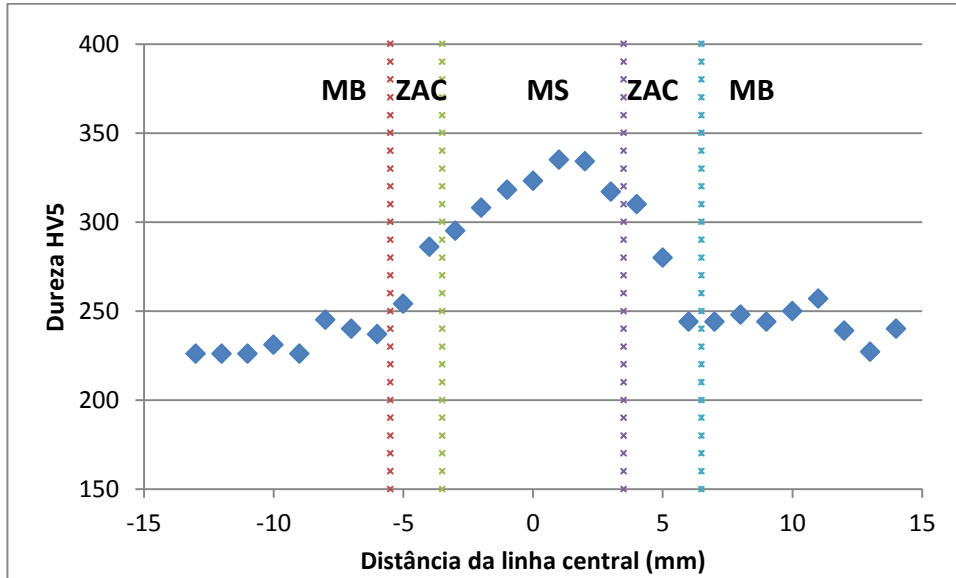


Figura 20 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com - 30°C de pré-aquecimento.

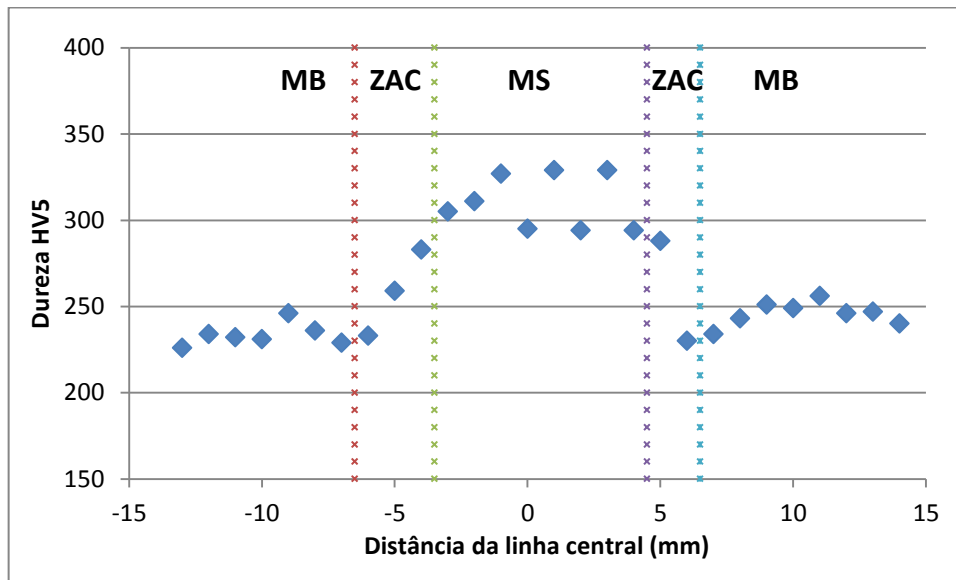


Figura 21 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 30°C de pré-aquecimento.

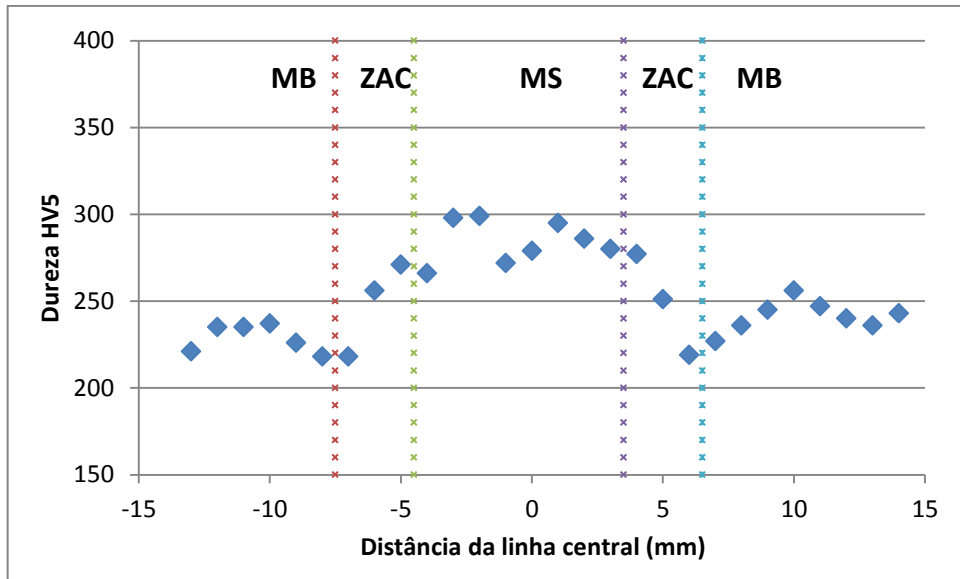


Figura 22 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 100°C de pré-aquecimento.

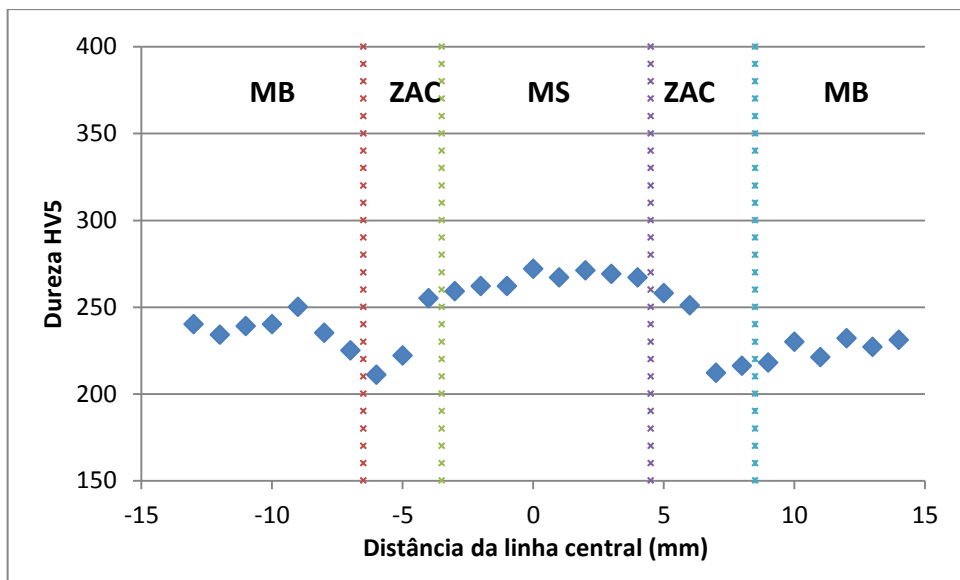


Figura 23 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 150°C de pré-aquecimento.

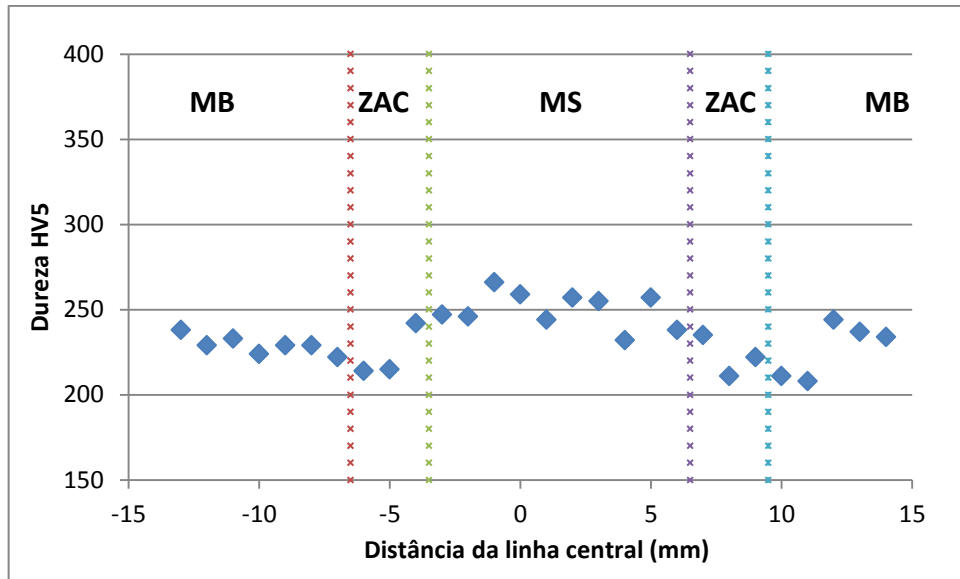


Figura 24 - Perfil de dureza do corpo de prova soldado com 200°C de pré-aquecimento.

3.7 Medições de Microdureza

Os resultados das medidas de microdureza são mostrados na Figura 25. Nesta figura são mostrados os valores médios máximos e mínimos de dureza medidos em cada região, para facilitar a visualização dos resultados.

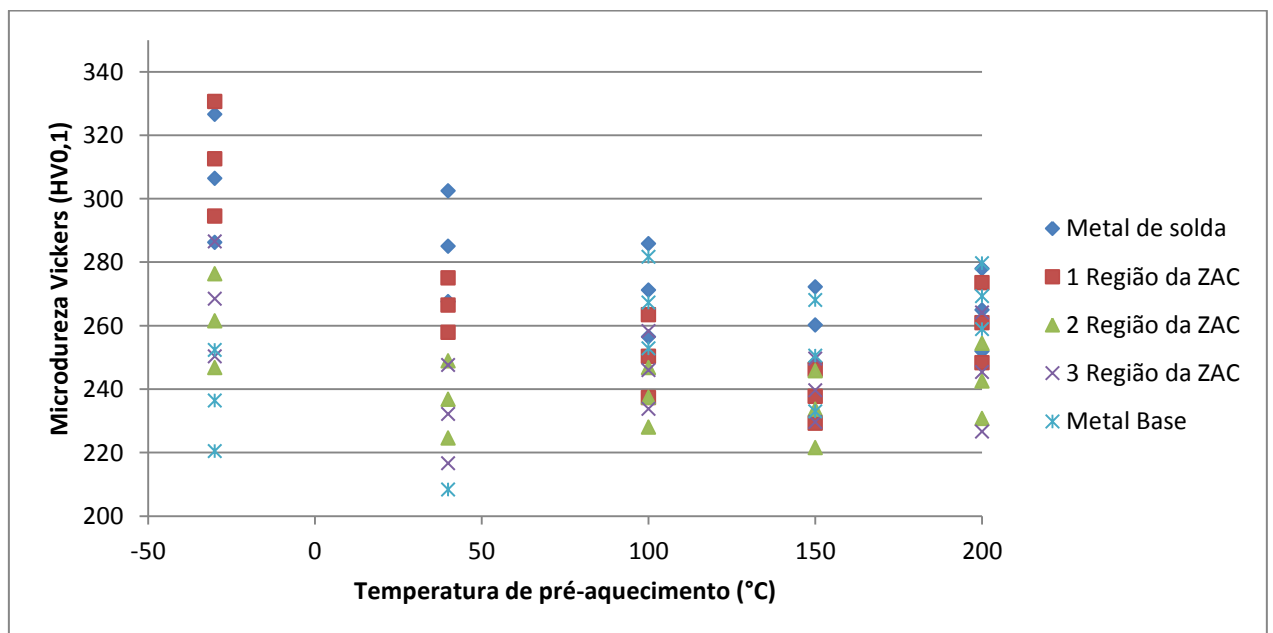


Figura 25 - Microdureza da solda e das três regiões da ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento.

O resultado da soldagem realizada a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ não foi o esperado, tendo a ZAC desta solda apresentado os menores valores de microdureza de todos os pré-aquecimentos estudados. As demais soldas tiveram o mesmo comportamento, sendo que a solda realizada com $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento foi a que teve o maior valor medido de microdureza e à medida que o pré-aquecimento ia aumentando, o valor medido de microdureza foi reduzindo. Este menor valor de dureza da solda realizada a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ foi provavelmente devido ao surgimento de bainita globular na 2ª e 3ª regiões da ZAC. Esta amostra ao ser analisada por microscopia de luz revelou uma microestrutura com bainita globular na 2ª e 3ª regiões da ZAC.

Para cada solda a 1ª região da ZAC foi a mais dura, e a 2ª região apresentou dureza intermediária entre a primeira e a terceira região da ZAC, nas soldas realizadas com 30, 100 e $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento. Nas soldagens realizadas com -30 e $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento, a dureza medida na segunda e terceira regiões ficaram muito próximas. A dureza medida no metal de solda sempre foi superior às medidas nas regiões da ZAC e metal base.

A maior dureza foi medida no metal de solda, pois a soldagem foi realizada com um arame de resistência mecânica superior à do metal base.

3.8 Medições do Tamanho de Grão

As medições do tamanho de grão foram executadas nas três regiões da ZAC, com o propósito de avaliar o crescimento e/ou o refino dos mesmos. Na Figura 26 está plotado o tamanho de grão ASTM em função da temperatura de pré-aquecimento para as três regiões da ZAC. Na Figura são plotados o valor médio, bem como o tamanho máximo e o tamanho mínimo medidos. O tamanho de grão do metal base é 15 ASTM.

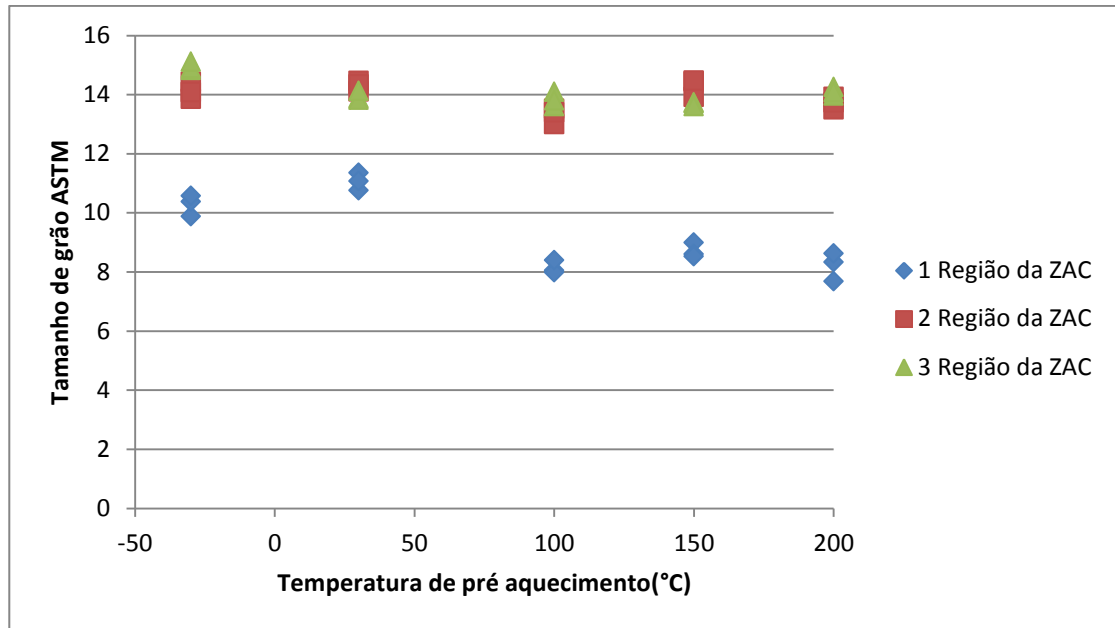


Figura 26 - Tamanho de grão ASTM para as três regiões da ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento.

É notável o crescimento de grão na primeira região da ZAC (região dos grãos grosseiros) em todos os pré-aquecimentos. Os tamanhos de grão da segunda e terceira regiões ficaram muito próximos do tamanho de grão do metal base. O tamanho de grão aumentou até os 100 °C de pré-aquecimento e após este valor de pré-aquecimento ocorreu uma redução de seu tamanho com a temperatura o que acarretou em maiores valores de microdureza medidos na segunda e terceira regiões da ZAC da solda realizada com 200°C de pré-aquecimento. O tamanho de grão foi medido pelo método do intercepto linear de Heyn de acordo com a norma ASTM E112-13.

3.9 Análise Microestrutural

A análise microestrutural revelou os seguintes microconstituintes na solda realizada com - 30 °C de pré-aquecimento: ferrita MAC, ferrita de widmanstätten e ferrita de contorno de grão no metal de solda. Ferrita e martensita na 1ª região da ZAC, ferrita e MA na 2ª região da ZAC e bainita globular e ferrita na 3ª região da ZAC. O metal base era composto de bainita inferior e ferrita acicular, conforme pode ser visto na Figura 23.

Segundo Tafteh (2011), a formação da bainita globular ocorre em baixas taxas de resfriamento em aços ao Mn ou Mo com baixo teor de carbono. A formação da bainita globular é resultante do cisalhamento da matriz e difusão do carbono (Smirnov et al, 2010). Uma melhor explicação foi dada por Kremnev et al (1997), a qual refere que a formação da

bainita globular ocorre na seguinte sequência: a austenita super resfriada experimenta uma flutuação na distribuição de carbono e como resultado algumas regiões ficam quase isentas de carbono e se tornam centros de nucleação de transformação adifusional de austenita para ferrita. Assim, a fase bainita aumenta em tamanho devido a novos centros de nucleação da ferrita e com avanço da expulsão de carbono na frente de transformação. A velocidade da redistribuição do carbono é elevada e uma fração de ferrita que se forma rapidamente e engloba a austenita não transformada a qual adquire a forma esférica, gerando ilhas de austenita. Com o prosseguimento do resfriamento e a contração no volume, ocorre um endurecimento por deformação das ilhas de austenita ricas em carbono que possuíam uma baixa resistência mecânica. Esta austenita, com um grande número de defeitos e rica em carbono, transforma-se em carbonetos de forma globular. A formação de bainita globular deve-se à concentração não uniforme de carbono na austenita, o que não pode ser evitado devido à elevada taxa de redistribuição do carbono (Kremnev et al, 1997). A microestrutura é definida como uma matriz ferrítica bainítica com ilhas de martensita austenita (MA). Esta microestrutura possui baixa dureza ~180HV e alta ductilidade. Ela é também responsável pela baixa dureza medida na segunda e na terceira região da ZAC da solda realizada com -30 °C de pré-aquecimento.

Microfotografias foram tomadas das soldas e das regiões da ZAC das soldagens de simples deposição de metal. Na Figura 27 aparecem as microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da soldagem realizada com -30°C de pré-aquecimento.

Nas figuras que se seguem as microestruturas foram indicadas com letras sendo B: bainita, BG: bainita globular, F: ferrita, FA: ferrita acicular, FACG: ferrita acicular de contorno de grão, FMAC: ferrita MAC, FW: ferrita de widmanstätten, MA: martensita austenita e M: martensita.

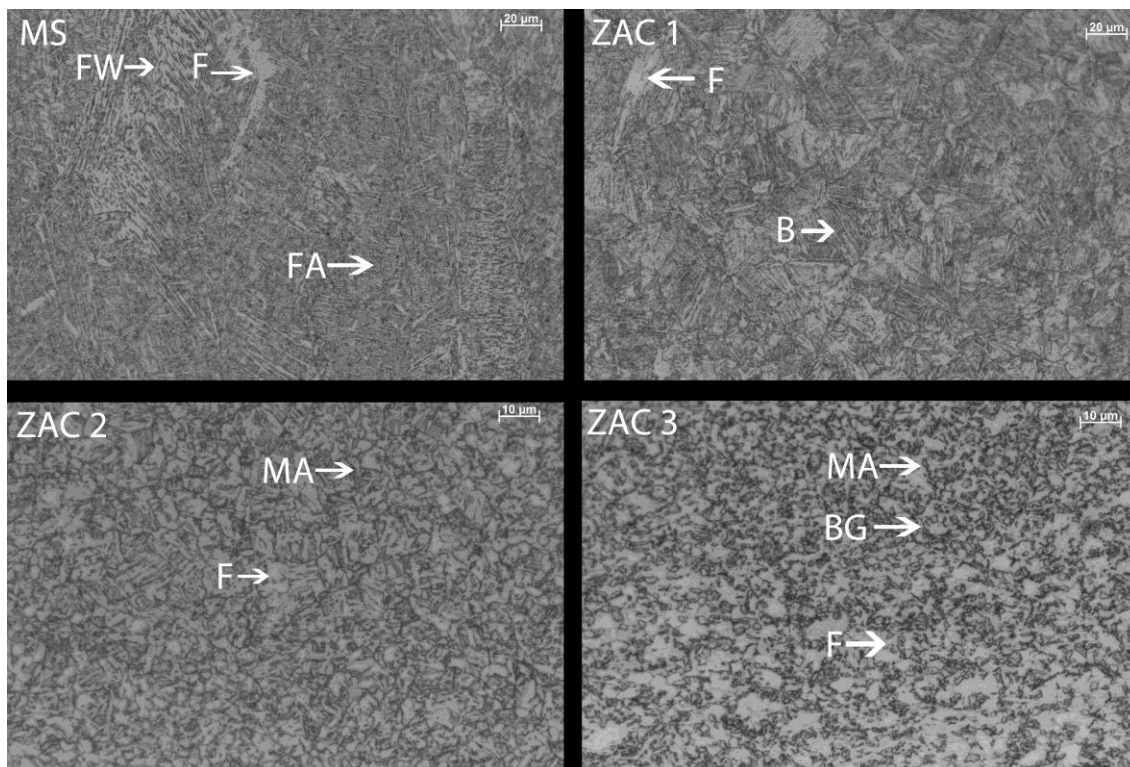


Figura 27 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com - 30°C de pré-aquecimento.

Na figura 28 é mostrada uma imagem do MEV de uma bainita globular, onde é visível a sua microestrutura circular com precipitados de MA ao seu redor.

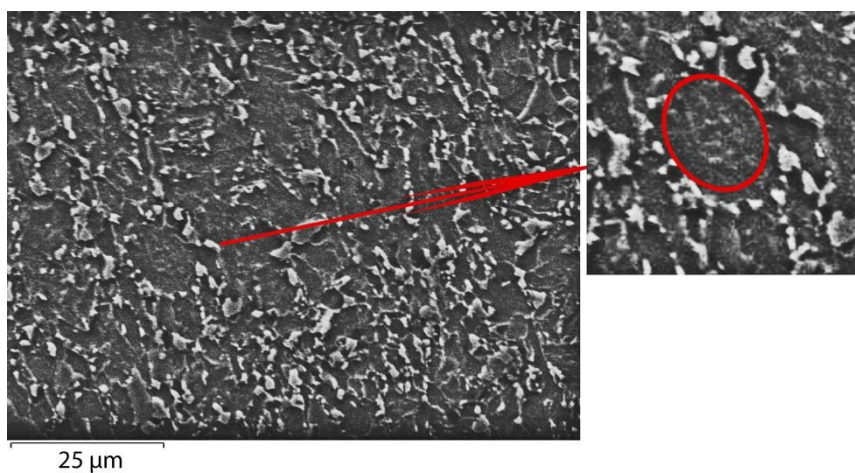


Figura 28 – Imagem do MEV de uma bainita globular.

Na soldagem realizada com 30°C de pré-aquecimento os seguintes microconstituintes foram encontrados no metal de solda: ferrita acicular, bainita, ferrita de widmanstätten e ferrita MAC. Na 1ª região da ZAC foram encontrados: os microconstituintes ferrita e bainita

superior, ferrita de contorno de grão, ferrita de widmanstätten e MA na 2ª região da ZAC, ferrita e MA na 3ª região da ZAC. Na Figura 29 são mostradas as microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da soldagem realizada a 30°C de pré-aquecimento.

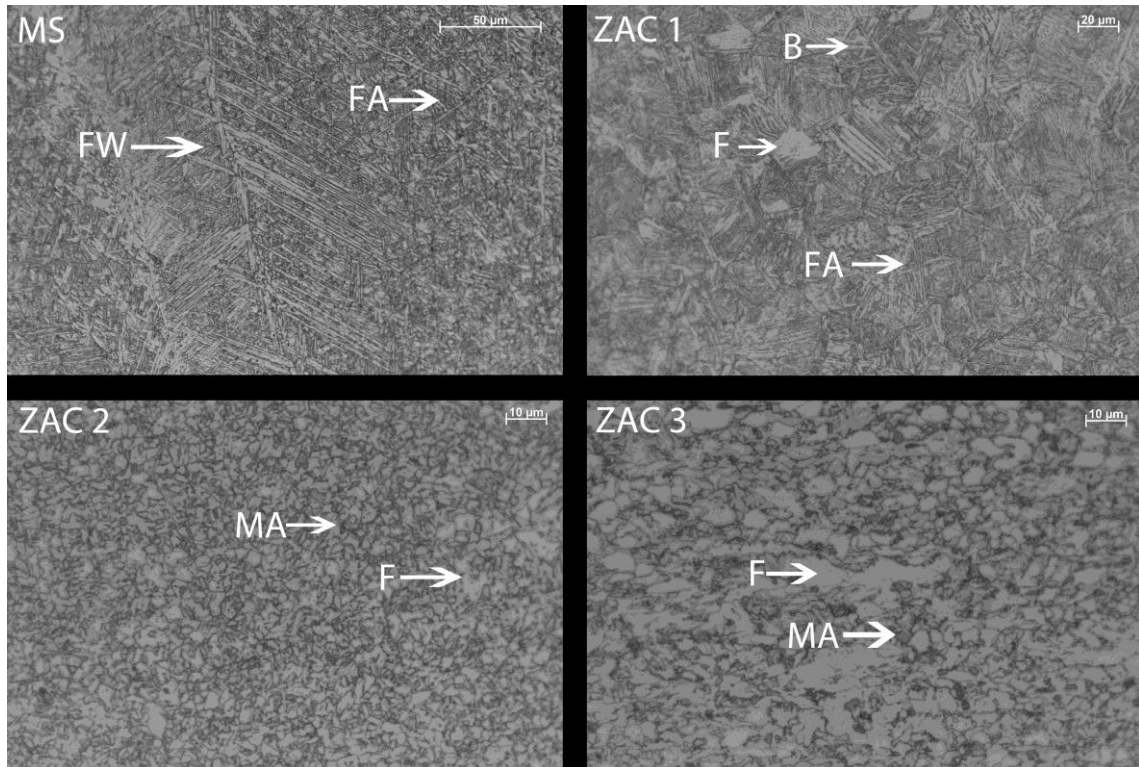


Figura 29 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 30°C de pré-aquecimento.

Na solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento as seguintes microestruturas foram encontradas no metal de solda: ferrita acicular e bainita. Na 1ª região da ZAC, as seguintes microestruturas: ferrita acicular, ferrita MAC e ferrita de widmanstätten. Na 2ª região da ZAC foram encontradas ferrita de contorno de grão e MA. E na 3ª região da ZAC bainita ferrita e MA. Na Figura 30 são mostradas as microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da soldagem realizada a 100 °C de pré-aquecimento.

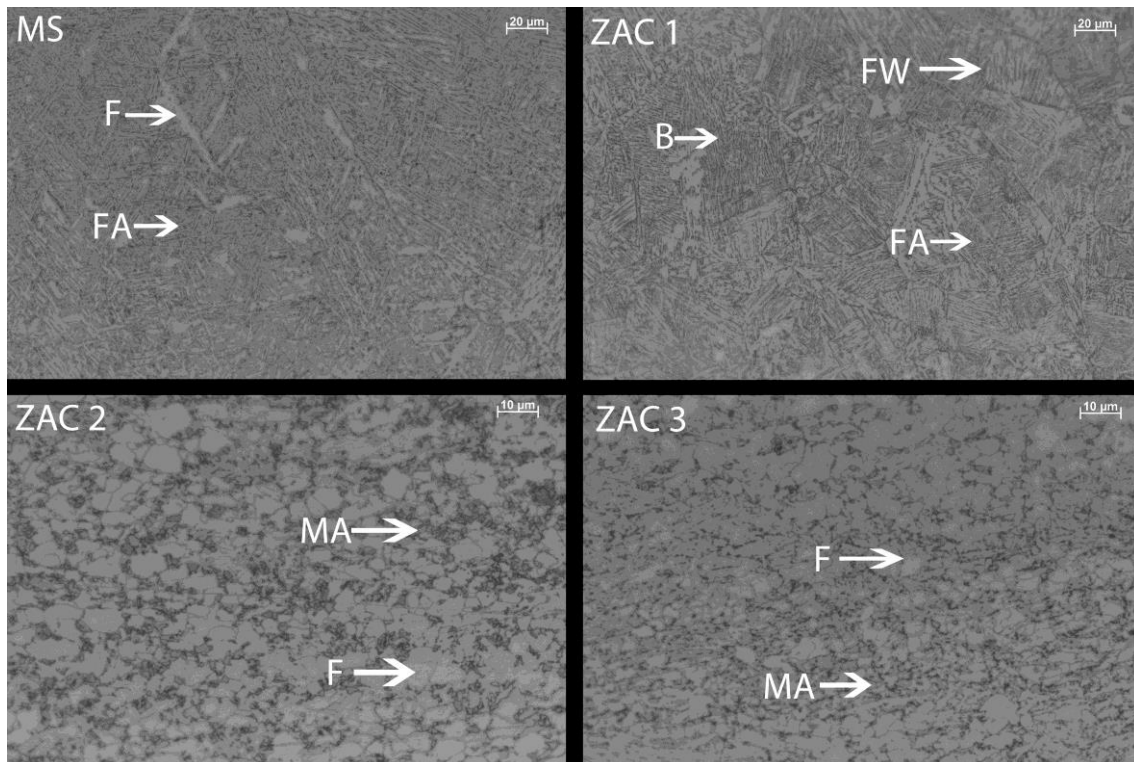


Figura 30 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento.

Na soldagem realizada com 150 °C de pré-aquecimento, os seguintes microconstituintes foram encontrados no metal de solda: ferrita acicular, ferrita e bainita. Na 1ª região da ZAC foram encontrados os seguintes microconstituintes: bainita e ferrita, na 2ª região da ZAC: ferrita de contorno de grão e MA, e na 3ª região da ZAC foram encontrados ferrita, bainita e MA. Na Figura 31 são mostradas as microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da soldagem realizada a 150 °C de pré-aquecimento.

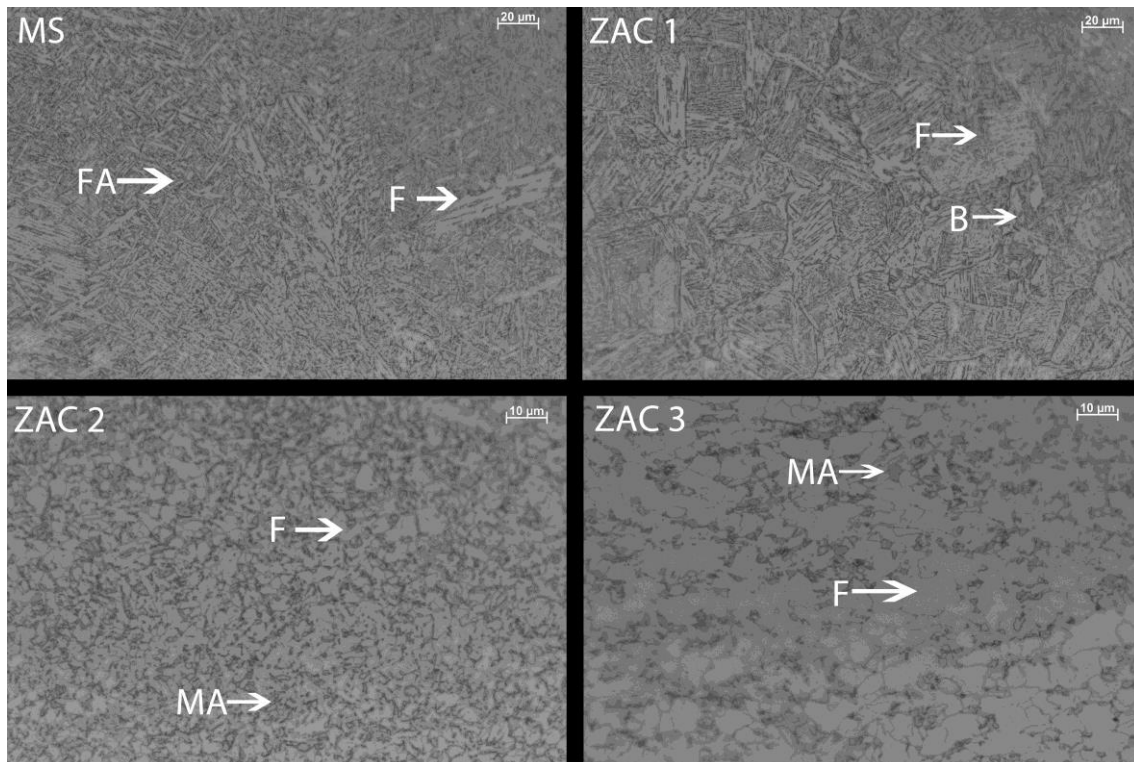


Figura 31 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 150 °C de pré-aquecimento.

Na soldagem realizada com 200 °C de pré-aquecimento os seguintes microconstituintes foram encontrados no metal de solda, ferrita acicular, ferrita e bainita. Na 1ª região da ZAC os seguintes microconstituintes foram encontrados: bainita e ferrita, na 2ª região da ZAC os microconstituintes ferrita, ferrita de contorno de grão e MA, e na 3ª região da ZAC foram encontrados os seguintes microconstituintes: ferrita bainita e MA. Na Figura 32 são mostradas as microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da soldagem realizada a 200 °C de pré-aquecimento.

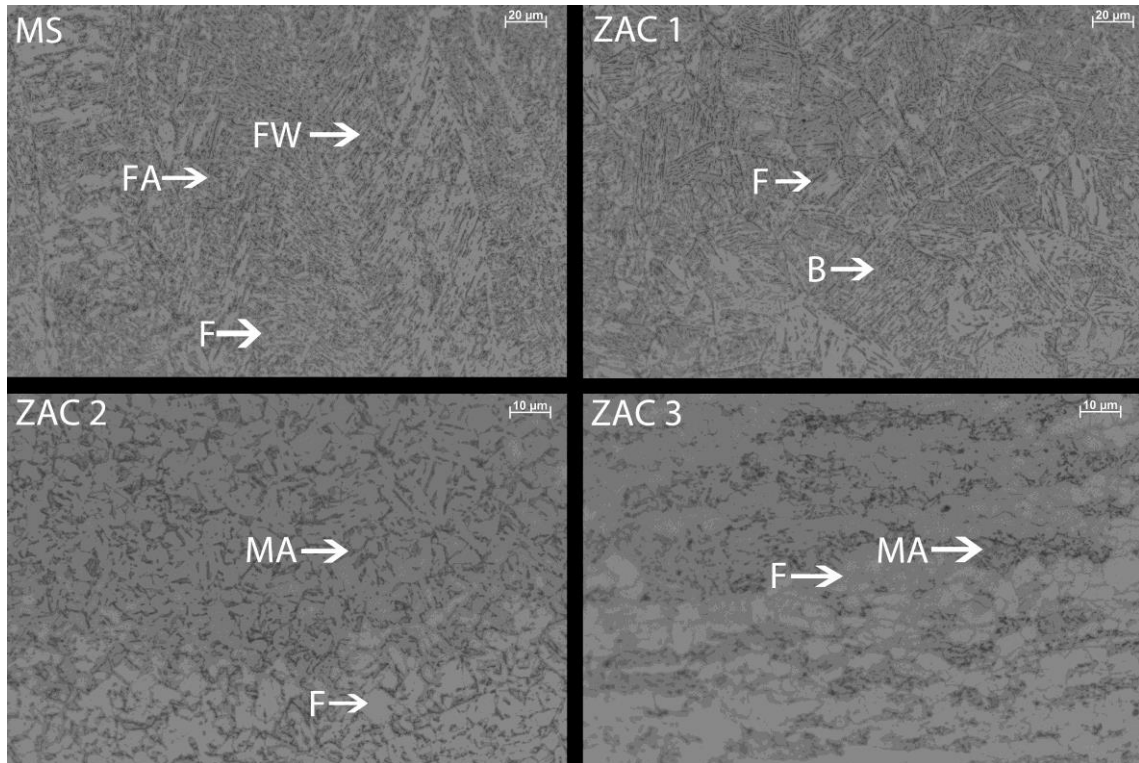


Figura 32 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC, da solda realizada com 200 °C de pré-aquecimento.

As soldagens de simples deposição de metal serviram para avaliar as alterações microestruturais que ocorrem na ZAC. Por ter sido realizado apenas um passe de soldagem, a análise da ZAC foi muito mais simples do que a análise de uma soldagem multipasses, pois não ocorreu a sobreposição de uma ZAC sobre a outra. A região dos grãos grosseiros apresentou um aumento no tamanho de grão com o aumento na temperatura de pré-aquecimento. A segunda e terceira regiões da ZAC tiveram a sua dureza reduzida com a redução da taxa de resfriamento. As três regiões da ZAC apresentaram significativas diferenças entre si: a primeira região apresentou grãos grosseiros, a segunda região grãos recristalizados e de pequeno tamanho e a terceira região apresentou grãos refinados com grande volume de martensita austenita (MA).

3.10 Imagens de MEV das Soldas de Simples Deposição de Metal Sobre Segmentos de Dutos

Na Figura 33 são mostradas as imagens de MEV das soldagens de simples deposição de metal. A temperatura mostrada no canto superior direito indica a temperatura de pré-aquecimento e MB imagem obtida do metal base. A seta na soldagem realizada com -30°C de pré-aquecimento indica uma inclusão na qual a ferrita acicular nucleou no metal de solda. Na soldagem realizada com 30°C de pré-aquecimento, a seta indica uma bainita na ZAC. A seta na soldagem realizada com 100°C de pré-aquecimento indica uma ferrita de widmanstätten na ZAC. Na soldagem realizada com 150°C de pré-aquecimento, a seta indica a transição do metal de solda, localizado na parte superior, e a 1ª região da ZAC, localizada na parte inferior. Na soldagem realizada com 200°C de pré-aquecimento, a seta indica partículas de segunda fase, provavelmente partículas de MA, no contorno de grão. No metal base a seta indica pequenos precipitados de MA nos contornos de grão, as inclusões são pequenas e em pequena proporção.

Na figura B: bainita, F: ferrita, FA: ferrita acicular, FW: ferrita de widmanstätten, IN: inclusão, MA; martensita-austenita e MS/ZAC interface entre o metal de solda e a ZAC.

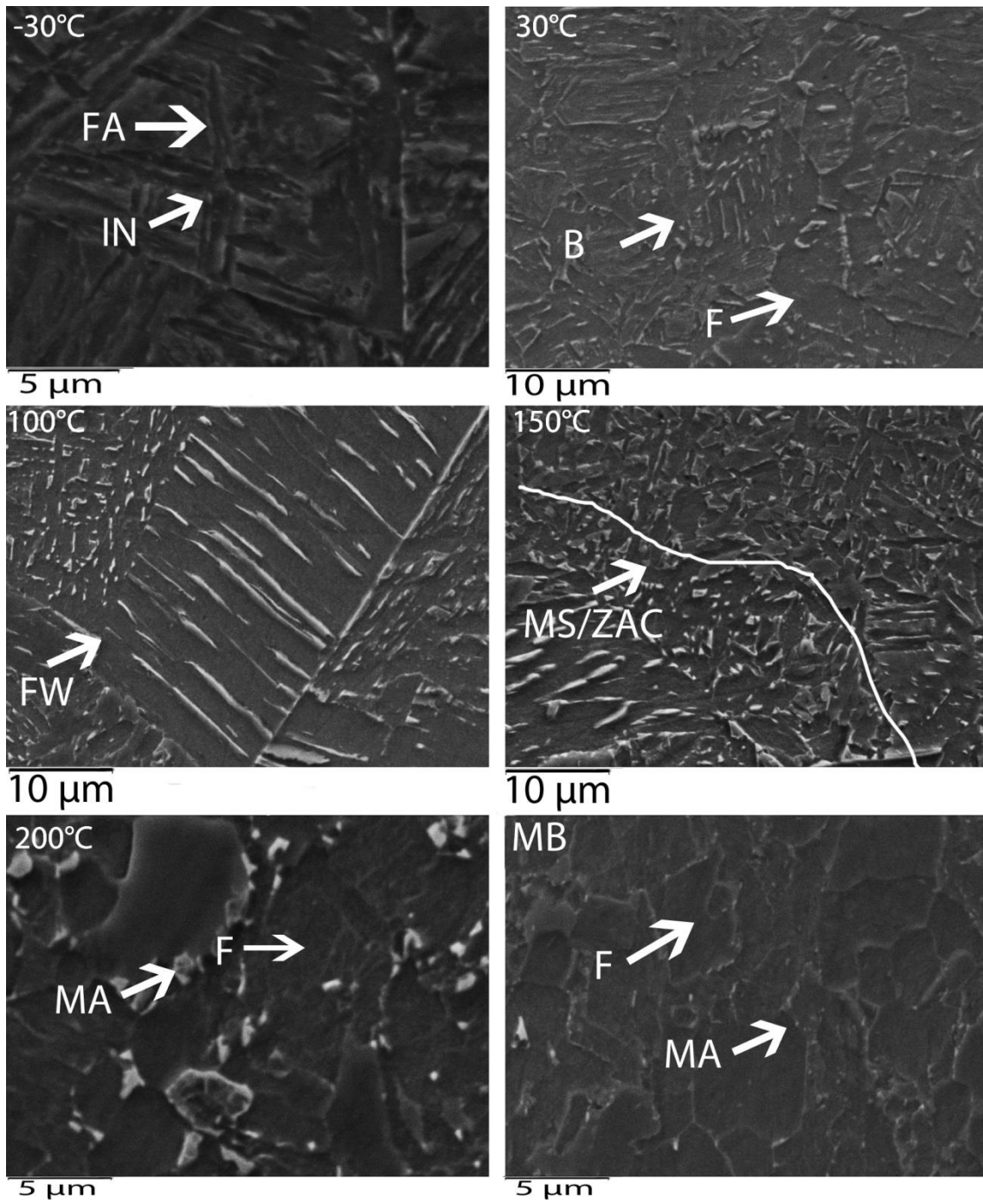


Figura 33 - Imagens de MEV das soldagens de simples deposição de metal.

4 Resultados das Juntas Soldadas com o Arame Maciço AWS ER80S-G

4.1 Objetivos

Os objetivos das soldagens dos chanfros duplo-V com nariz foram:

Analisar o efeito de diversas taxas de resfriamento sobre as microestruturas e propriedades mecânicas do aço API 5L-X80.

Adquirir os ciclos térmicos e correlacionar com as mudanças microestruturais, utilizando termopares do tipo S e do tipo K.

Avaliar as microestruturas e propriedades mecânicas da junta soldada, quando se utiliza um arame maciço.

4.2 Introdução

A segunda parte desta dissertação consistiu na soldagem de chanfros duplo V com nariz, utilizando arame maciço, tendo como objetivo um estudo mais prático da soldagem do aço API 5L-X80, a seguir serão apresentados os resultados destas soldagens.

Foi estudado o efeito da taxa de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de uma junta de aço API 5L-X80. Para tanto, cinco chanfros duplo V com nariz e abertura de raiz foram soldados com as temperaturas de pré-aquecimento de -30, 40, 100, 150 e 200°C. Em todas as soldagens a temperatura interpasse foi igual a temperatura de pré-aquecimento, garantindo cinco soldagens com distintas taxas de resfriamento. Foi usado o arame maciço AWS ER80S-G na condição de *matching*, ou seja, onde a resistência mecânica do arame é igual à resistência mecânica do metal base. O metal base foi um segmento de duto de petróleo API 5L-X80, tendo sido a soldagem realizada com o uso do robô Yaskawa Motoman, equipado com uma tocha Abicor Binzel. As juntas, após a soldagem, foram seccionadas em três partes e da porção central foram retirados os corpos de prova de tração, corpos de prova de dobramento e uma seção para análise de perfis de dureza, microdureza, análise macrográfica e micrográfica. Das porções laterais foram retirados os corpos de prova Charpy-V.

Os resultados dos chanfros soldados com o arame maciço AWS ER80S-G são apresentados primeiramente por tipo de ensaio, sendo inicialmente mostradas as

macrofotografias (Figura 34). Estas macrofotografias foram obtidas na metade do comprimento dos cordões de solda, em posição plana de soldagem, na mesma região em que termopares do tipo S foram arpoados. Nesta mesma posição estavam os termopares do tipo K que controlavam o pré-aquecimento, a temperatura interpasse da peça e os ciclos térmicos de soldagem.

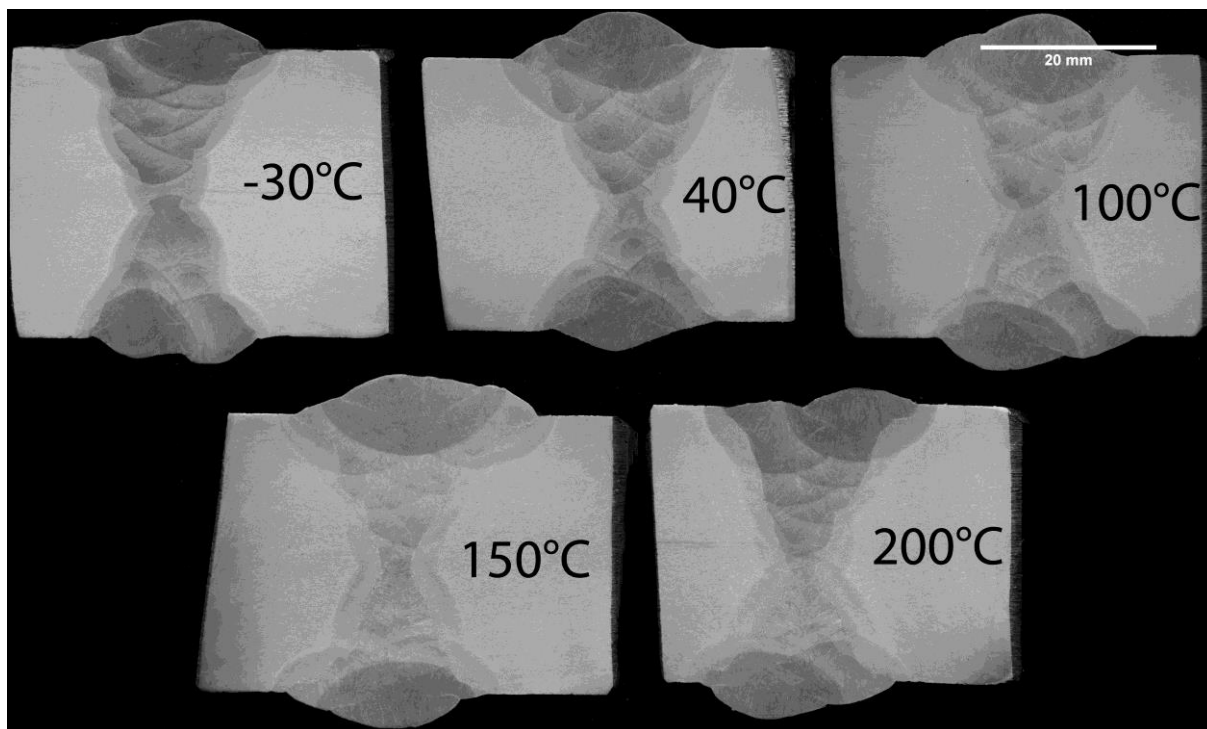


Figura 34 - Macrofotografias das juntas soldadas.

Nas macrofotografias, foi realizada uma busca por defeitos, especialmente falta de fusão, porosidade, inclusão de escória, trincas, mordeduras, dentre outros, não sendo encontrado nenhum deles nas juntas que pudessem desqualificar a junta soldada. O método de análise dos defeitos foi visual em cortes realizados nas juntas soldadas. Em raras amostras foram encontradas pequenas inclusões de escória.

A Tabela 8 mostra a relação entre a temperatura de pré-aquecimento, que foi igual a temperatura de interpasse, a área da ZAC, diluição e altura dos reforços para os chanfros deste estudo. Cada chanfro foi analisado em duas seções distintas para garantir a repetibilidade da medida, sendo mostrada a média dos dois resultados juntamente com a sua variação nesta tabela.

Tabela 8: Relação entre a temperatura de pré-aquecimento e a geometria da junta soldada.

Temperatura de pré-aquecimento (°C)	Diluição (%)	Altura do reforço superior (mm)	Altura do reforço inferior (mm)	Área da ZAC (mm ²)
-30	22,9±0,3	3,4±0,3	2,8±0,2	131,4±1,3
40	28,9±0,3	5±0,2	3±0,1	153,2±6,4
100	25,3±0,7	4,8±0,1	3,8±0,1	171,6±3,5
150	24,3±2,1	4,6±0,1	4,3±0,3	205,4±6,6
200	24,6±1,8	2,3±0,2	3,8±0,1	208,1±7,1

A norma API 1104 (2005) determina que a altura máxima dos reforços externos e internos do duto não deve ser superior a 3 mm para o reforço externo e 2 mm de para o reforço interno para a soldagem de tubulações. Como a altura do reforço é um critério de aceitação, somente na soldagem realizada com 200 °C de pré-aquecimento deste trabalho é que foi medido um reforço externo inferior a 3 mm. Nas demais soldagens, o reforço externo foi superior a 3 mm, e o reforço interno em todas as soldas foi superior a 2 mm. Este reforço excessivo foi gerado pela ideia de realizar todas as soldagens com a mesma energia, sendo que todos os passes de enchimento foram realizados com os mesmos parâmetros. O maior reforço (de 5,2 mm) foi medido na soldagem realizada com 40°C de pré-aquecimento. Para reduzir o reforço e deixá-lo dentro da norma, os últimos passes de enchimento de cada lado da junta deveriam ser dados com uma menor energia.

4.3 Ciclos Térmicos e Taxas de Resfriamento

Para a medição da taxa de resfriamento do metal de solda com precisão, dois termopares do tipo S, platina/platina 10% de ródio com 0,3 mm de diâmetro foram arpoados na porção final da poça de fusão, durante a realização de cada passe de solda. Não foi possível adquirir o tempo de resfriamento de todos os passes devido a problemas com os termopares. Os fios dos termopares do tipo S eram muito finos e podiam ser cortados pelo arco elétrico, resultando perda do sinal. Ou então poderia ocorrer um arpoamento insatisfatório onde não aconteceria a penetração dos dois fios do termopar e o sinal medido era inferior ao real, inutilizando a medida.

A equação 3 (mostrada anteriormente) foi utilizada para calcular o mínimo tempo de resfriamento que minimizaria o risco de TIH, para o aço deste estudo o tempo era de 3,33

segundos, com exceção dos passes de raiz todos os demais tempos de resfriamento foram superiores a este tempo mínimo calculado.

É importante mencionar que existem diversos fatores que afetam este $\Delta t_{8/5}$, entre eles: o modo de extração do calor se altera de bidimensional no passe de raiz para tridimensional nos passes de cobertura; as diferentes energias de soldagem; os distintos pré-aquecimentos; aqui serão considerados os efeitos dos dois últimos fatores, pois as geometrias dos cordões de solda são similares nas juntas produzidas.

Pela análise do $\Delta t_{8/5}$ (tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C) foi verificado que, apesar de haver um tempo de resfriamento entre um passe e outro e a temperatura medida na borda do chanfro superior e inferior ser a mesma antes de cada passe de soldagem, nos pré-aquecimentos de 40 e 100 °C foi verificado (pelo aumento do $\Delta t_{8/5}$, nos passes de enchimento) que a temperatura na região da solda não havia chegado ao valor da temperatura de pré-aquecimento. Nas temperaturas de -30, 150 e 200 °C, o valor foi praticamente constante.

O $\Delta t_{8/5}$ dos passes de enchimento deveria ser o mesmo para todos os passes da mesma junta soldada, pois foram utilizados os mesmos parâmetros de soldagem e a temperatura de interpasse foi igual para todos os passes.

Na Figura 35 está plotado o $\Delta t_{8/5}$ em função da temperatura de pré-aquecimento. O primeiro passe, em todas as amostras, foi realizado com 1,1 kJ/mm, resultando em um menor $\Delta t_{8/5}$ dentre os passes; já o passe de raiz inferior foi realizado com 1,8 kJ/mm, resultando no maior $\Delta t_{8/5}$ dentre os passes. Os demais passes foram realizados com 1,3 kJ/mm, e com a temperatura interpasse igual ao de pré-aquecimento, era esperado que apresentassem o mesmo $\Delta t_{8/5}$, porém isto não foi verificado na prática.

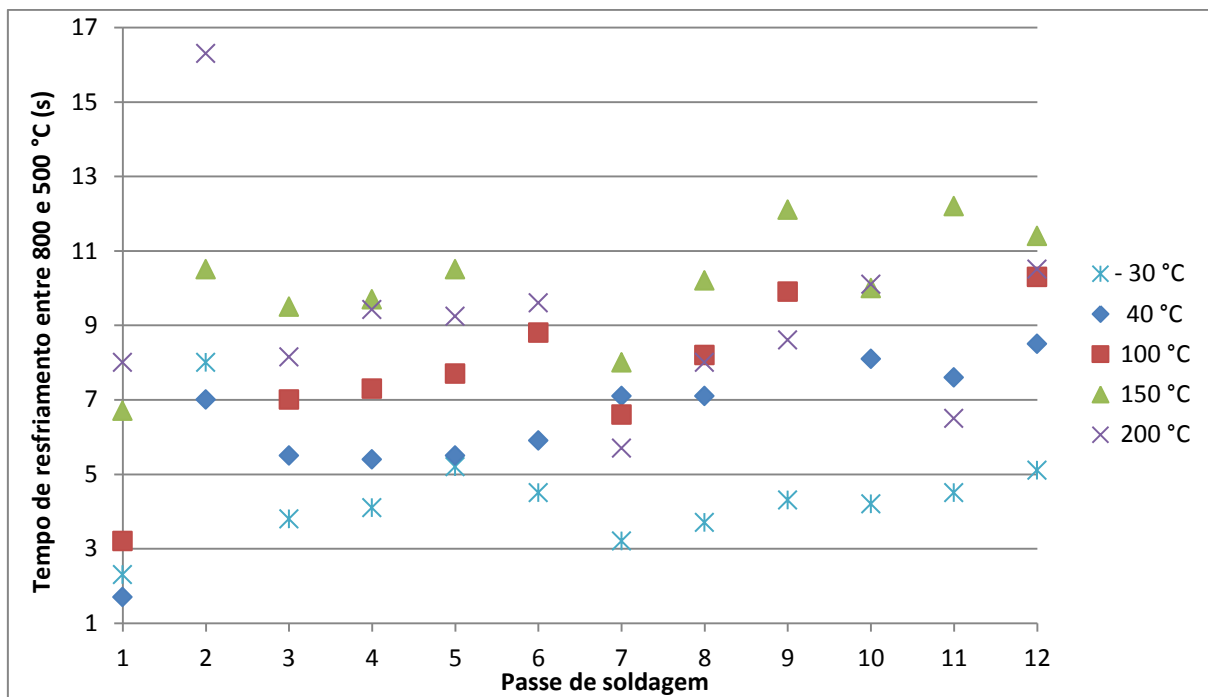


Figura 35 - $\Delta t_{8/5}$ dos diversos passes de solda em função da temperatura de pré-aquecimento.

No passe sete de cada solda, exceto o passe da solda realizada com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de 40 °C, foi verificada uma queda no $\Delta t_{8/5}$, pois o sétimo passe foi o primeiro passe de enchimento do chanfro superior. E como a temperatura era controlada nas superfícies do duto, e os passes de solda estavam sendo executados no lado oposto da junta, não ocorreu o acúmulo de energia na região deste passe, fato verificado nos demais, que sempre foram realizados sobre um passe anterior.

Nas soldas realizadas com pré-aquecimentos e temperaturas de interpasse de -30, 40, 100, 150 e 200 °C foi verificado um pequeno aumento no tempo de resfriamento. O $\Delta t_{8/5}$ das soldas realizadas com as temperaturas de pré-aquecimento e temperatura de interpasse de 150 e 200 °C, entre um passe e outro foi necessário realizar um aquecimento com chama para evitar que a junta resfriasse demais durante a reprogramação do robô e limpeza do chanfro. Já nas soldas realizadas com 40 e 100 °C, a temperatura de interpasse era obtida por resfriamento ao ar. Na temperatura de pré-aquecimento de -30 °C foi necessário realizar um resfriamento com nitrogênio líquido entre cada passe para resfriar o conjunto após o aquecimento provocado pelo cordão de solda. O nitrogênio líquido somente era utilizado para resfriamento 10 minutos após a realização do passe de soldagem.

A medida da temperatura na superfície da junta demonstrou ser um método impreciso, dado que a temperatura dentro do chanfro nas posições, onde o próximo cordão de solda seria realizado, sempre estava superior à temperatura das superfícies do duto. Também não houve

tempo suficiente para a homogeneização da temperatura na junta. Na soldagem realizada com 40 °C, o resfriamento entre um passe e outro era ao ar, com intervalo de cerca duas horas entre cada passe. Mesmo com todo este tempo entre um passe e outro, a temperatura junto aos cordões sempre foi superior à temperatura medida na superfície do duto, fato marcado pelo aumento no $\Delta t_{8/5}$.

Nas curvas de resfriamento dos termopares do tipo S, foi possível verificar uma mudança na taxa de resfriamento, onde a mesma reduzia e depois aumentava. Esta mudança na taxa de resfriamento foi provavelmente devido à nucleação da ferrita no metal de solda. Yang et al (1999) estudou o efeito de diversas taxas de resfriamento sobre o metal de solda e construiu diagramas CCT para o metal de solda. Para obter a taxa de resfriamento, ele utilizou a técnica de arpoar um termopar do tipo S na poça de fusão, a mesma utilizada neste estudo. Com relação aos parâmetros aqui usados, pode ser feita uma comparação com a solda de menor energia de soldagem de Yang, na qual ele encontrou ferrita e pequenas quantidades de bainita nos contornos de grãos austeníticos prévios.

Gorni et al (2004) aplicou diversas taxas de resfriamento em aços de alta resistência e baixa liga e determinou que a temperatura de início da formação da ferrita dependia da taxa de resfriamento. Maiores taxas de resfriamento levaram a menores temperaturas de início da transformação da austenita em ferrita. Mohammadi et al (2012), Goodall et al (2012) aplicaram diversas taxas de resfriamento a um API 5L-X80 e também determinaram que quanto maior for a taxa de resfriamento do aço, menor será a temperatura de início da transformação da austenita em ferrita.

A medição da temperatura de início da transformação foi realizada primeiramente no gráfico do termopar do tipo S, na metade da inflexão da mudança da taxa de resfriamento. Após, para uma melhor precisão, foi realizada a derivada segunda da temperatura em relação ao tempo, permitindo medir a temperatura de início da nucleação. A medição da temperatura de fim de reação não foi possível de ser realizada pela impossibilidade de realizar as medidas da temperatura com precisão, na faixa em que a transformação se completava. A taxa de resfriamento também já estava reduzida em razão da temperatura do metal de solda estar já próxima à temperatura de pré-aquecimento, sendo igualmente verificado, em algumas amostras, um alto ruído no sinal obtido. Na Figura 36 são mostradas as temperaturas de início da transformação medidas com o uso dos termopares do tipo S.

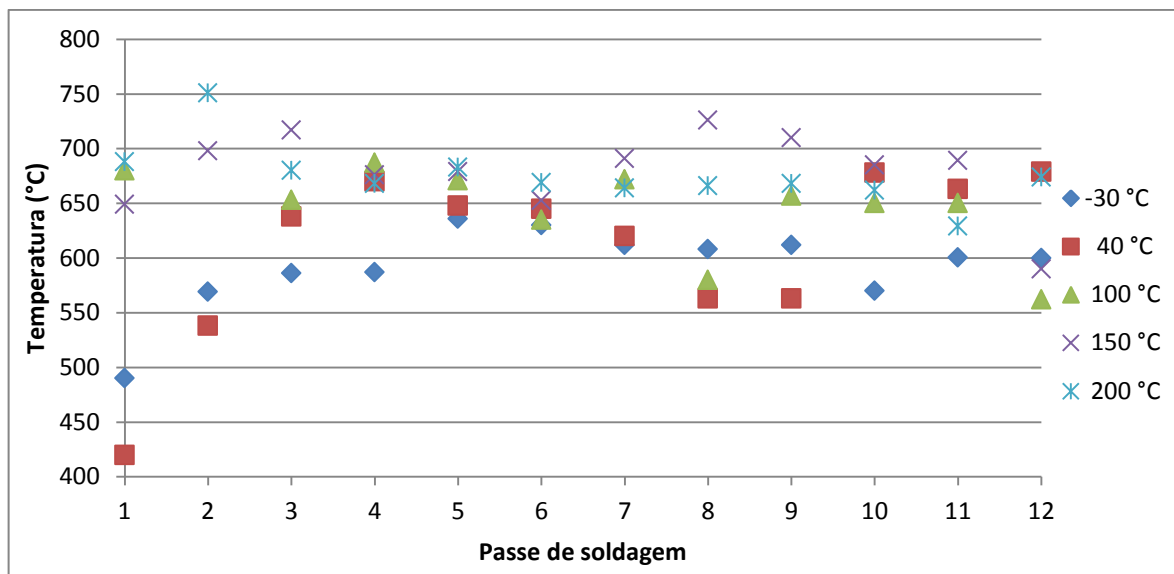


Figura 36 – Temperatura de início da transformação da austenita para ferrita em função do passe de soldagem e da temperatura de pré-aquecimento e de interpasse.

Foi verificada uma tendência de aumento da temperatura de início da transformação com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. No pré-aquecimento do duto com 200 °C, ocorreu uma queda na temperatura de início de transformação, a qual pode estar relacionada com o fato de o $\Delta t_{8/5}$ dos passes de enchimento desta solda terem sido inferiores aos medidos nas soldas realizadas com 150 °C de pré-aquecimento. Na soldagem realizada com 40 °C de pré-aquecimento, é marcante um aumento na temperatura de início da transformação para os três últimos passes, provavelmente devido ao acúmulo de energia na região em que estes passes foram dados. As maiores diferenças nas temperaturas de início de transformação podem ser vistas no passe de raiz e no passe de raiz inferior, ficando os resultados muito próximos nos últimos passes de enchimento do chanfro inferior.

Quanto menor a temperatura de início da transformação da austenita para a ferrita, mais refinada e dura fica a nova fase (Yang et al, 2002). Nas Figuras 37 a 41 são mostrados os gráficos dos termopares do tipo S que foram arpoados na poça de fusão, o que permite comparar as taxas de resfriamento dos diversos passes de solda. Nestes gráficos também é possível verificar a mudança na taxa de resfriamento, o que indica o início da transformação da austenita em ferrita.

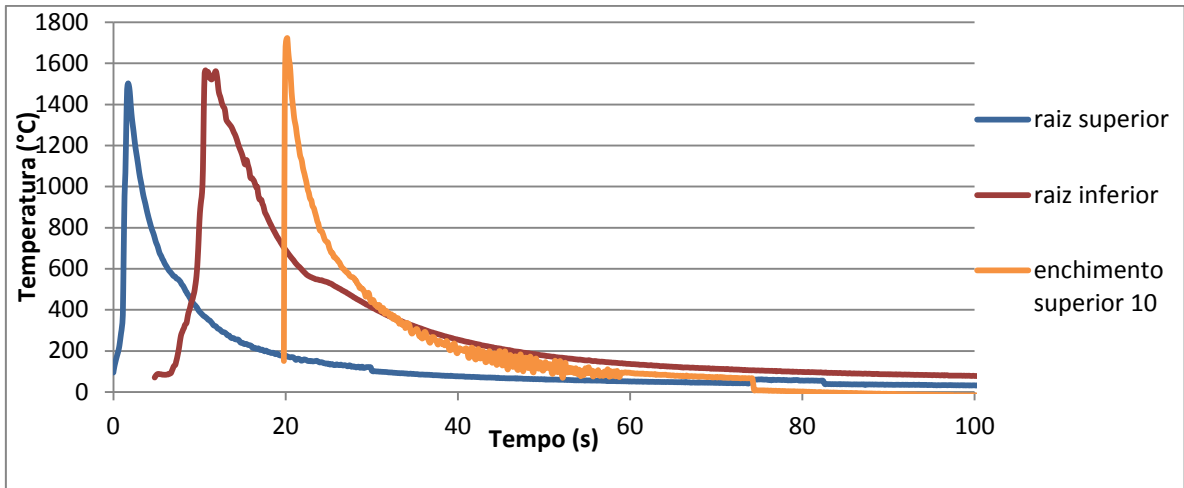


Figura 37 – Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com -30°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.

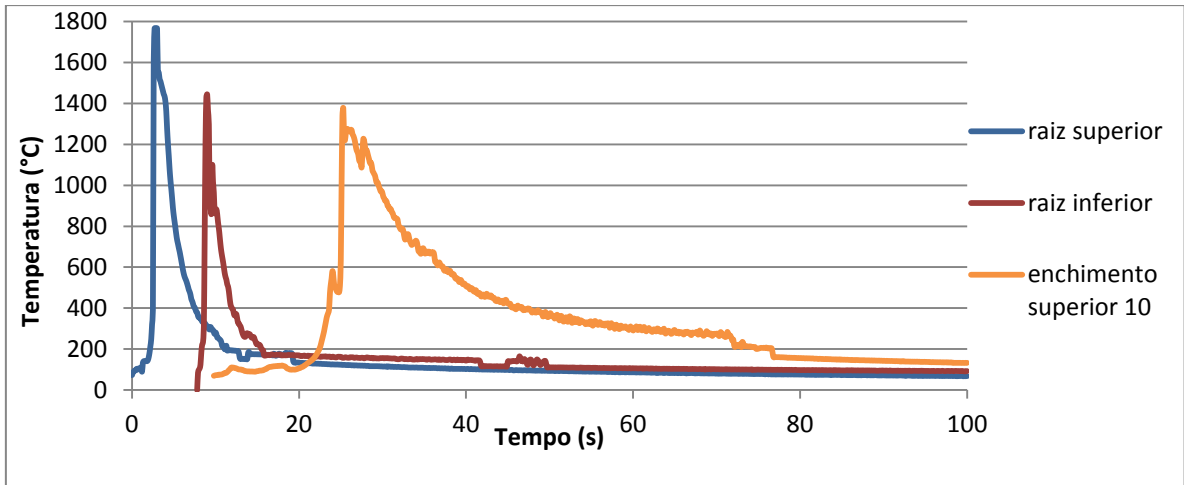


Figura 38– Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 40°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.

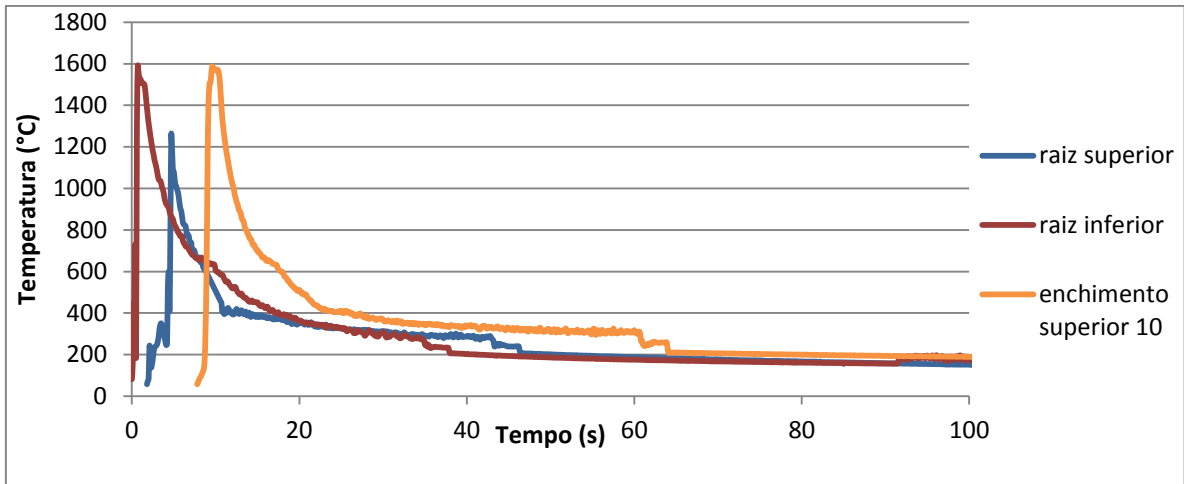


Figura 39– Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 100°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.

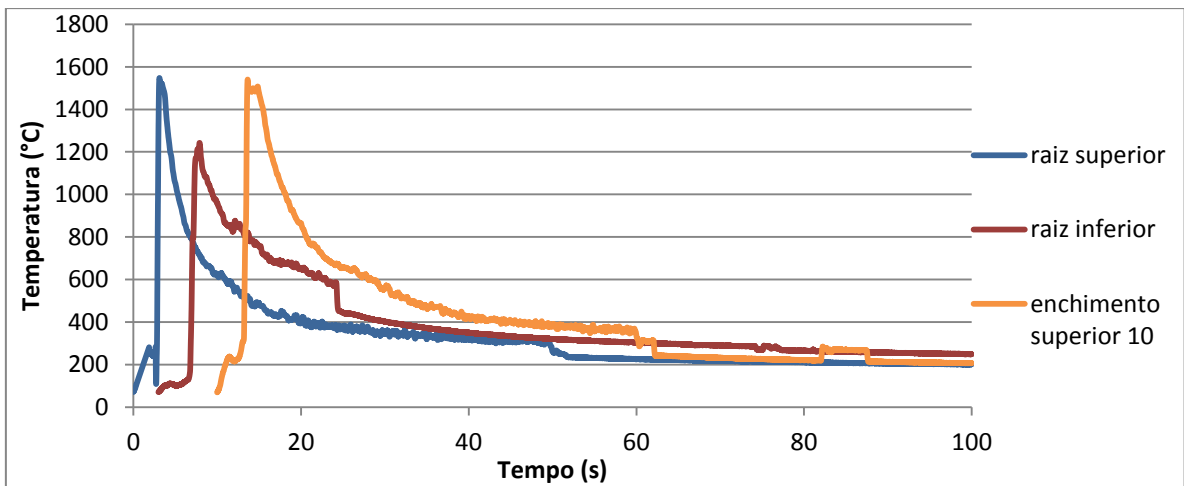


Figura 40– Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 150°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.

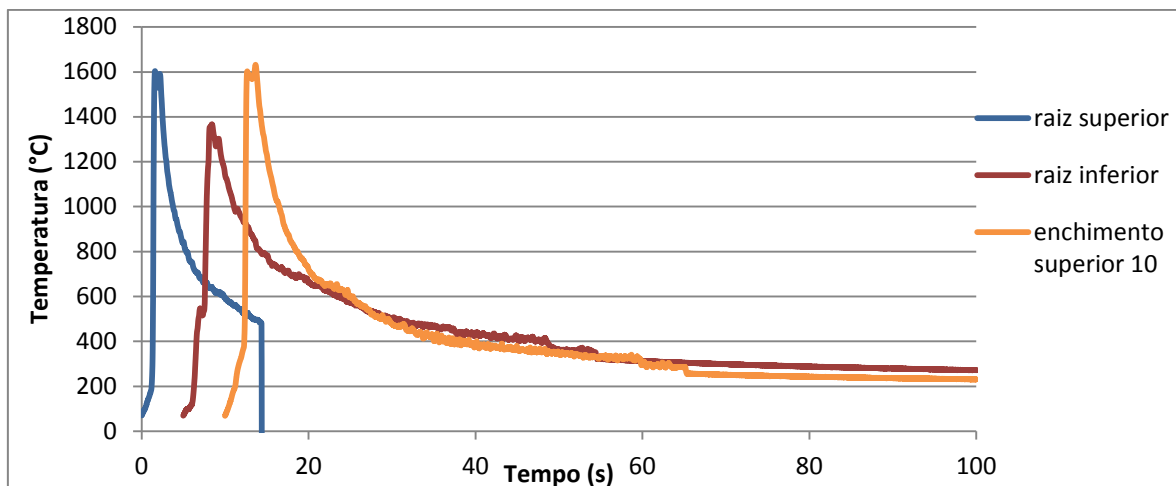


Figura 41 – Gráficos dos termopares do tipo S, arpoados no chanfro soldado com 200°C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.

A área da ZAC aumentou à medida que a temperatura de pré-aquecimento era aumentada. Uma maior temperatura de pré-aquecimento e temperatura de interpasse reduziu os gradientes térmicos, diminuindo a taxa de extração de calor, aumentando a área aquecida acima da temperatura subcrítica, e juntamente com o período acima desta temperatura, favorecia o crescimento de grãos.

Nos termopares do tipo K que ultrapassaram a temperatura de 800 °C, o $\Delta t_{8/5}$ foi medido e seu valor comparado com o valor medido pelos termopares do tipo S (que foram arpoados), sendo que os valores medidos foram muito próximos. Não foi possível verificar nos termopares do tipo K o início da transformação da austenita em ferrita. O tempo para austenitização do metal base foi muito curto, não levando a uma microestrutura totalmente austenítica, mas gerando apenas uma pequena mudança na taxa de resfriamento. As regiões da ZAC foram muito pequenas não sendo geradas ZAC com mais de 4 mm de espessura, e com um grande gradiente térmico entre elas, o que dificultou a medição precisa de temperaturas de transformação. A maior bitola dos fios dos termopares do tipo K também dificultou a medição, pois a inércia térmica era muito superior a dos termopares do tipo S.

4.4 Resultados de Dureza Vickers

Foram realizados em cada amostra cinco perfis de dureza Vickers com carga de 5 kg e espaçamento de 1 milímetro entre cada medição. Na Figura 42, a seguir, estão as cinco amostras com os cinco perfis de dureza, a título de ilustração.

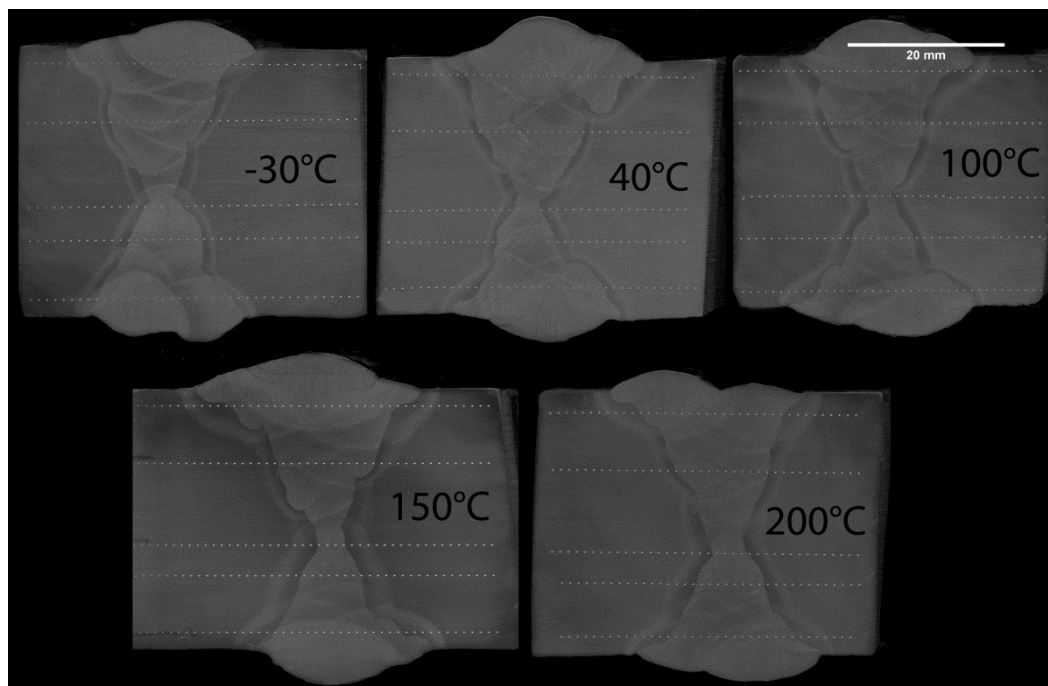


Figura 42 - Macrofotografias mostrando os cinco perfis de dureza Vickers com 5 Kg de carga executados nos cinco chanfros.

A maior dureza em todas as amostras foi medida no metal de solda, tanto na seção superior quanto na seção inferior do chanfro. As durezas medidas nas porções centrais das amostras foram inferiores às máximas encontradas próximas das superfícies. As impressões de dureza Vickers foram realizadas com o mesmo espaçamento entre elas e os perfis de dureza foram medidos com as mesmas distâncias, a partir da superfície. O primeiro perfil foi realizado próximo à superfície da amostra, o segundo no meio do chanfro superior, o terceiro sobre os passes de raiz e raiz inferior, o quarto foi executado no meio do chanfro inferior e o último próximo à superfície inferior do duto. As distâncias que os perfis foram medidos da superfície foram 2, 9, 18, 22 e 30 mm.

Elevados valores de dureza estão geralmente associados a fases frágeis, não sendo desejáveis nas soldas e tampouco picos de dureza. A equação 4 (mostrada anteriormente) foi utilizada para calcular o máximo valor de dureza Vickers em que não há risco de TIH e o valor crítico é 300,5 HV, somente a soldagem realizada com -30 °C de temperatura de pré-aquecimento e de interpasso, apresentou valores maiores de dureza no metal de solda, mas não foi verificada nenhuma trinca.

Nos perfis de dureza dos aços estudados, a dureza apresentou uma transição contínua desde o metal base inalterado, através da ZAC, até o máximo de dureza no metal de solda. A dureza do metal base era de 220 HV5 e não sofreu alteração pelo pré-aquecimento, conforme

pode ser visto nas Figuras 43 a 47, para os pré-aquecimentos de -30, 40, 100, 150 e 200 °C, respectivamente. As distâncias mostradas nas escalas dos gráficos das Figuras 39 a 43 se referem à distância a partir da superfície superior do duto. No apêndice A estão as tabelas com os resultados de dureza Vickers, nelas estão claramente identificados os valores medidos no metal base, nas 3 regiões da ZAC e no metal de solda.

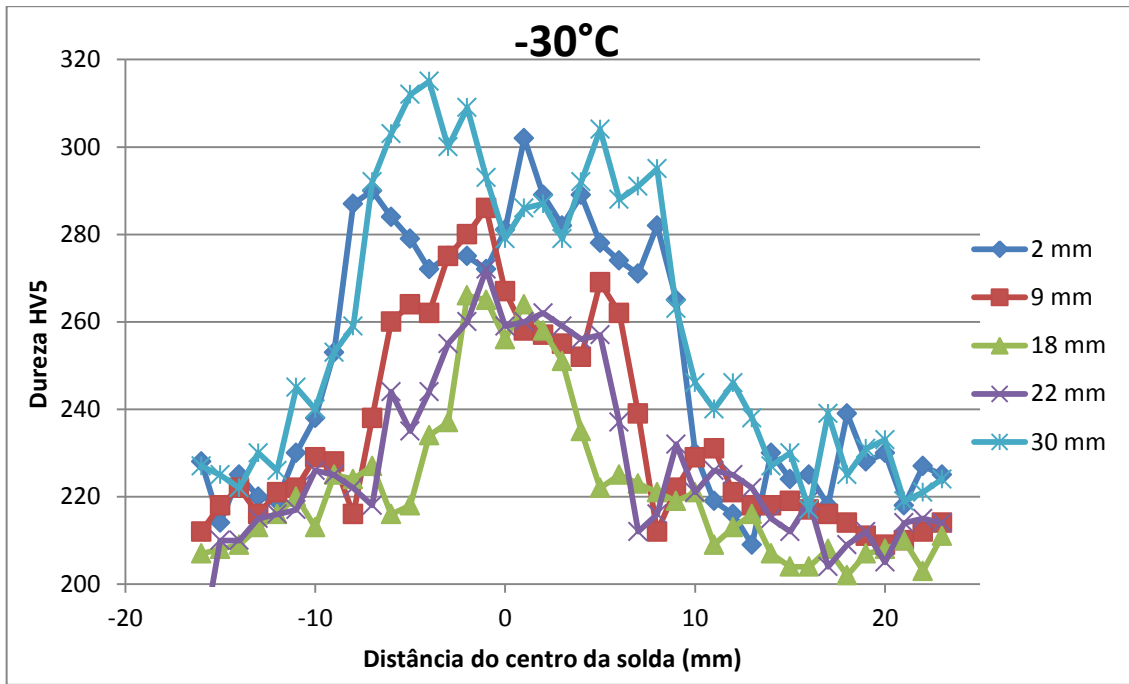


Figura 43 - Perfis de dureza da junta soldada com -30°C de pré-aquecimento.

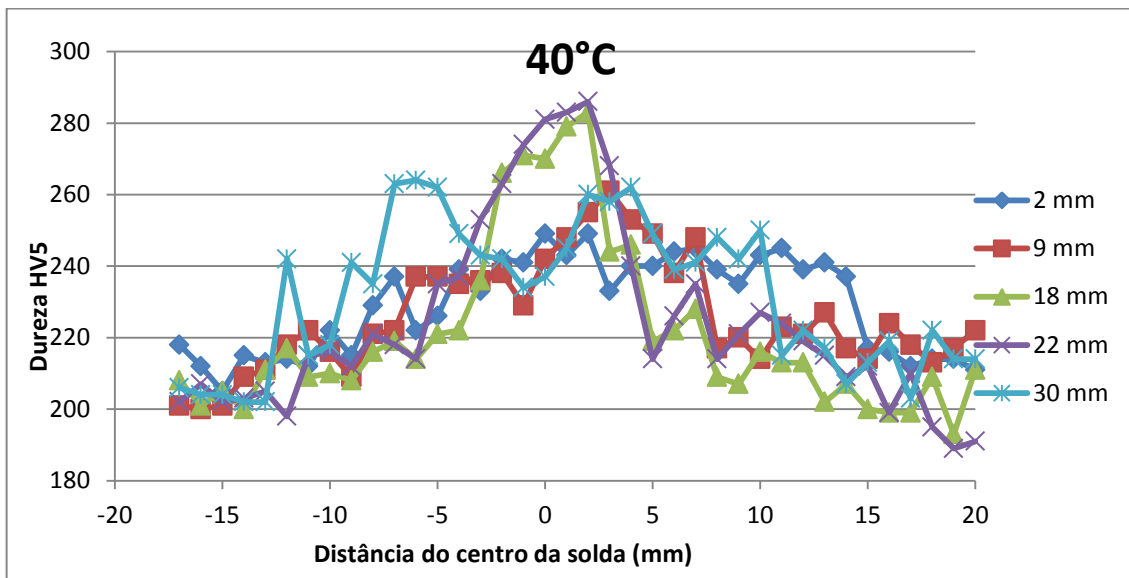


Figura 44 - Perfis de dureza da junta soldada com 40°C de pré-aquecimento.

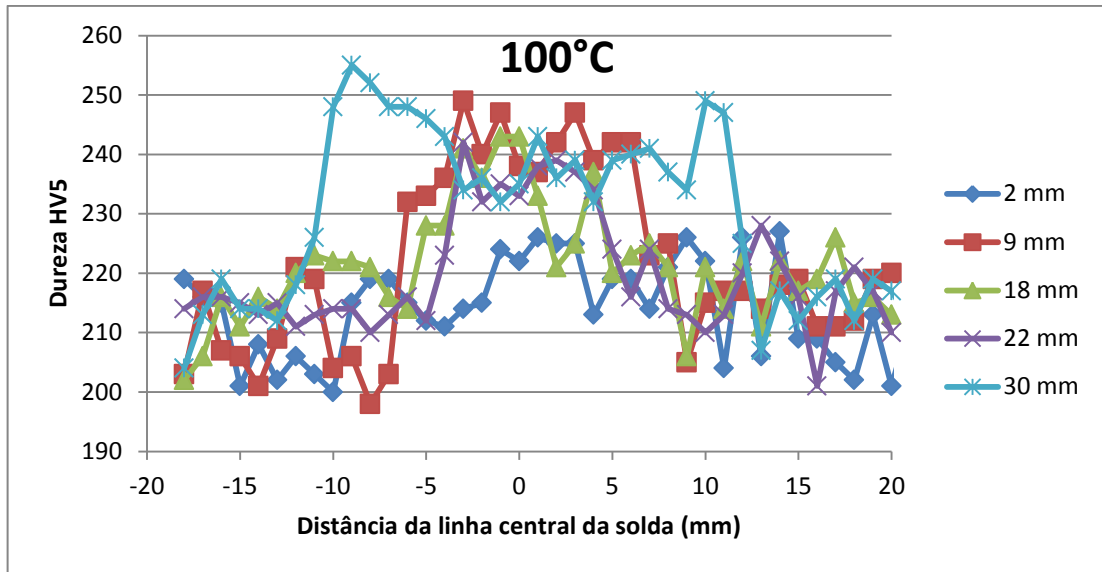


Figura 45 - Perfis de dureza da junta soldada com 100°C de pré-aquecimento.

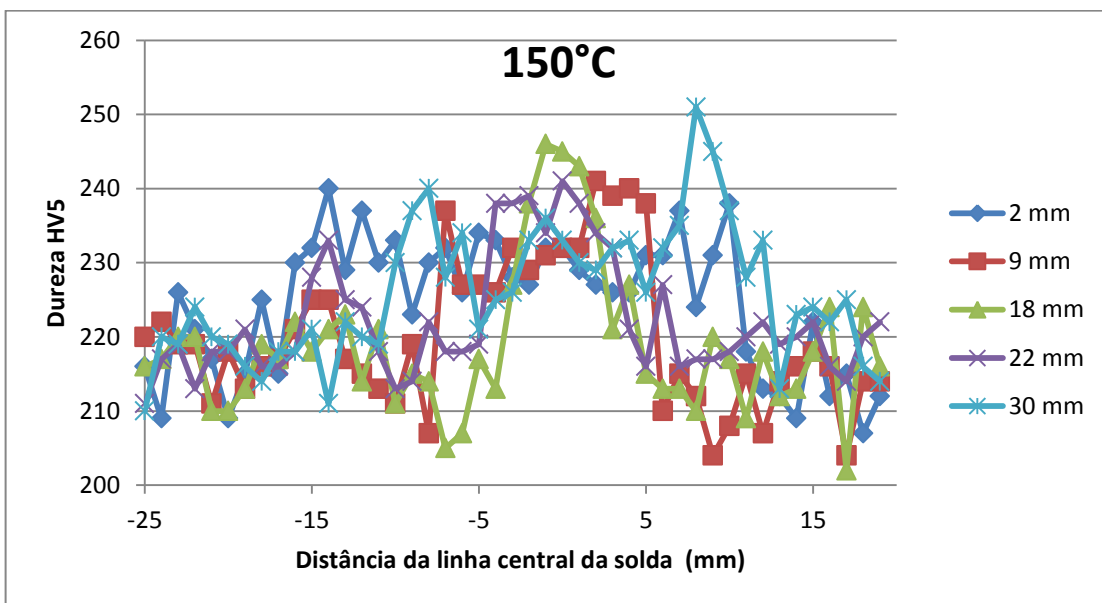


Figura 46 - Perfis de dureza da junta soldada com 150°C de pré-aquecimento.

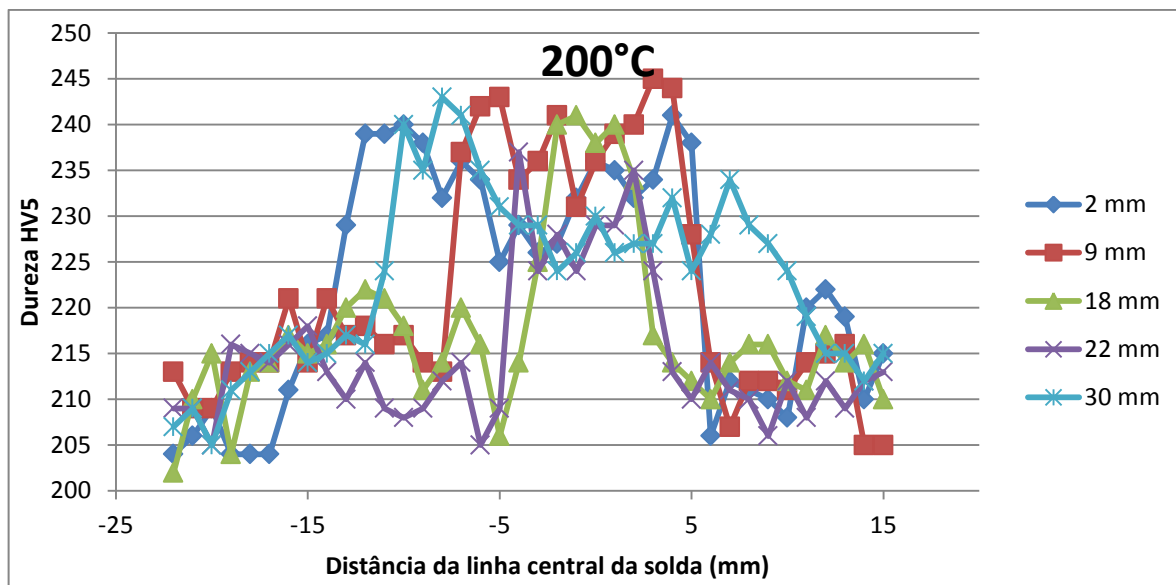


Figura 47 - Perfis de dureza da junta soldada com 200°C de pré-aquecimento.

4.5 Resultados de Microdureza

Impressões de microdureza Vickers com carga de 0,1 kg foram realizadas para analisar, de forma independente, cada região da junta soldada. As microdurezas foram medidas no metal de solda, nas três regiões da ZAC e no metal base subcriticamente aquecido. Foi verificada uma redução gradual da dureza, desde o metal de solda, passando pelas três regiões da ZAC até o metal base. As medições de microdureza no metal base foram realizadas entre 2 – 5 mm de distância da 3ª região da ZAC, na região do metal base subcriticamente aquecido, onde um ganho de dureza foi verificado, ocorrendo somente nas temperaturas de pré-aquecimentos superiores a 40 °C, e o maior ganho de dureza foi medido no pré-aquecimento de 200 °C.

Medições de microdureza foram realizadas no metal base inalterado, a aproximadamente 25 mm da ZAC, não sendo verificada diferença significativa entre as amostras. Na Figura 48 estão plotados os valores de microdureza Vickers. Para cada ponto, no mínimo 12 medições foram realizadas para garantir maior precisão nos resultados, sendo mostrado no gráfico o valor médio, máximo e mínimo.

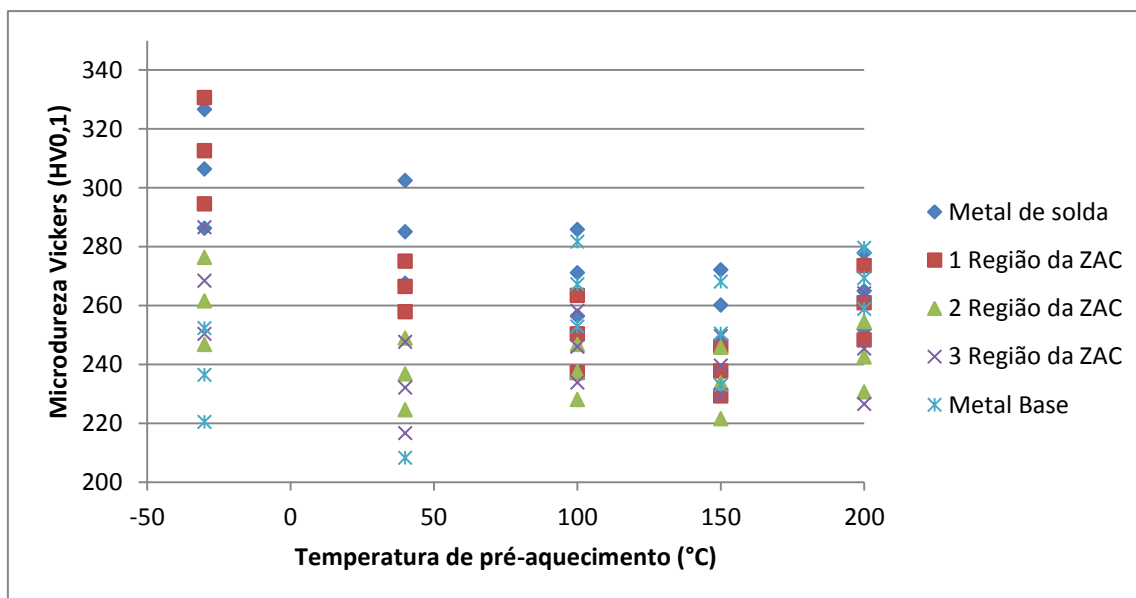


Figura 48 - Microdurezas médias das regiões da ZAC, do metal de solda e do metal base em função das temperaturas de pré-aquecimento.

As microdurezas médias medidas no topo das juntas e na região central próxima aos passes de raiz apresentaram diferenças. As microdurezas medidas na região central foram superiores às medidas na seção superior das amostras. As microdurezas medidas na seção superior das amostras foram medidas na lateral do último passe de solda, em uma região que foi sujeita a menores taxas de resfriamento do que a região central, conforme já visto nos resultados dos termopares. Na porção central foram executados o passe de raiz com uma energia de 1,1 kJ/mm, a maior taxa de resfriamento e, depois, sobre o passe de raiz foi dado o primeiro passe de enchimento. Trata-se do passe nº 7, conforme pode ser visto na Figura 35, e que apresentou o menor $\Delta t_{8/5}$ dentre os passes de enchimento, resultando maior taxa de resfriamento e, conseqüentemente, uma maior dureza na ZAC na região central da solda. Já a seção superior da junta foi submetida aos passes de enchimento com uma energia de 1,3 kJ/mm e submetida aos maiores $\Delta t_{8/5}$ dos passes de enchimento, resultando em microestruturas de menor dureza.

4.6 Resultados de Energia de Soldagem

A energia de soldagem utilizada no passe de raiz foi de 1,1 kJ/mm, não sendo mais elevada porque poderia causar danos ao chanfro, ou seja, perfurar a junta inutilizando a

amostra. Mas garantiu penetração completa para as soldas realizadas com 100, 150 e 200 °C de pré-aquecimento. O passe de raiz inferior foi executado com uma energia de 1,8 kJ/mm para garantir penetração total nas soldas realizadas com -30 e 40 °C de pré-aquecimento. Os passes de enchimento foram realizados com uma energia de 1,3 kJ/mm, considerada um bom valor para a soldagem do aço API 5L-X80. Lamentavelmente, por problemas na regulagem da fonte de soldagem, os corpos de prova que receberam -30 e 200°C de pré-aquecimento foram soldados com 1,1 kJ/mm nos passes de enchimento, fato que dificultou a análise dos resultados das soldas.

4.7 Resultados do Ensaio de Dobramento

A Norma API 1104 (2005) determina um número mínimo de ensaios de dobramento que devem ser executados em cada duto, em função do seu diâmetro. Para o duto deste estudo, com 820 mm de diâmetro externo, seriam necessários 4 dobramentos de raiz e 4 dobramentos laterais e as posições de retirada seriam a 45, 135, 225 e 315°. Como a solda foi realizada em ângulos entre 60 e 120°, portanto somente uma amostra de dobramento de raiz e uma de dobramento lateral seriam necessárias. Foi soldado somente um segmento de duto. Por ser um chanfro duplo V, não foi possível realizar um dobramento de raiz, assim foi somente retirada uma amostra de dobramento da região onde foram dados os passes de raiz. Infelizmente não foi executado um dobramento lateral por falta de amostra.

Todas as soldas foram dobradas de acordo com a Norma ASTM E190-08, com um diâmetro do punção de 19 mm, espessura da amostra de 6 mm, largura de 9,5 mm e 150 mm de comprimento. Nenhuma das amostras apresentou porosidades e/ou trincas na superfície tracionada, sendo consideradas aprovadas. A região da solda mais propícia para o aparecimento de defeitos está na 1ª região da ZAC próxima à linha de fusão. Na Figura 49 são mostradas fotografias das amostras após o ensaio de dobramento.

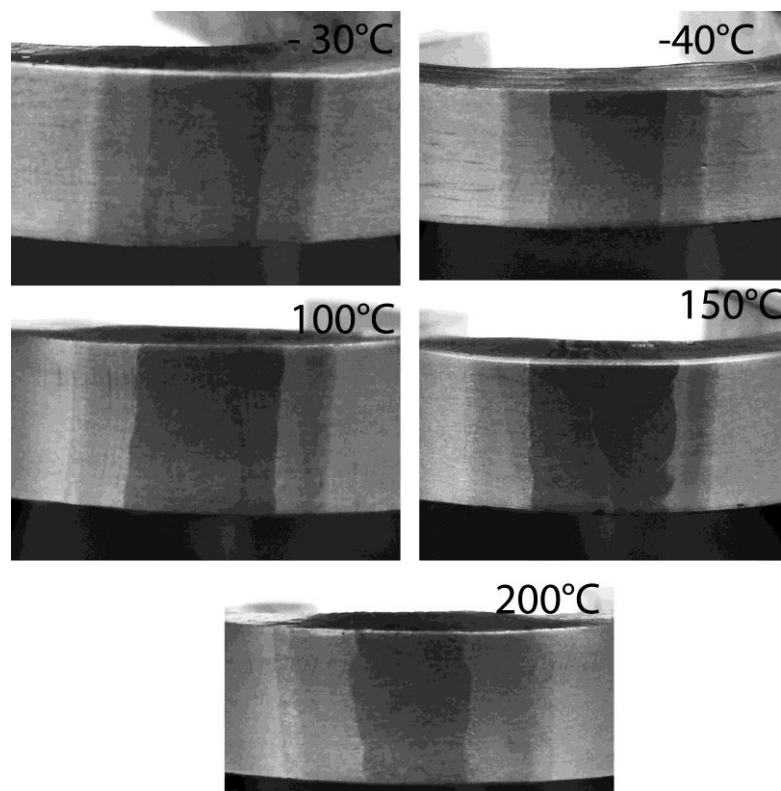


Figura 49 - Fotografias das amostras após o ensaio de dobramento.

As amostras para o ensaio de dobramento foram retiradas da porção central da solda, englobando o passe de raiz e o passe de raiz inferior, visando analisar a região dos passes de maior energia. Esta região sofreu o maior crescimento de grão, tendo ela a maior probabilidade de apresentar inclusão de escória e falta de penetração. Por ter ficado mais tempo sob altas temperaturas, sofreu maior crescimento de grãos e precipitados, gerando uma microestrutura menos tenaz, resultando em uma região mais propícia a falhas. Após o dobramento foi executado o ensaio de líquidos penetrantes nas amostras para procurar por defeitos, não tendo sido encontrado nenhum.

A qualidade da solda ficou comprovada com o ensaio de dobramento, devido a ausência de inclusões e descontinuidades verificada também pelos ensaios de macrofotografias e microfotografias, e também devido à ausência de uma abrupta variação de dureza entre o metal de solda e a região dos grãos grosseiros da solda. A microestrutura de grãos refinados do aço API 5L-X80 contribuiu para um bom resultado no dobramento. A solda mais crítica para o ensaio de dobramento foi a realizada com -30°C de pré-aquecimento, por ter sido a soldagem realizada com as maiores taxas de resfriamento, sendo esta a soldagem mais provável a falhar. Entretanto, não ocorreu nenhum problema com o dobramento desta solda.

4.8 Resultados do Ensaio de Tração

Três corpos de prova de tração de seção reduzida foram extraídos da porção central de cada junta soldada, englobando os passes de raiz e de raiz inferior. Os resultados dos testes de tração podem ser vistos na Figura 50. Nesta Figura está plotada a tensão de escoamento e o limite de resistência mecânica das amostras, em função da temperatura de pré-aquecimento. É importante ressaltar a grande diferença entre a tensão de escoamento e o limite de resistência mecânica das amostras, o que demonstra a grande deformabilidade deste aço. No apêndice B estão plotadas as curvas tensão-deformação deste estudo. Para simplificar a análise, as três curvas de cada pré-aquecimento e as curvas do metal base foram plotadas juntas.

A tensão de escoamento do metal base foi de 545,8 MPa e o limite de resistência mecânica foi de 625 MPa, com um alongamento de 25,4%. A tensão de escoamento está levemente abaixo do especificado pela Norma API 5L (2007), considerando-se que esta norma determina como mínimo para o aço API 5L-X80, 550 MPa para a tensão de escoamento, 625 MPa para o limite de resistência mecânica e 14% de alongamento. A relação entre a tensão de escoamento e o limite de resistência do aço em estudo é de 0,87, abaixo do limite máximo definido pela norma de 0,93.

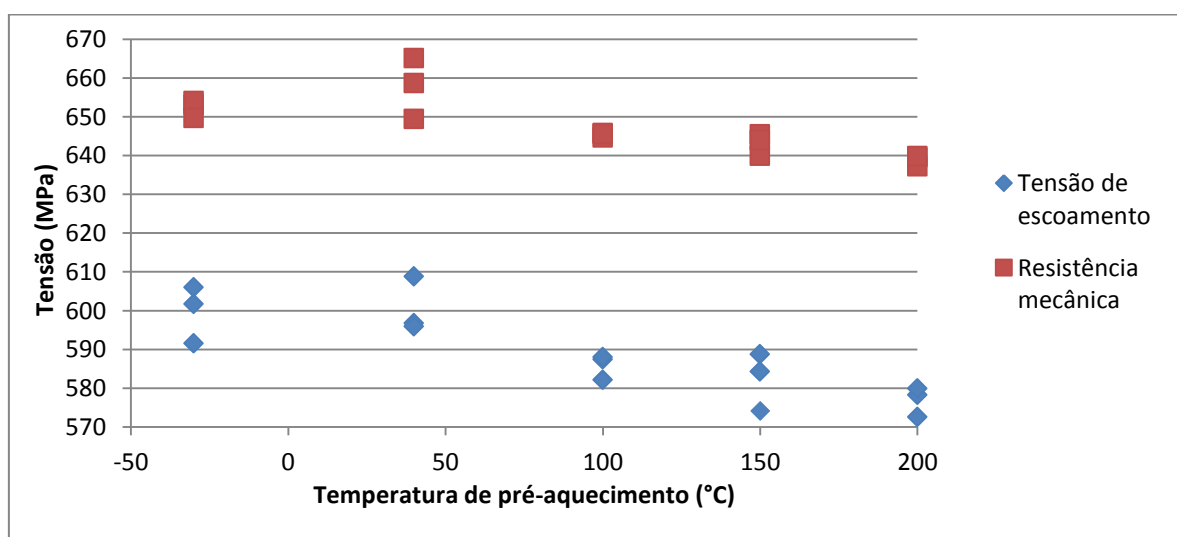


Figura 50 - Limite de Escoamento e o Limite de Resistência mecânica em função da temperatura de pré-aquecimento.

Tanto os limites de escoamento como os limites de resistência apresentaram uma queda com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. O limite de escoamento apresentou pequena queda quando se passou da temperatura de pré-aquecimento de -30 para 40°C, apresentando, após, uma redução com o aumento da temperatura de pré-aquecimento mais acentuada. Todas as amostras romperam dentro do intervalo de tensões definidas pela Norma API 5L (2007) para o aço X80 a qual define um mínimo de 555 MPa e um máximo de 705 MPa de tensão de escoamento.

Com relação ao limite de resistência mecânica, todas as amostras romperam dentro dos limites definidos pela Norma API 5L (2007) que estabelece um mínimo de 625 MPa e um valor máximo de 825 MPa para o limite de resistência mecânica. A norma também define um valor máximo de 0,93 para a razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência. Todas as amostras ficaram com esta relação inferior a este limite, ou seja, entre 0,87 e 0,92.

Estes maiores valores de resistência mecânica da junta soldada com 40 °C de pré-aquecimento podem ser atribuídos ao modo como a junta foi resfriada. Como a temperatura interpasse foi definida como sendo igual à temperatura de pré-aquecimento, após cada passe de solda era esperado que a temperatura da junta baixasse até o valor da temperatura de pré-aquecimento por resfriamento ao ar. Na solda realizada com 40 °C de pré-aquecimento, o tempo de resfriamento ficou próximo de duas horas, enquanto que nas demais soldas o tempo não chegava a 15 minutos; este longo tempo de resfriamento pode ter envelhecido o metal base, causando uma alta resistência mecânica e baixa tenacidade. O esperado era que a tensão de escoamento e o limite de ruptura aumentassem com o aumento da taxa de resfriamento, e não que a solda realizada a 40°C tivesse um maior valor de tensão de escoamento e de ruptura.

Para os espécimes ensaiados neste trabalho, a Norma API 5L (2007) define um alongamento mínimo que depende da área da seção transversal do corpo de prova, alongamento esse que deve ser de no mínimo 14%. Por não haver especificação com relação ao mínimo alongamento a ser obtido pela amostra no ensaio de tração na norma API 1104 (2005), os resultados do ensaio de tração deste estudo foram comparados com o valor mínimo que um duto de petróleo deve alongar. Na solda realizada a -30°C, o alongamento foi inferior ao mínimo, nas três repetições; já nas soldas realizadas a 40, 100 e 150°C somente em uma amostra de cada temperatura não foi obtido o alongamento mínimo. Todos os corpos de prova da amostra soldada a 200 °C conseguiram o mínimo de alongamento que a norma exige. Na

Figura 51 está plotado o alongamento das amostras no ensaio de tração em função da temperatura de pré-aquecimento.

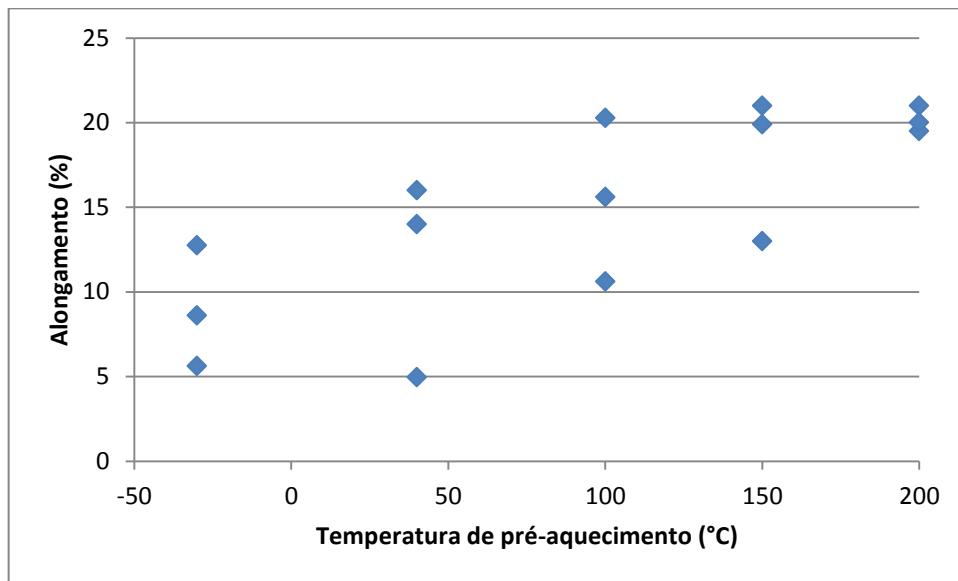


Figura 51 - Alongamento das amostras, no ensaio de tração, em função da temperatura de pré-aquecimento.

Considerando-se somente o ensaio de tração, apenas a solda realizada a 200 °C estaria qualificada. A soldagem realizada a 150 °C estaria no limite da aceitação, tendo apenas uma amostra levemente abaixo do mínimo especificado por norma. A soldagem realizada a 100 °C estaria um pouco aquém dos parâmetros mínimos de alongamento, podendo ser aprovada, mas com restrições. A soldagem realizada a -30 °C, que simulou uma condição de soldagem em uma região polar, apresentou resultados muito positivos quanto ao limite de escoamento e limite de resistência, com alongamento muito próximo ao obtido pela soldagem realizada a 40 °C, o que comprova ser possível realizar soldagens de boa qualidade em condições polares, embora nenhuma das duas tenha chegado ao alongamento mínimo definido por norma.

Conforme a Norma API 1104 (2005), a ruptura das amostras no ensaio de tração para a qualificação da junta soldada não pode ocorrer no metal de solda, tampouco na região de união do metal de solda com a região de grãos grosseiros. A tensão de ruptura do metal de solda deve ser igual ou superior ao mínimo da classe a qual o aço pertence, mas não necessariamente superior à tensão de ruptura do duto. Nas amostras deste estudo, todas as soldas romperam no metal base após a ZAC. Somente a segunda amostra do duto soldado com 40 °C de pré-aquecimento apresentou uma trinca na união da solda com a ZAC, mas sua estrição e ruptura ocorreram no metal base após a ZAC. A tensão de ruptura de todas as juntas soldadas foi superior à do metal base.

Na Figura 52 são mostradas as fotografias dos corpos de prova de tração após a realização do ensaio. As amostras foram atacadas com Nital 10% para revelar os cordões de solda e a ZAC. As amostras estão posicionadas separadas por temperatura de pré-aquecimento e pela ordem em que foram ensaiadas. O número colocado após a temperatura serve para mostrar a ordem em que a amostra foi ensaiada. É visível que todas as amostras romperam no metal base inalterado afastado da ZAC, o que comprova a boa qualidade da solda e que a mesma não gerou regiões frágeis ou de baixa resistência mecânica.

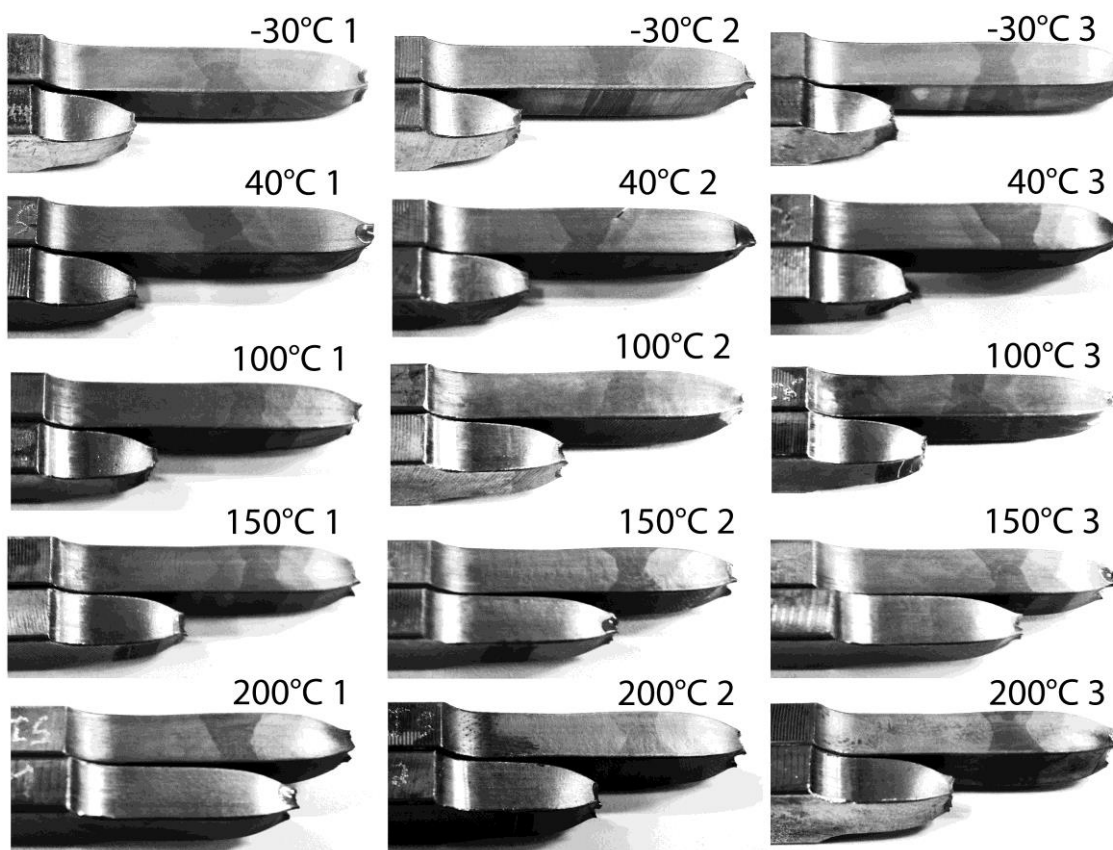


Figura 52 - Fotografias das amostras após o ensaio de tração.

Kang et al (2011), estudando tratamentos térmicos no aço API 5L-X80, determinou que ciclos térmicos provocam o aumento da resistência mecânica do aço, tanto no limite de escoamento como no limite de ruptura, sem afetar a dureza do mesmo.

Nas amostras usinadas para o ensaio de tração, o comprimento útil usado foi de 50 mm, com a solda localizada na porção central. Ao lado da solda estava a ZAC e a seguir o metal base que sofreu ciclos de aquecimento e resfriamento durante os passes de soldagem. Este aquecimento e resfriamento são comparáveis ao tratamento térmico de envelhecimento que aumenta a resistência mecânica do aço. Como as amostras não possuíam um grande

comprimento de seção útil, todo o comprimento de metal base havia sofrido envelhecimento e, portanto, a tensão de escoamento e o limite de ruptura da junta soldada foram superiores aos do metal base. No perfis de dureza mostrados anteriormente a dureza medida a 20 mm da linha central da solda estava superior a medida no metal base que não fora soldado, indicando que ocorreram mudanças microestruturais no aço.

Na Figura 53 são mostradas as imagens realizadas com um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da superfície de fratura das amostras, após o ensaio de tração. Pode ser observado um micro mecanismo de fratura dúctil com grande número de microcavidades. A aparência das fraturas foi muito semelhante em todas as amostras, pois todas as rupturas ocorreram no metal base.

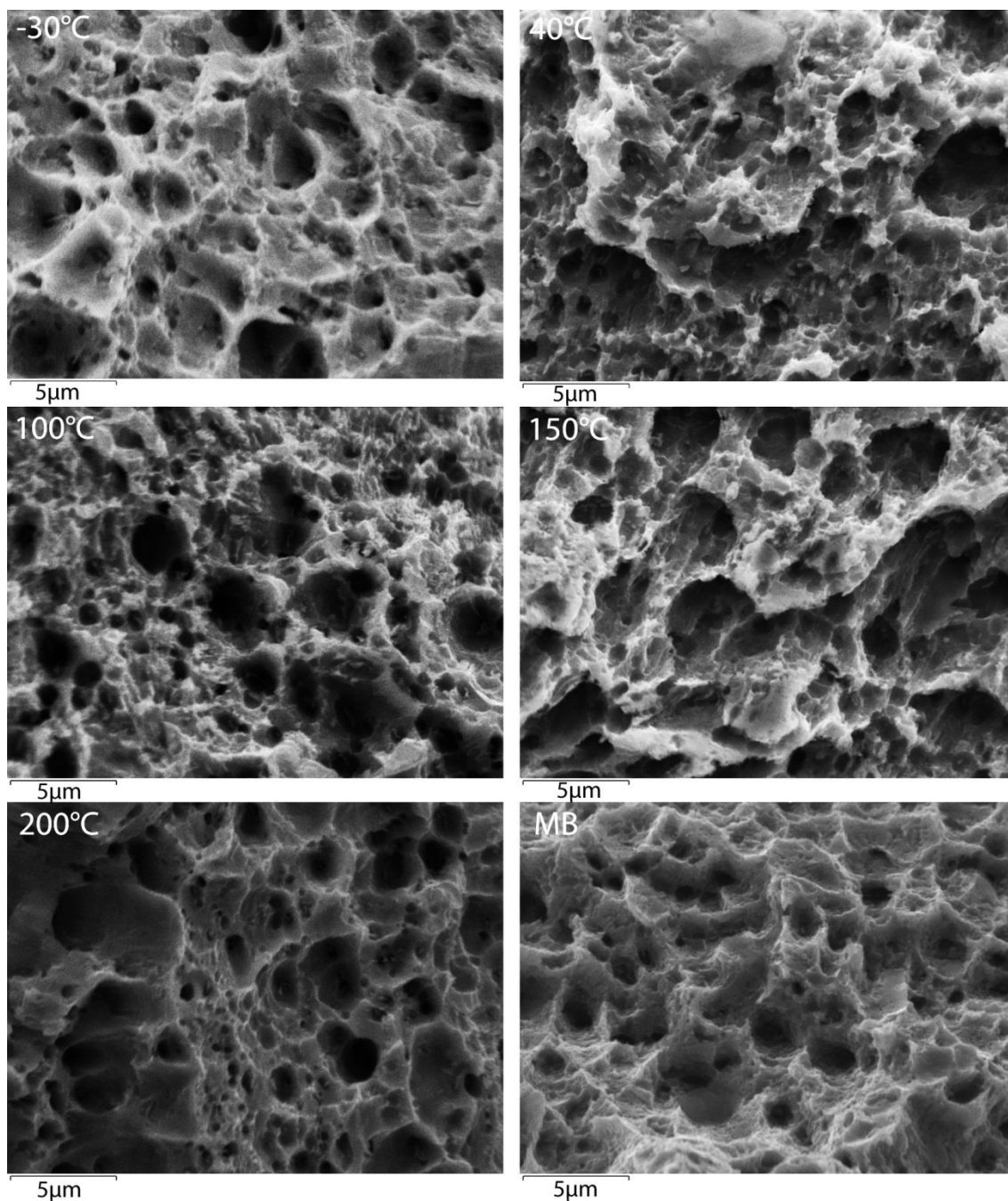


Figura 53 – Imagens do MEV das superfícies de fratura. No canto superior esquerdo está a identificação da temperatura de pré-aquecimento em que a junta foi soldada e a identificação do metal base.

4.9 Resultados do Ensaio de Impacto Charpy-V

Ensaios de impacto Charpy-V foram executados em três temperaturas distintas: 20, 0 e - 40 °C, sendo que para todas as temperaturas de pré-aquecimento houve sempre três repetições. A exceção foi para os testes em que houve grande diferença nos valores medidos,

sendo então realizados mais um ensaio na mesma condição. O entalhe em formato de V foi executado na região de grãos grosseiros da ZAC a 1 mm da linha de fusão, na altura dos passes de raiz e de enchimento, por ser esta uma região de menor tenacidade.

Na Figura 54 estão mostrados os resultados do teste de impacto Charpy-V para as amostras em função da temperatura do ensaio, sendo que as amostras na temperatura de pré-aquecimento de 0 °C se referem ao metal base.

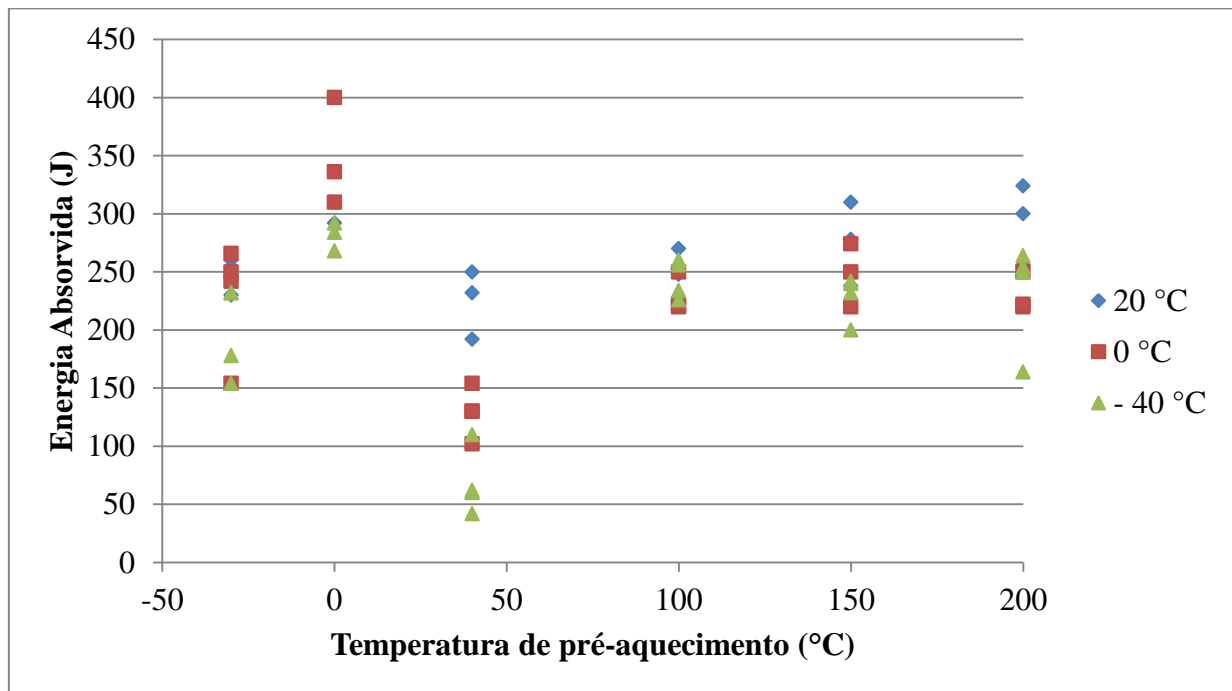


Figura 54 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V, em função da temperatura do ensaio e da temperatura de pré-aquecimento das juntas. As amostras na temperatura de pré-aquecimento de 0°C se referem ao metal base.

Estes altos valores de energia absorvidos no ensaio de impacto Charpy-V, estão de acordo com a literatura, onde valores até mais elevados foram encontrados para o mesmo processo de soldagem. A alta energia absorvida pelo metal base nos testes de impacto, juntamente com a pequena concentração de elementos de liga contribuem para uma elevada absorção de energia na ZAC.

No apêndice C estão as fotografias tiradas das superfícies de fratura das amostras após o ensaio, separadas por pré-aquecimento. Igualmente são mostradas as fotografias do metal base inalterado. Na temperatura de ensaio de 20 °C ocorreu uma redução na energia absorvida na comparação das amostras soldadas a - 30 °C e nas soldadas com 40 °C de pré-aquecimento. Esta redução de energia absorvida está correlacionada com o provável

envelhecimento da amostra soldada com 40 °C de pré-aquecimento. Na comparação das amostras soldadas a 40, 100, 150 e 200 °C, o aumento do pré-aquecimento aumentou a energia absorvida no impacto em 100 Joules.

Shin et al (2009) estudou o fenômeno da separação (grande buraco na superfície de fratura do corpo de prova Charpy-V) que ocorre na superfície de fratura do ensaio de impacto Charpy-V e determinou que para a mesma temperatura de impacto quanto maior a fração de partículas de segunda fase, maiores e mais alongadas serão as separações. As separações são trincas transversais ao sentido do impacto no pêndulo Charpy-V macroscopicamente visíveis, e elas reduzem a energia absorvida no ensaio de impacto, diminuindo a tenacidade em baixas temperaturas. Ao contrário da energia absorvida, as maiores separações ocorreram nas amostras do chanfro soldado com - 30 °C de pré-aquecimento e não no soldado com 40 °C de pré-aquecimento. As partículas de MA e a proporção de bainita contribuem para as separações, bem como a microestrutura. As separações reduzem a tenacidade do aço e quanto menor for a temperatura do ensaio, maiores e em maior número elas serão. Neste estudo a maior fração de separações foi verificada nos ensaios realizados a - 40 °C, com uma menor proporção no ensaio realizado a 0 °C e com separações muito pequenas no ensaio realizado a 20 °C.

Na temperatura de impacto de 0 °C, a energia absorvida pelas amostras soldadas com - 30, 100, 150 e 200 °C de pré-aquecimento foi muito semelhante em torno de 250 Joules. A amostra soldada com 40 °C de pré-aquecimento fraturou com uma energia inferior às demais. Na temperatura de impacto de - 40 °C, a energia absorvida pelas amostras soldadas com 100, 150 e 200 °C foi muito semelhante, tendo ocorrido o mesmo na temperatura de impacto de 0 °C. A amostra soldada a - 30 °C de pré-aquecimento apresentou uma energia absorvida inferior à obtida no ensaio realizado a 0 °C. A amostra soldada a 40 °C de pré-aquecimento apresentou nova redução na energia absorvida, sendo o seu resultado inferior ao das outras temperaturas de pré-aquecimento.

Assim, como no ensaio de tração, em que a amostra soldada a 40 °C teve os maiores valores de resistência mecânica ela absorveu a menor energia no ensaio de impacto, provavelmente porque houve um envelhecimento durante a soldagem [Niu et al (2009), Zhang (2012), Zhou et al (2010)].

Ishikawa et al (2008) estudou um tratamento de reaquecimento em linha para o aço X80, onde o aço foi reaquecido a várias temperaturas, após a laminação controlada com resfriamento acelerado. Este aquecimento serviu como um tratamento de envelhecimento,

aumentando a resistência mecânica e o tamanho dos precipitados de MA, mas reduzindo a razão entre a tensão de escoamento e a tensão de ruptura. Também, reduzindo a tenacidade do aço.

A Norma API 5L (2007) determina que o duto de petróleo absorva no mínimo 40 J no ensaio Charpy-V realizado a 0 °C para que ele seja qualificado para o uso. Por não haver especificação com relação à mínima energia que deve ser absorvida pela solda e/ou pela ZAC na Norma API 1104 (2005), os resultados do ensaio Charpy-V deste estudo serão comparados com o valor mínimo que um duto de petróleo deve absorver. Em todos os ensaios, tanto do metal base quanto dos chanfros, a energia de ruptura foi superior ao mínimo da norma a 0 °C. Inclusive, todas as amostras romperam acima deste valor mínimo no ensaio realizado a - 40 °C, o que demonstrou a alta qualidade do aço e do procedimento de soldagem empregado neste estudo.

As amostras do metal base absorveram mais do que 240 J nos ensaios realizados a 0 °C, tendo as das juntas soldadas absorvido no mínimo 210 J, exceto as da junta soldada a 40 °C e uma da junta soldada a -30 °C. Isto significa que a 1ª região da ZAC, sua região mais frágil, praticamente absorveu a energia mínima requerida para um duto para uma aplicação em uma região polar, acima dos 200 J excedentes sobre o mínimo ditado por norma que são requeridos para este tipo de aplicação. A alta tenacidade da 1ª região da ZAC dos chanfros deste estudo pode ser atribuída a uma recristalização dos grãos desta região devido aos ciclos térmicos dos passes subsequentes (Cruz-Crespo et al, 2013).

Foi medida a expansão lateral das amostras no ensaio Charpy-V e na Figura 55 está o gráfico da expansão lateral das amostras em função da temperatura de pré-aquecimento e da temperatura do ensaio. As amostras na temperatura de pré-aquecimento de 0 °C referem-se ao metal base. A medida da expansão lateral no ensaio de impacto Charpy-V serve para dar uma ideia da temperatura de Transição Dúctil-Frágil (TTDF).

A expansão lateral pode ser utilizada para estimar a TTDF, quando forem medidos os primeiros valores de expansão lateral próximos à zero a temperatura do ensaio estará um pouco superior a temperatura de transição dúctil frágil.

No caso das amostras deste estudo, todas apresentaram alta expansão lateral (2,3 mm) caracterizando elevada tenacidade da junta soldada. A junta soldada com 40 °C de pré-aquecimento foi a que apresentou as menores expansões laterais em torno de 1,5 mm, fato justificado por ter sido a junta que menos absorveu energia. As demais amostras apresentaram elevada expansão lateral e absorveram grande energia no ensaio de impacto. As temperaturas

do ensaio foram superiores às de transição dúctil frágil do aço API 5L-X80 e das juntas soldadas, porém dificilmente uma tubulação irá experimentar temperaturas de operação inferiores a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$; e os resultados de energia absorvida, exceto para a soldagem realizada com $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento, foram elevados, garantindo que a solda será capaz de absorver muita energia antes de romper, mesmo em temperaturas inferiores às testadas neste estudo.

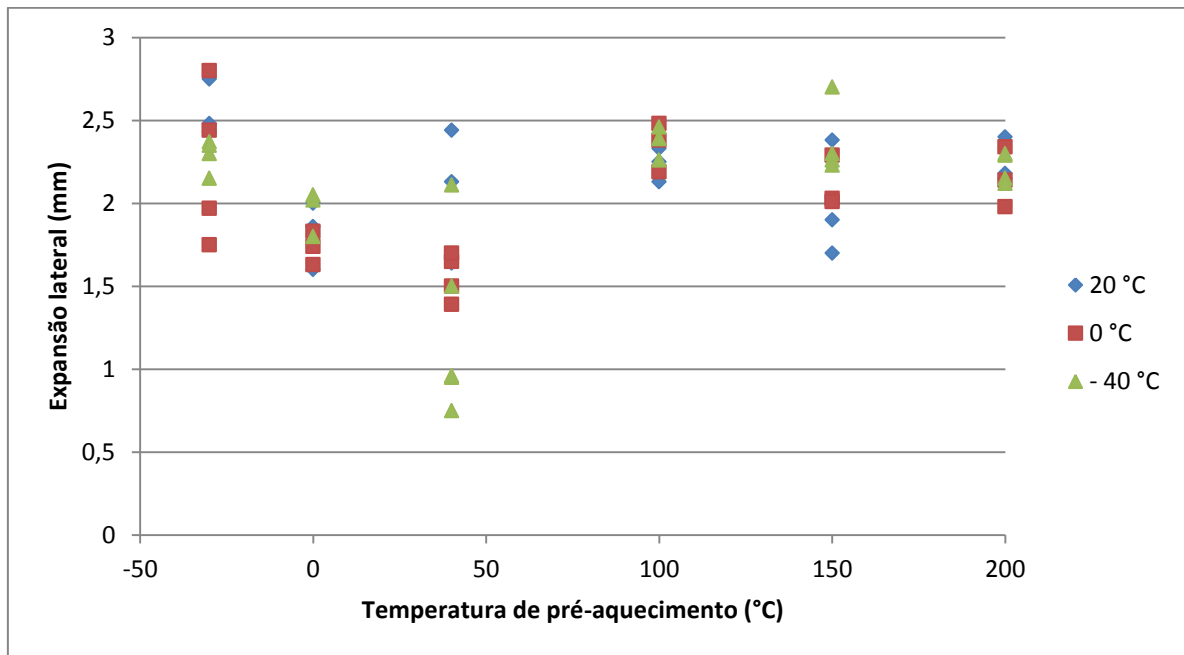


Figura 55 - Expansão lateral das amostras no ensaio Charpy-V em função da temperatura de pré-aquecimento e da temperatura do ensaio. As amostras na temperatura de pré-aquecimento de $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ referem-se ao metal base.

Foram feitas fotografias das superfícies de fratura das amostras com a utilização de um MEV, após o ensaio de impacto Charpy-V. A Figura 56 contém as imagens das superfícies de fratura para as amostras ensaiadas a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Estas fotografias serviram para determinar quais foram os micromecanismos de fratura. Foram encontradas muitas microcavidades nas superfícies de fratura, indicando grande absorção de energia e um mecanismo dúctil de fratura.

Nas amostras soldadas com $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento, nos ensaios de impacto realizados a $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, foram encontrados grandes precipitados de MA, os maiores de todas as juntas soldadas. A superfície de fratura apresentou microcavidades evidenciando um modo de fratura dúctil.

Na amostra soldada com 200 °C de pré-aquecimento, não foi verificado um grande número de microcavidades, embora ela tenha absorvido grande energia no ensaio de impacto e apresentado uma superfície com grande deformação após o impacto.

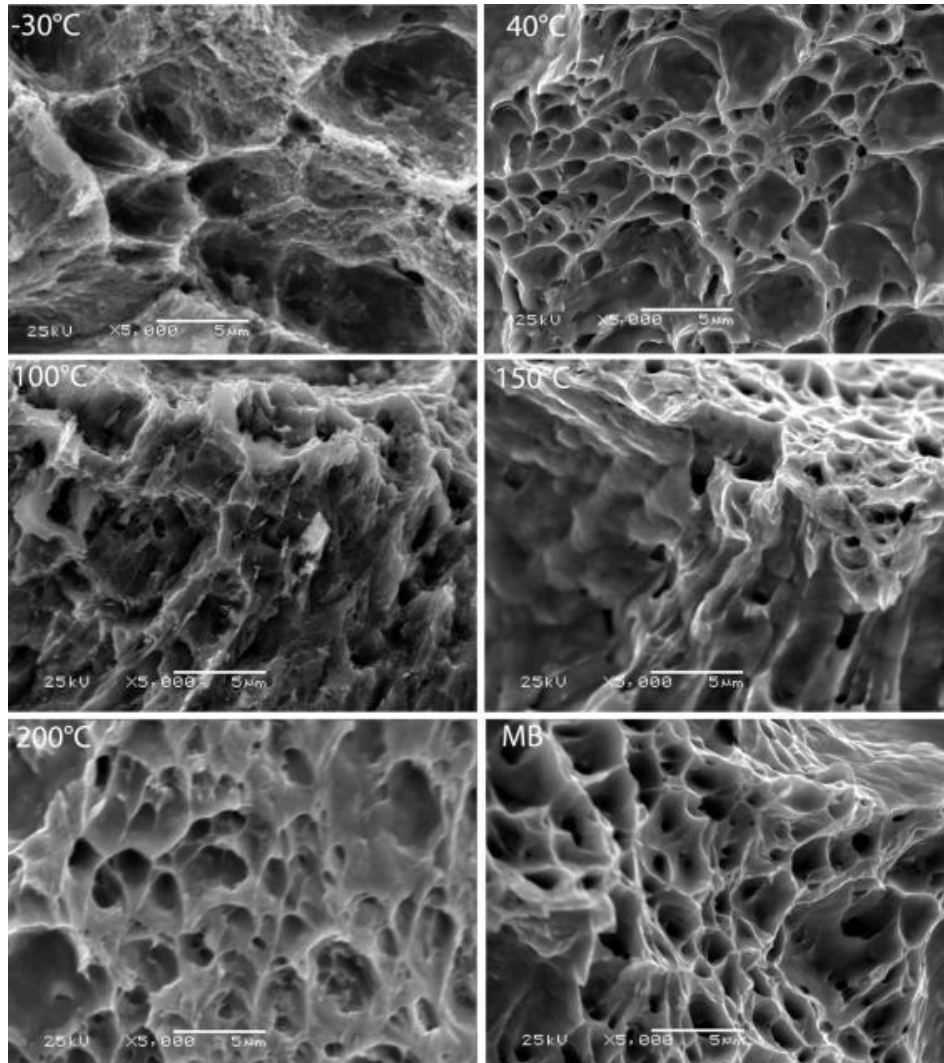


Figura 56 – Imagens do MEV das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de Impacto Charpy-V realizada a 20 °C. O número posicionado no canto superior esquerdo de cada amostra indica a temperatura de pré-aquecimento da soldagem e MB é metal base.

A Figura 57 contém as imagens das superfícies de fratura para as amostras ensaiadas a 0 °C. Nas imagens, é marcante um grande número de microcavidades, indicando um modo de fratura dúctil. A amostra soldada com 40 °C de pré-aquecimento apresenta uma superfície de fratura com facetas e grandes precipitados de MA. O metal base apresentou a fratura mais dúctil, com maior número de microcavidades.

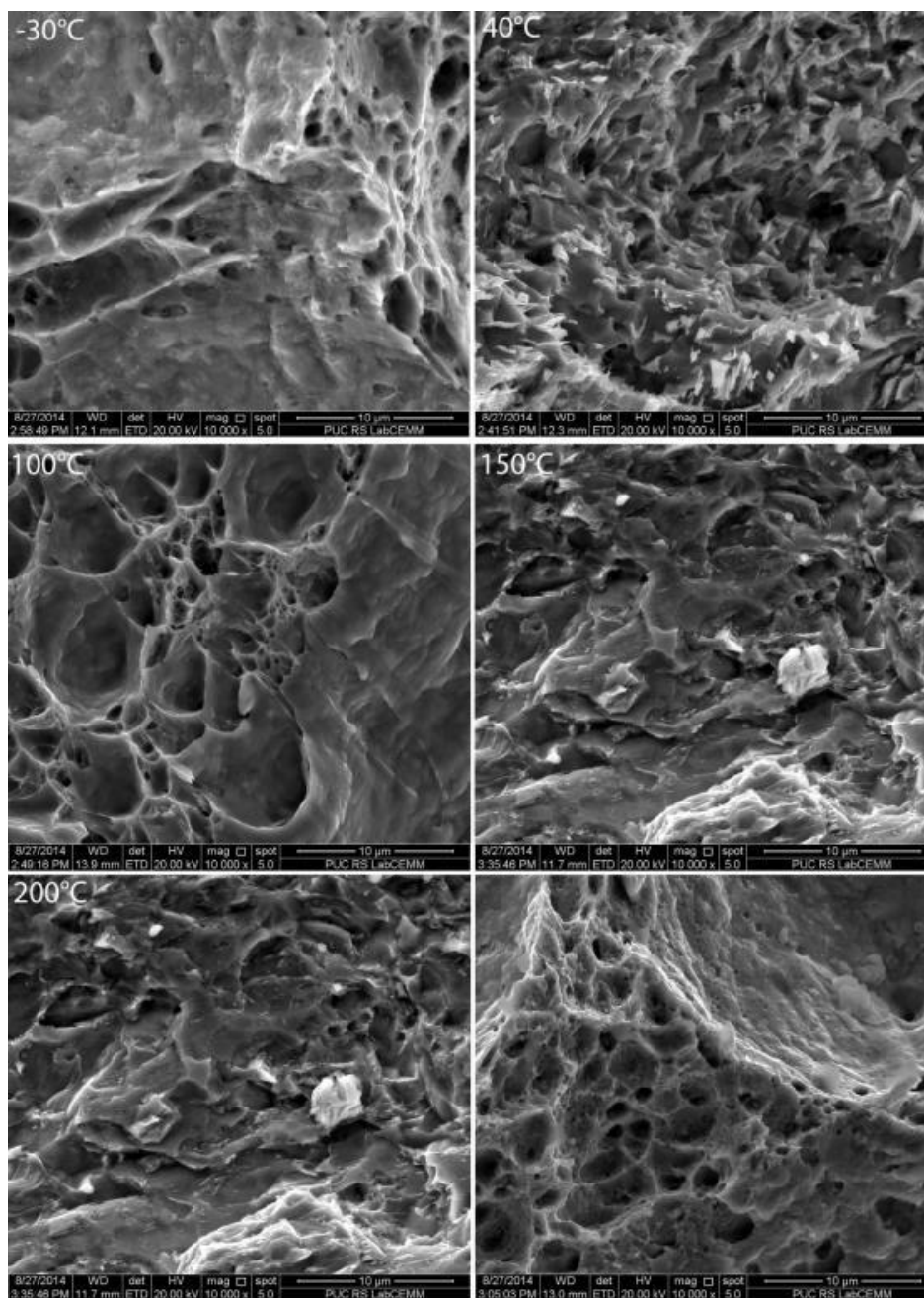


Figura 57 – Imagens do MEV das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de Impacto Charpy-V realizada a 0 °C. O número posicionado no canto superior esquerdo de cada amostra indica a temperatura de pré-aquecimento da soldagem e MB é metal base.

As amostras ensaiadas a -40 °C apresentaram uma superfície de fratura mais frágil do que as superfícies de fratura das amostras ensaiadas a 0 °C e 20 °C. Algumas superfícies de Quase Clivagem são visíveis, sendo possível ver algumas partículas brancas de MA nas superfícies de fratura das amostras, conforme Figura 58.

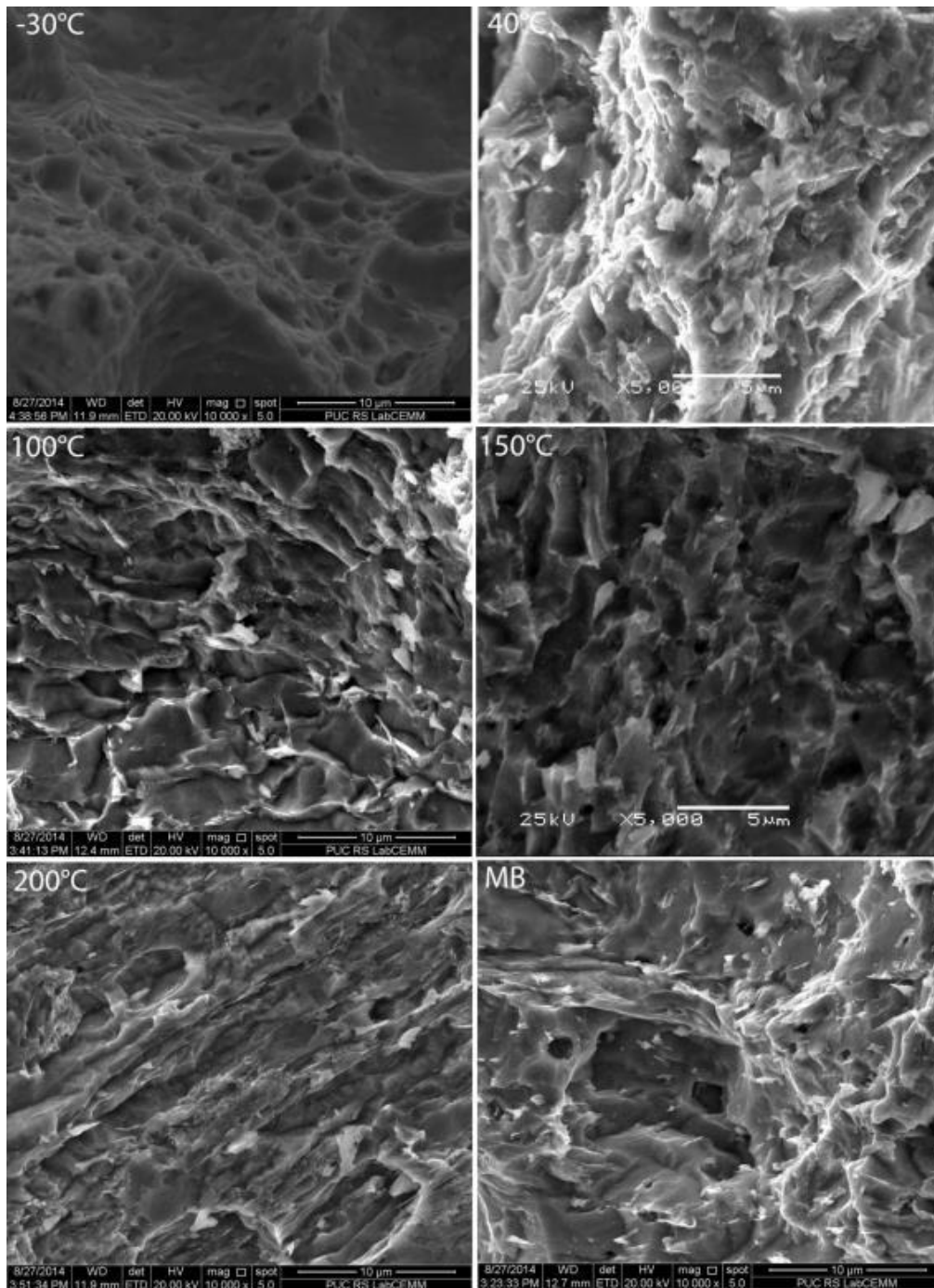


Figura 58 – Imagens do MEV das superfícies de fratura das amostras após o ensaio de Impacto Charpy-V realizada a - 40 °C. O número posicionado no canto superior esquerdo de cada amostra indica a temperatura de pré-aquecimento da soldagem e MB é metal base.

4.10 Resultados de Avaliação da Microestrutura

O tamanho de grão de cada região da ZAC foi medido pelo método do intercepto linear de Heyn devido ao grande refino microestrutural do aço. Na Figura 59 está plotado o

tamanho de grão de cada região da ZAC em função da temperatura de pré-aquecimento. O tamanho de grão do metal base inalterado medido pelo mesmo método é 15 ASTM. A região de grãos refinados da ZAC das soldas realizadas a - 30 e 40 °C apresentou grãos mais refinados que o metal base. Estas duas soldas apresentaram grãos de tamanho 15,7 ASTM.

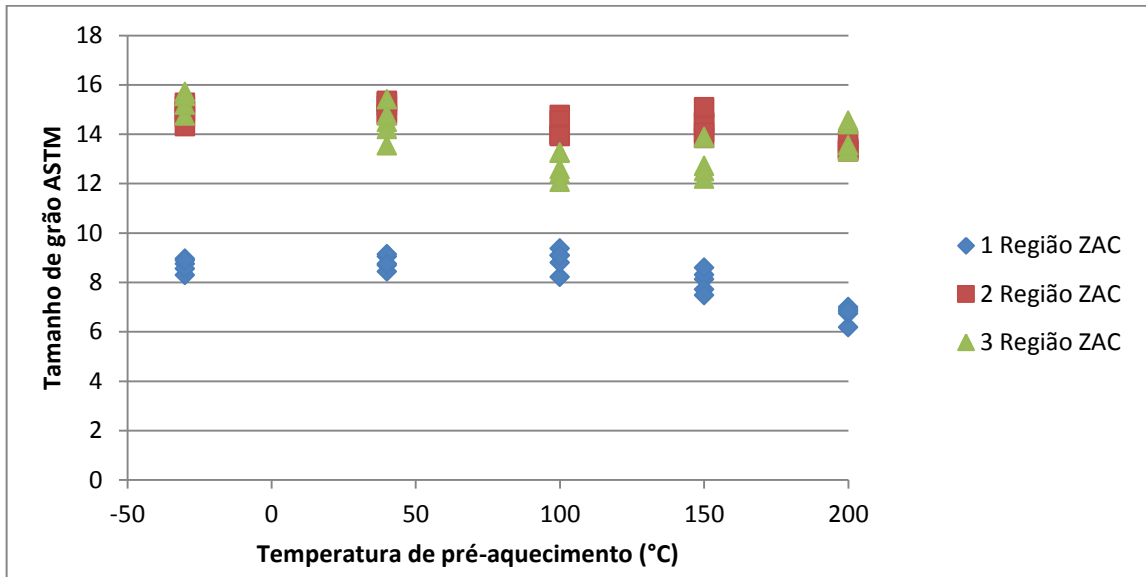


Figura 59 - Relação entre o tamanho de grão e a temperatura de pré-aquecimento para as diversas regiões da ZAC.

A 1ª região da ZAC foi a que apresentou o maior tamanho de grão, significativamente maior que o do metal base, com tamanhos de grão entre 6 e 9 ASTM, com o tamanho de grão aumentando com a temperatura de pré-aquecimento. A 2ª região da ZAC apresentou um grão muito refinado com pequeno crescimento com relação ao pré-aquecimento. A 3ª região da ZAC apresentou um grão um pouco menos refinado do que a 2ª região, com um comportamento diferente das demais regiões. O tamanho de grão aumentou até a temperatura de 100 °C de pré-aquecimento. Após esta temperatura, o grão foi se tornando mais refinado com o aumento da temperatura. Esta redução no tamanho de grão na 3ª região concorreu para um aumento na dureza da mesma, conforme já demonstrado nas medições desse item.

Os resultados da medida do tamanho de grão são correlacionáveis com a taxa de resfriamento medida pelos termopares do tipo S, sendo que maiores as taxas de resfriamento resultam em menores $\Delta t_{8/5}$ e também em menores tamanhos de grãos. Isto porque o tempo em altas temperaturas, que possibilita um crescimento de grão, é reduzido. Na Tabela 9 estão listados os principais microconstituintes encontrados nas diversas regiões dos chanfros.

Tabela 9: Microconstituintes encontrados nas soldagens dos chanfros.

Temperatura de pré-aquecimento	Microconstituintes no metal de solda	Microconstituintes	Microconstituintes	Microconstituintes
		na 1ª região da ZAC	na 2ª região da ZAC	na 3ª região da ZAC
- 30 °C	Ferrita acicular, ferrita alotriomorfa de contorno de grão, widmanstätten, ferrita MAC	Martensita, widmanstätten, ferrita MAC, bainita, ferrita	Ferrita de contorno de grão, bainita, ferrita	Ferrita de contorno de grão, martensita austenita
40 °C	Ferrita acicular, ferrita alotriomorfa de contorno de grão, widmanstätten	Bainita, ferrita MAC, ferrita, martensita	Ferrita de contorno de grão, martensita austenita	Ferrita de contorno de grão, martensita austenita
100 °C	Ferrita acicular, ferrita alotriomorfa de contorno de grão, widmanstätten	Bainita, ferrita MAC, ferrita	Ferrita de contorno de grão, martensita austenita	Ferrita de contorno de grão, martensita austenita, bainita
150 °C	Ferrita acicular, ferrita alotriomorfa de contorno de grão, widmanstätten	Bainita, ferrita MAC, ferrita, bainita	Ferrita, martensita austenita	Ferrita de contorno de grão, martensita austenita, bainita
200 °C	Ferrita acicular, ferrita alotriomorfa de contorno de grão	Bainita, widmanstätten, ferrita, ferrita MAC	Ferrita, martensita austenita	Ferrita, martensita austenita, bainita

Nas Figuras 60 a 64 estão, respectivamente, as microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC das soldas realizadas com – 30, 40, 100, 150 e 200 °C de pré-aquecimento.

Nas figuras as microestruturas foram indicadas com letras sendo B: bainita, F: ferrita, FA: ferrita acicular, FACG: ferrita acicular de contorno de grão, FMAC: ferrita MAC, FW: ferrita de widmanstätten, MA: martensita austenita e M: martensita.

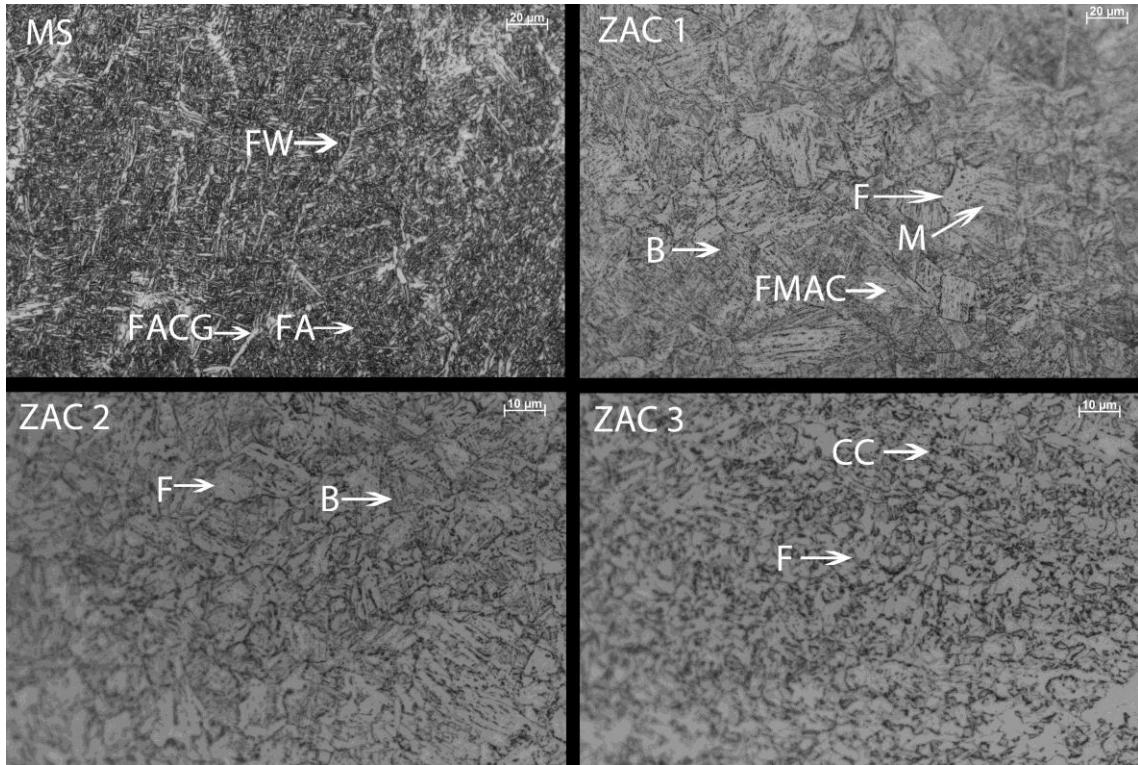


Figura 60 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com -30°C de pré-aquecimento.

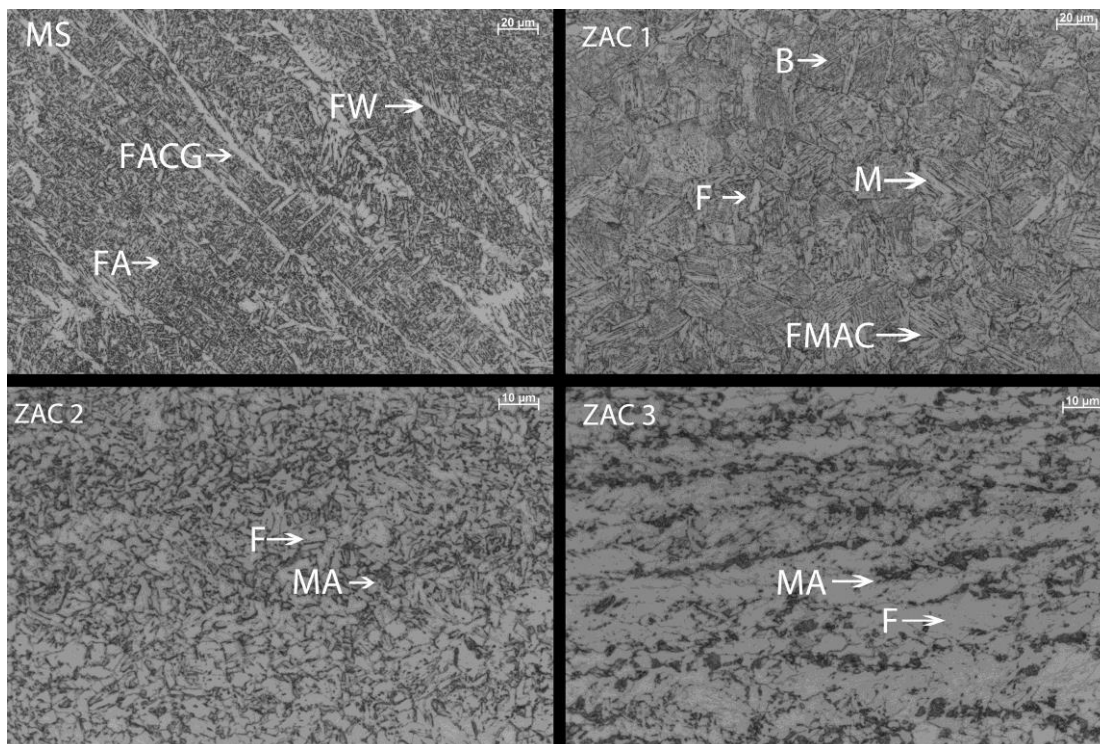


Figura 61 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 40 °C de pré-aquecimento.

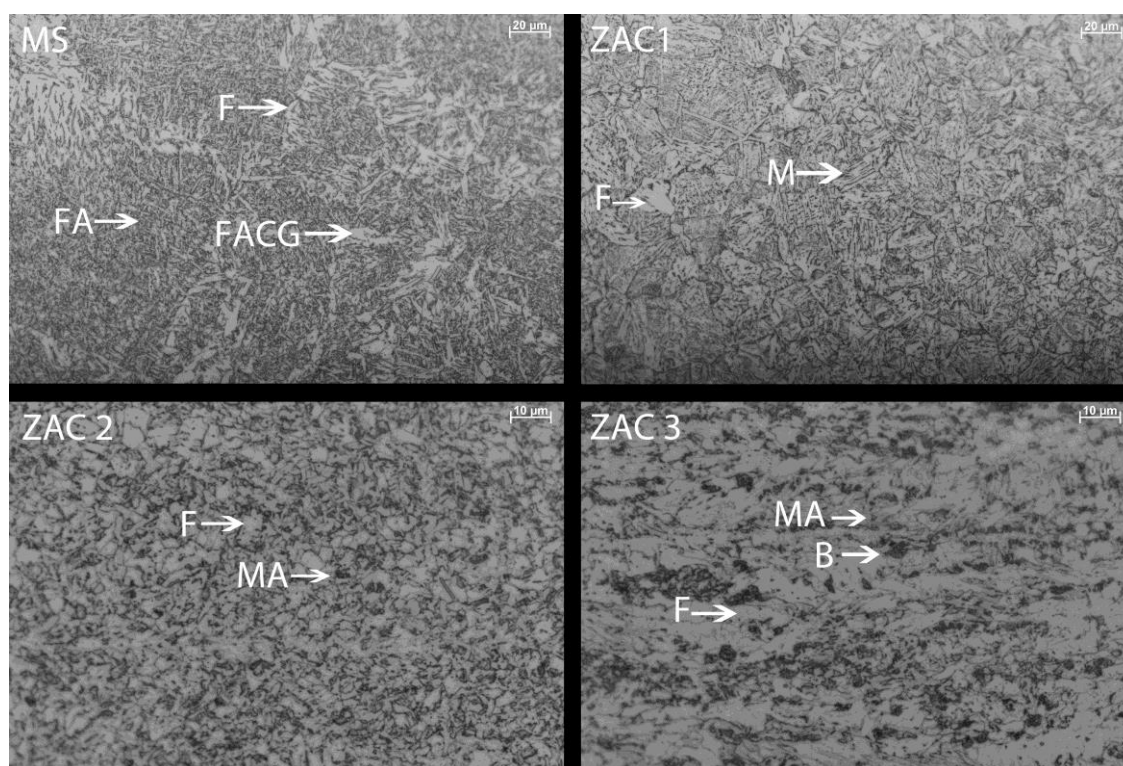


Figura 62 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento.

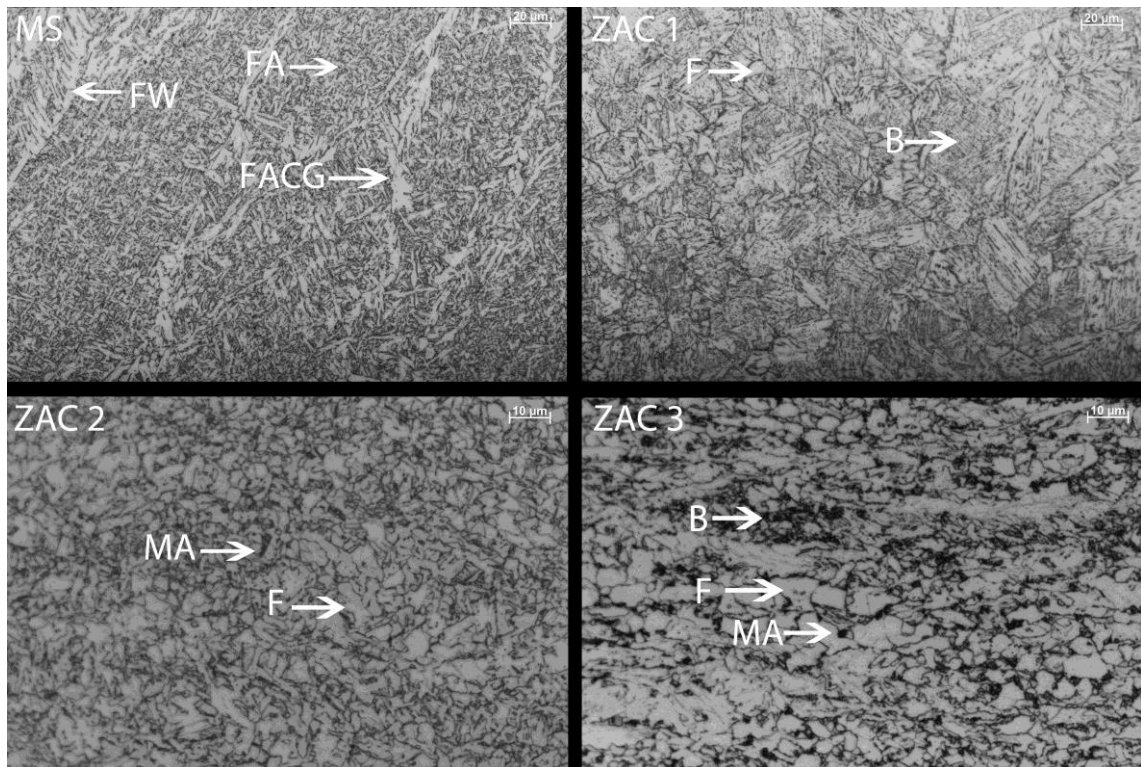


Figura 63 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 150 °C de pré-aquecimento.

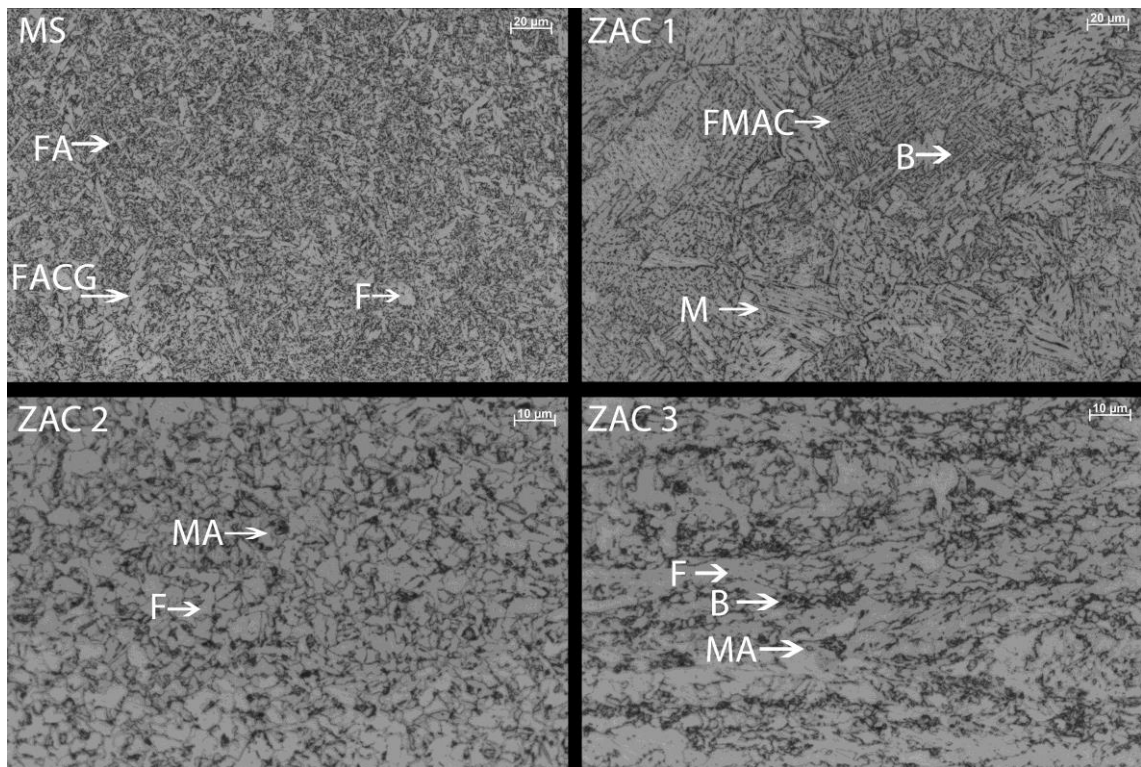


Figura 64 - Microfotografias do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 200 °C de pré-aquecimento.

Os cinco chanfros soldados foram analisados com o uso de MEV, usado para avaliar as microestruturas produzidas durante as soldagens, com aumentos superiores aos obtidos com o uso de Microscopia de Luz.

Na Figura 65 são mostradas as fotografias obtidas com o uso de um MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Nas figuras as microestruturas foram indicadas com letras sendo B: bainita, F: ferrita, FA: ferrita acicular, FMAC: ferrita MAC, FW: ferrita de widmanstätten, MA: martensita austenita e M: martensita

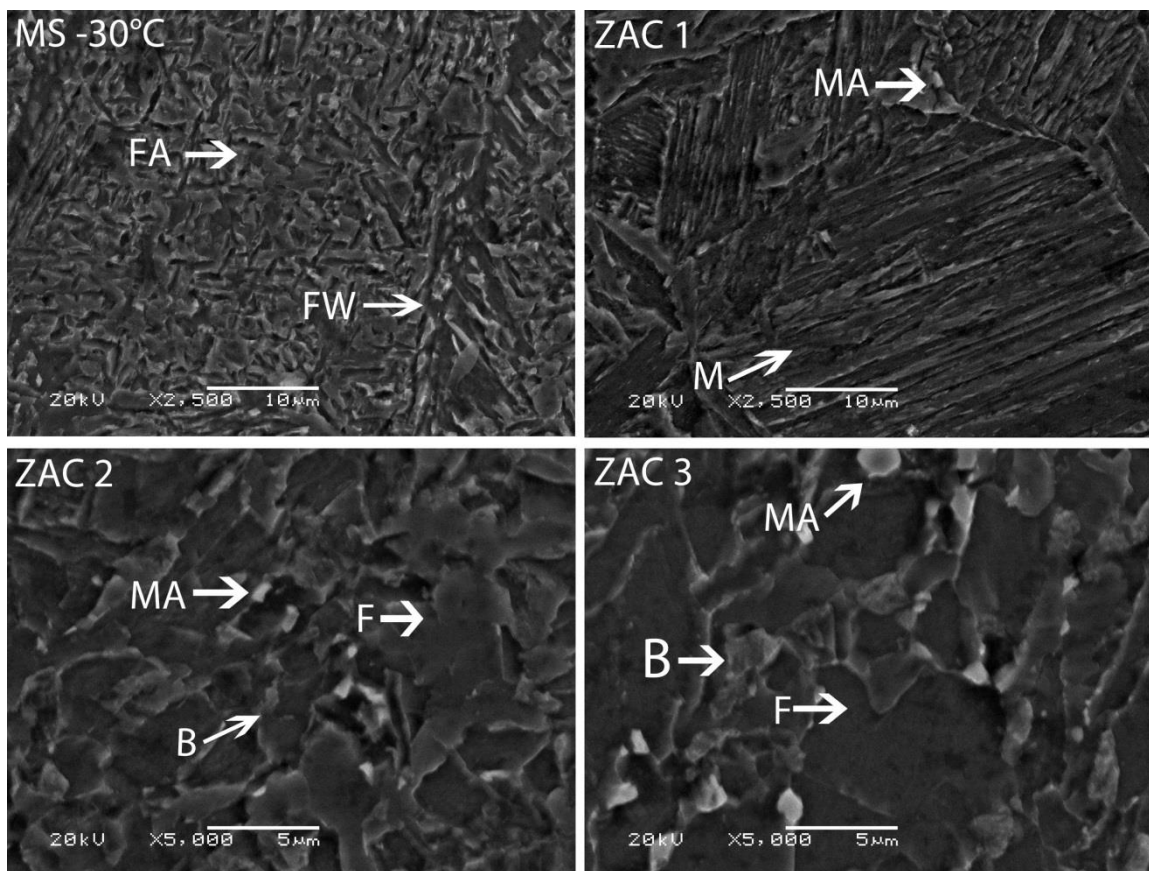


Figura 65 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento.

Na Figura 66 são mostradas as imagens de MEV tiradas do chanfro soldado com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de $40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pelas imagens é possível verificar que o maior tamanho de grão ocorreu na 1ª região da ZAC e a 3ª região da ZAC foi a que apresentou o menor tamanho de grão. Os maiores precipitados foram encontrados na 3ª região da ZAC.

O metal de solda, a 1ª região da ZAC e a 2ª região da ZAC apresentaram grande volume de microestruturas aciculares, enquanto que a 3ª região da ZAC foi a que apresentou as partículas de MA mais quadradas e grãos mais redondos. Na 3ª região da ZAC é possível verificar um bandeamento na vertical, o que em menores magnificações pode ser visto. A 3ª região da ZAC desta solda foi a que apresentou a maior proporção de MA dentre todos os chanfros soldados. Isto foi devido a esta solda ter permanecido por mais tempo em altas temperaturas do que as demais.

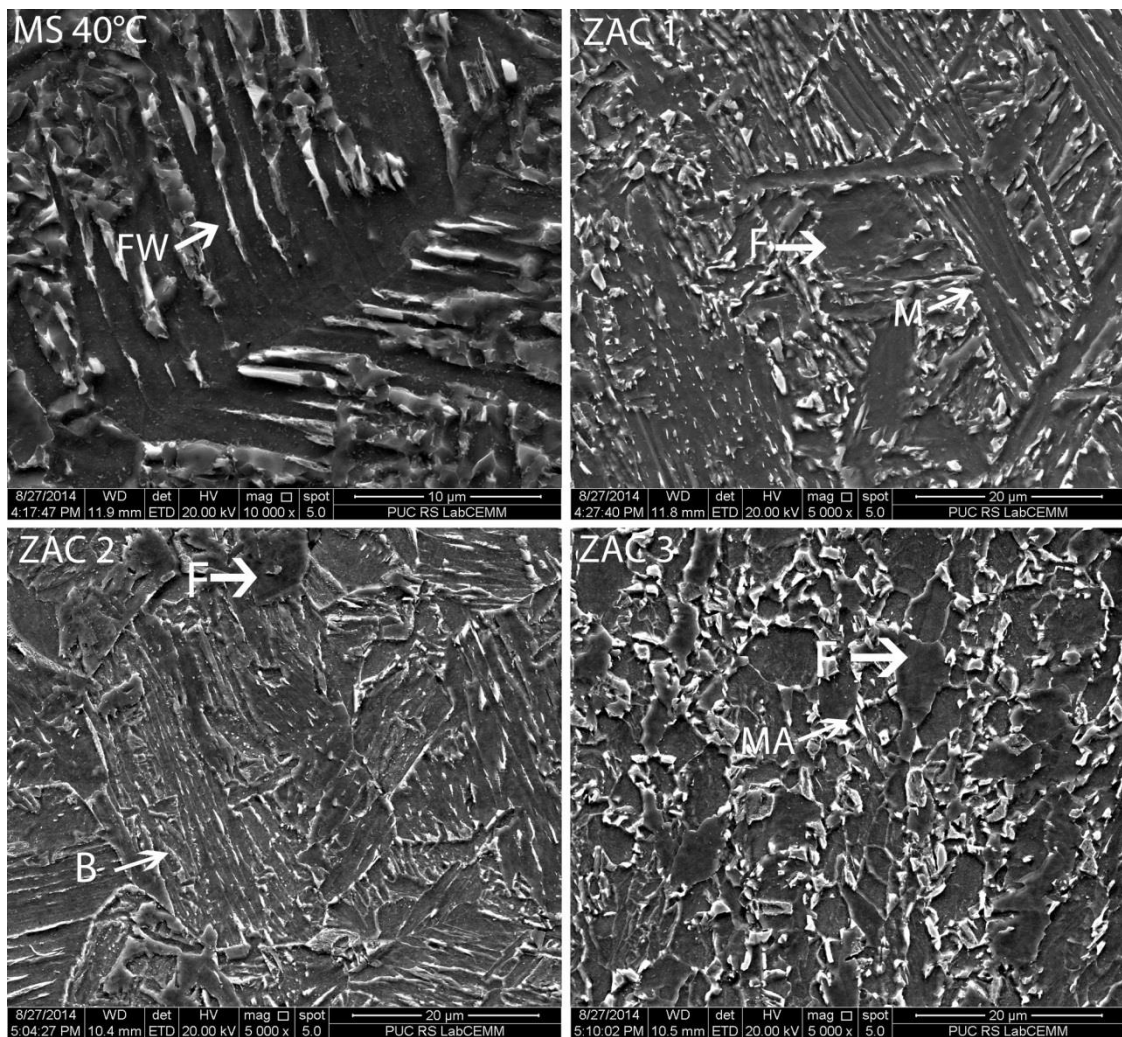


Figura 66 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 40 °C de pré-aquecimento.

Na Figura 67 são mostradas as imagens de MEV dos chanfros soldados com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de 100 °C. A 1ª região da ZAC apresentou uma menor proporção de martensita quando comparada com as soldas realizadas a - 30 °C e 40 °C de pré-aquecimento, além de um menor tamanho de grão. Também é possível verificar nesta

imagem do MEV um bandejamento vertical de microestruturas na 3ª região da ZAC, com precipitados de MA nos contornos de grão.

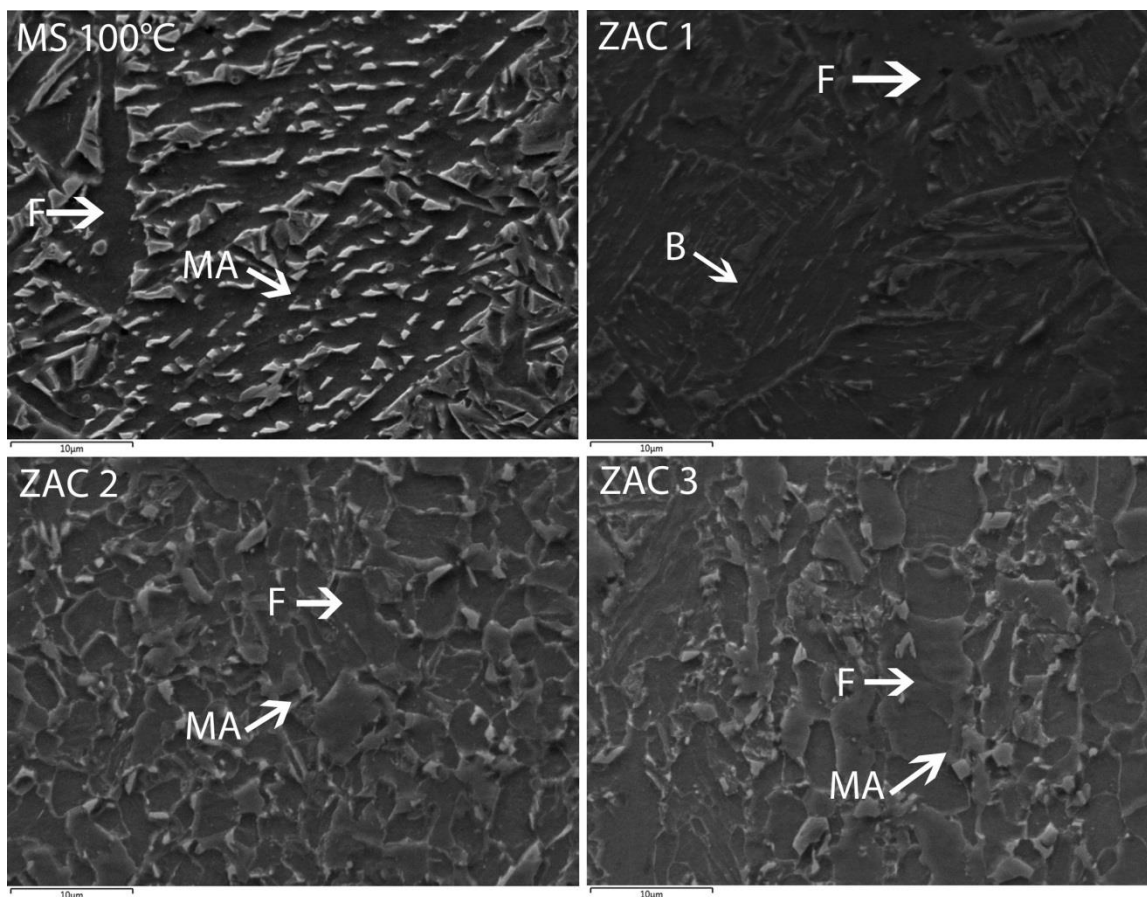


Figura 67 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 100 °C de pré-aquecimento.

Na Figura 68 são mostradas as imagens de MEV dos chanfros soldados com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de 150 °C. Na 3ª região da ZAC é visível o grande tamanho dos precipitados de MA, bem como bainita.

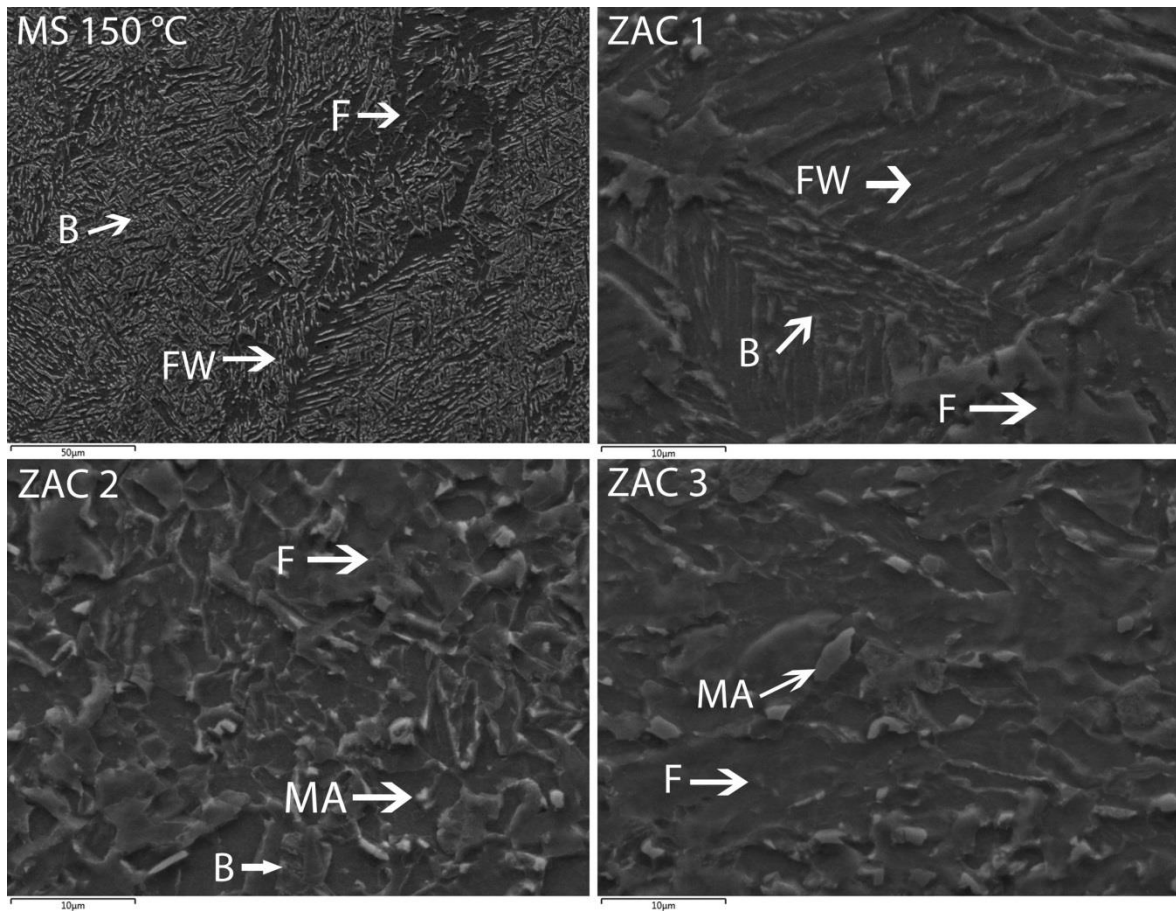


Figura 68 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 150 °C de pré-aquecimento.

Na Figura 69 são mostradas as imagens de MEV dos chanfros soldados com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de 200 °C. Na 1ª região da ZAC se tem uma microestrutura mais grosseira. Na 2ª região da ZAC é visível grandes precipitados de MA nos contornos de grão. Na 3ª região da ZAC foram verificados grandes precipitados de MA nos contornos de grão. A 3ª região da ZAC desta soldagem apresentou uma transição lenta de microestruturas, tornando difícil a determinação do final desta região com o uso de um MEV.

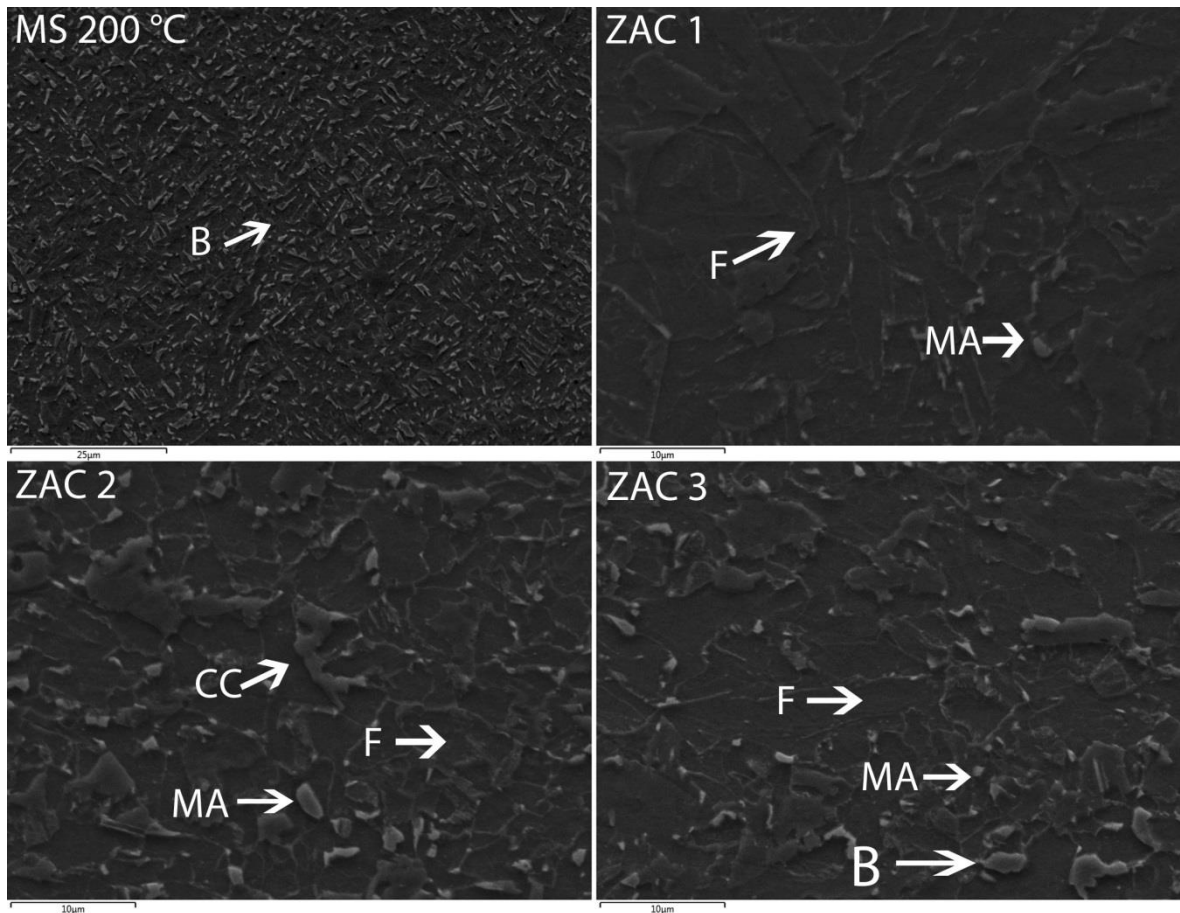


Figura 69 - Imagens de MEV do metal de solda e das três regiões da ZAC da solda realizada com 200 °C de pré-aquecimento.

As imagens de MEV permitiram visualizar com magnificações muito superiores às obtidas por Microscopia de Luz. Nas imagens do MEV, os contornos de grão são muito mais visíveis, bem como os precipitados. O uso de MEV permitiu esclarecer quais foram as microestruturas formadas na soldagem dos chanfros e também foi possível verificar o tamanho de grão, confirmando as medidas feitas por microscopia de luz e ataque com o reagente químico Leper.

Com o uso do MEV, foi possível identificar o tamanho e a distribuição dos precipitados na ZAC e demonstrar o porquê da solda realizada com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de 40 °C ter apresentado os maiores valores de tensão de escoamento e resistência mecânica e os menores valores de tenacidade no ensaio de impacto Charpy-V. No metal de solda, tivemos um grande refino microestrutural. Nas maiores taxas de resfriamento foram encontradas estruturas aciculares, ferrita de widmanstätten e, com a redução da taxa de resfriamento, a proporção destas microestruturas reduziu e as fases mais complexas prevaleceram.

5 Conclusões

As conclusões serão apresentadas em duas partes: uma para as soldagens de simples deposição de metal e a outra para a soldagem dos chanfros.

5.1 Conclusões sobre Soldagens de Simples Deposição de Metal

- O aumento na temperatura de pré-aquecimento levou a um aumento na área da ZAC, no $\Delta t_{8/5}$ e a uma tendência de aumento na penetração.

- O uso de termopares do tipo S arpoados na poça de fusão permitiu adquirir o $\Delta t_{8/5}$ e as temperaturas de início da transformação da austenita em ferrita, sendo que estas temperaturas aumentaram à medida que a taxa de resfriamento foi reduzida.

- O aumento no pré-aquecimento levou a uma redução na dureza da ZAC e do Metal de solda.

- O aumento no pré-aquecimento levou a um aumento no tamanho de grão da 1ª região da ZAC, mas teve pouca influência no tamanho de grão das demais regiões da ZAC.

5.2 Conclusões sobre Soldagens dos Chanfros

- As soldagens realizadas com os cinco pré-aquecimentos de -30, 40, 100, 150 e 200 °C apresentaram bom aspecto visual, sem detecção de defeitos nas amostras cortadas.

- As análises das macrofotografias revelaram que as soldas tiveram penetração total, livres de inclusões de escória e falta de fusão.

- O uso de um chanfro duplo V no formato 2/5 3/5 com abertura de raiz e nariz e, com uma soldagem alternada entre o chanfro superior e inferior, permitiu obter uma junta praticamente sem deformação, não tendo sido necessário o uso de restrições externas a junta.

- A diminuição da taxa de resfriamento aumentou a temperatura de início da transformação da ferrita no metal de solda.

- A medição do $\Delta t_{8/5}$ com termopares do tipo S, e com termopares do tipo K, apresentou resultados similares, mas o termopar do tipo S, por ter uma inércia térmica menor, permitiu medir a temperatura de início da transformação da austenita para ferrita.

- O controle da temperatura de pré-aquecimento e de interpasse nas superfícies exteriores e interiores do duto mostrou ser este um método impreciso para o controle da temperatura de interpasse, pois a temperatura no interior da junta se tornava maior a cada passe de solda, enquanto que a temperatura nessas superfícies se mantinha constante, levando as soldas a terem, em cada passe, uma menor taxa de resfriamento.

- Todas as amostras foram aprovadas no teste de Dobramento, onde não foram detectadas trincas e/ou defeitos superficiais abertos.

- Todas as amostras soldadas tiveram tensões de escoamento e de ruptura superiores às mínimas definidas por norma e inferiores às máximas permitidas. A relação entre a tensão de escoamento e o limite de ruptura foi sempre inferior a 0,92, sempre de acordo com a norma.

- O alongamento das amostras soldadas a - 30 °C e 40 °C ficou abaixo do limite mínimo definido por norma, já nas amostras soldadas a 100 °C e 150 °C, apenas uma amostra de cada três teve o alongamento inferior ao especificado por norma. Com relação às amostras da junta soldada com 200 °C de pré-aquecimento, todas tiveram um alongamento superior ao mínimo estipulado por norma.

- Os resultados de energia absorvida no ensaio Charpy-V foram muito positivos, com todas as amostras absorvendo mais de 100 J nos ensaios realizados a 0 °C, bem acima dos 40 J mínimos exigidos para uma tubulação ser qualificada pela Norma API 5L. Mesmo no ensaio realizado a - 40°C, a energia mínima absorvida foi superior a 40 J. A amostra soldada a - 30 °C apresentou uma energia absorvida bem elevada, superior a 150 J, nos ensaios realizados a 0 e - 40 °C. No ensaio realizado a 20 °C, a amostra soldada a - 30 °C absorveu mais energia do que as amostras soldadas com 40 e 100 °C de pré-aquecimento e de temperatura de interpasse.

- Os perfis de dureza e medições de microdureza mostraram um aumento de dureza desde o metal base inalterado, passando pela ZAC até o metal de solda. O metal de solda apresentou sempre a maior dureza. A máxima dureza foi medida no chanfro soldado a - 30 °C, seguida pelos chanfros soldados a 40, 100, 150 e 200 °C, com uma queda de dureza de um para o outro, sendo que o chanfro soldado a 200 °C apresentou a menor dureza.

- A microestrutura do metal de solda foi composta basicamente de ferrita, ferrita de widmanstätten, bainita e martensita. As microinclusões de MA encontradas no metal de solda foram muito refinadas e em pequeno número.

- As diferentes taxas de resfriamento fizeram com que as máximas durezas ocorressem em diferentes locais da junta soldada. Na soldagem realizada com 40 °C de pré-aquecimento,

as máximas durezas ocorreram no centro da junta. Na soldagem realizada com $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ de pré-aquecimento, as máximas durezas ocorreram nas superfícies externa e interna da junta. Nos demais pré-aquecimentos, as máximas durezas ocorreram na metade superior do chanfro e próxima da superfície interna do duto.

- A ZAC da soldagem realizada com pré-aquecimento e temperatura de interpasse de $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ provavelmente envelheceu, devido ao elevado tempo de permanência em temperaturas superior aos $100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Isso pode ter degradado a sua tenacidade, e aumentou os valores de tensão de escoamento e de ruptura, os quais foram superiores aos valores medidos nas demais juntas.

6 Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar ensaios de *crack tip opening displacement* na região dos grãos grosseiros da solda.
- Realizar ensaios Charpy-V em menores temperaturas para determinar a temperatura de transição de fratura frágil para dúctil (TTDF).
- Estudar a influência do uso de maiores energias de soldagem em soldagens realizadas em temperaturas sub zero.
- Estudar mais profundamente a formação de bainita globular no aço API 5L-X80.
- Realizar ensaios de tração com amostras maiores para determinar a extensão do envelhecimento.
- Utilizar difração de raio-X para determinar se houve “*envelhecimento*” no API 5L-X80.
- Repetir o procedimento de soldagem da solda realizada com 40 °C de pré-aquecimento e temperatura de interpasse, mas realizar resfriamento forçado da junta para reduzir o tempo interpasse para 20 minutos ou menos.
- Repetir o procedimento de soldagem deste trabalho e executar o ensaio de impacto Charpy-V no metal de solda, para comparação com os resultados deste trabalho.

7 Referências Bibliográficas

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, **NBR. 6152**. Materiais metálicos–Ensaio de tração à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2002.

ALBUQUERQUE, Siderley Fernandes et al. Estudo do comportamento do aço API 5L X80 quando submetido à soldagem por processo automatizado. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo , v. 17, n. 2, p. 137 – 146, Junho, 2012.

ALVES, Valtair de Jesus. **Desenvolvimento de envelopes operacionais para processo MIG/MAG robotizado com diferentes gases de proteção**. 2009. 155 f. Dissertação Mestrado, UFRGS, Porto Alegre, 2009.

AKSELSSEN, Odd M. et al. Low Temperature Fracture Toughness of X80 Girth Welds. In: **The Twenty-second International Offshore and Polar Engineering Conference**. International Society of Offshore and Polar Engineers, p. 283 - 289, 2012.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104**. Welding Pipelines and Related Facilities. Washington, 1999.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104**. Welding Pipelines and Related Facilities. Washington, 2005.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API Specification 5L**. Specification for line pipe. Washington, 2007.

AMERICAN STANDARD FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E112-13**. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, 2013.

BAILEY, N. et al. **Welding Steels without Hydrogen cracking**. 2 ed. Cambridge, England: Woodhead Publish Limited, 2004. 151 p.

BARBARO, F. J. et al. Welding the First ERW X80 Grade Pipeline. In: **Int. Conf. On Pipeline Construction Technology**, 4-5, 2002, Wollongong. Trabalhos...Wollongong: Blue Scoope Steel, 2002. p 1 – 12.

BATISTA, Gilmar Zacca et al. Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de tubo API 5L X80 submetido a dobramento por indução. **Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, ABM (Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais), São Paulo, v. 3, n. 04, p. 16-22, 2007.

BAY, Iong. **Pipelines and Risers**. 1ed. Oxford: Elsevier, 2003.

CHI, Qiang et al. Effect of Cold Bending Process and Strain-Age on Properties of X80 Linepipe. **Bridges**, v. 10, p. 1317 - 1327, 2012.

CRUZ-CRESPO, A.; et al. Effect of Tempering Pass on HSLA-80 Steel HAZ Microstructures. **Welding journal**, v. 92, n. 10, p. 304- 311, 2013.

DE BRITO, Vera Lúcia Othéro. et al. Evolução dos aços para tubos API utilizados no transporte de óleo e gás. In: **CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS**, 14, 2000, Águas de São Pedro. Trabalhos...Águas de São Pedro, p. 45801 – 45813, 2000.

DE SOUSA ANTONINO, Tiago et al. Measurements of the Thermophysical Properties of the API 5L X80. **Materials Sciences and Applications**, v. 2014, 2014. P 617 – 627.

DRAFT INTERNATIONAL STANDARD. **ISO/DIS 3183**. Steel pipe for pipeline transportation systems. Beuth, 2010.

DURAND, R. Z. S. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L X80 por Processos de Soldagem Semi-Automáticos com Proteção Gasosa**. 2007. 143 f. Dissertação Mestrado, PUC/RJ, 2007.

EASTERLING, Kenneth. The heat-affected zone.in: EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2 ed. Oxford: Butterworth-Heinemann Ltd. 1992. p. 126 – 190. ISBN 0 7506 03941

FELBER, S. Prediction of the Mechanical Properties and Fracture Mechanical Values of Welded Joints Out of the Pipeline-Steels X70 and X80 and the Duplex-Steel 1.4462 for Flow Lines. **Welding in the World**, v. 51, n. 5-6, p. 44-52, 2007.

FERNANDES, Paulo Eduardo Alves. **Avaliação da tenacidade à fratura da zona afetada pelo calor (ZAC) do aço API 5L X80 soldado pelos processos SMAW e FCAW**. 2011. 109 f. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

FORTES, Cleber. **Soldagem com Arames Tubulares. Catalogo de Arames Tubulares**. ESAB, 2/2011. 48 f.

GOODALL, G. R. et al. Thermal simulation of HAZ regions in modern high strength steel. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 51, n. 1, p. 58-66, 2012.

GORNI, Antonio Augusto; et al. Austenite transformation and age hardening of HSLA-80 and ULCB steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 155, p. 1513-1518, 2004.

GORNI, A. A.; et al. Metalurgia dos Aços Microligados Usados na Fabricação de Tubos Soldados de Grande Diâmetro. **Revista Tubo & Companhia**, p. 52-63, Set-Out 2009.

GRÄF, M. K. et al. High-strength large-diameter pipe for long-distance high-pressure gas pipelines. **International Journal of Offshore and Polar Engineering**, v. 14, n. 1, p. 69-74, 2004.

HART, P. H. M.; et al. Compositional parameters for HAZ cracking and hardening in C-Mn steel. **Welding Journal**, v. 66, p. 310 - 322, 1987.

HART, P. H. M.; et al. The influence of reduced carbon equivalent on HAZ cracking in structural steels. In: **Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering**. Houston, 7, 1988.

HERYNK, M. D. et al. Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing processes on pipe collapse pressure. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 49, p. 533–553, 2007.

HILLENBRAND, H. G.; et al. **X80 line pipe for large-diameter high strength pipelines.** , Ratingen: Europipe GmbH, 2002. 15 f.

HULKA, K.; et al. Weldability Considerations in the Development of Structural Steels. In: **Third International Conference on HSLA Steels**, 1995, Beijing. Proceedings... Beijing: The Chinese Society for Metals, 1995. p. 543-551.

ISHIKAWA, Nobuyuki et al. Mechanical and Metallurgical Properties of Grade X80 High Strain Linepipe Produced by Heat Treatment On-line Process. In: **Proc Int Offshore Polar End Conf. 2008**. p. 13-20.

JOAQUIM, Roberto. Processo de Soldagem por Arame Tubular. **INFOSOLDA**, São Paulo, 2009. p. 1 - 23

KANDIYOTI, Rafael. **Pipelines: flowing oil and crude politics**. IB Tauris, 2012. p. 1 – 284.

KANG, J. S.; et al. Three-dimensional characterization of bainitic microstructures in low-carbon high-strength low-alloy steel studied by electron backscatter diffraction. **Materials Characterization**, v. 79, p. 110 - 121, 2013.

KANG, Ki Bong, et al. Development of High Strength and High Performance Linepipe and Shipbuilding Steels. In: WENG, Yuqing; DONG, Han; GAN, Yong. **Advanced Steels**. Springer. Berlin: Springer, 2011, p. 281 - 288.

KIM, Choong-Myeong et al. A Study on the Metallurgical and Mechanical Characteristics of the Weld Joint of X80 Steel. In: **Proceedings of The Fifteenth (2005) International Offshore and Polar Engineering Conference**, Seoul, Korea. p. 158 – 162. 2005.

KONRAD, J.; et al. Characterization of the Microstructure of X80 Heavy Plate for Pipeline Applications using the EBSD Method. In: **International Conference on Thermomechanical Processing of Steels**, 3, 2008. Padua. Proceedings... Padua: Associazione Italiana di Metalurgia, 2008.

KORCHYNSKY, Michael. A new role for microalloyed steels: adding economic value. In: **Proceedings of Vanitec International Symposium**, 9, p. 1 – 11. 2001.

KREMNEV, L. S.; et al. Structure and mechanism of the formation of granular bainite in steel 20Kh2NACH. **Metal science and heat treatment**, v. 39, n. 9, p. 367-370, 1997.

LU, Jungfang. “**Quantitative Microstructural Characterization of Microalloyed Steel**,” 2009. 341 f. PhD Dissertation, University of Alberta. 2009.

MACHADO, IVAN GUERRA. Soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível (“MIG/MAG”) in: MACHADO, IVAN GUERRA. Soldagem & Técnicas Conexas: Processos. 1 ed. Porto Alegre: 1996. Capítulo 8, p. 193 – 218.

MITCHELL, P. S. The Use of Vanadium-a Brief Review. **INFACON**, v. 1, p. 217-224, 1992.

MOHAMMADI, Farzad; et al. Corrosion of simulated weld HAZ of API X-80 pipeline steel. **Corrosion Science**, v. 63, p. 323-333, 2012.

MOHSENI, Peyman. **Brittle and Ductile Fracture of X80 Arctic Steel**. 2012. 233 f. Philosophiae Doctor. Norwegian University of Science and Technology Faculty of Natural Sciences and Technology Department of Materials Science and Engineering, Trondheim, 2012.

MOREIRA, Edson Vasques; et al. The State of the Art of Weld Seam Inspection on Pipes by Automated Ultrasonic System Using Special Composite Transducers. 2000. In **15th World Conference on Nondestructive Testing**, Roma (Italy). p. 15-21, October 2000.

MORRISON, W. B. Overview of microalloying in steel. In: **The Proceedings of the Vanitec Symposium**, 2000, Guilin, China. Proceedings... Guilin, China, 2000. p. 25-35.

NICHOLAS, Joanna M; et al. The Prediction of maximum HAZ hardness in various regions of multiple pass welds. 2008. **International Conference 'Computer Technology in Welding and Engineering**. 17. University of Cranfield.

NIU, Jing et al. Tempering microstructure and mechanical properties of pipeline steel X80. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 19, p. 573 - 578, 2009.

ORDÓÑEZ, Robert Eduardo Cooper. **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares**. 2004. 111 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas-Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2004.

PEREIRA, Aldo Santos, et al. Soldagem em Operação de Dutos de Alta Resistência e Baixa Espessura com Ênfase nas Trincas a Frio. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v 17, n 2, p.88 - 95, 2012.

RAMÍREZ, Mario Fernando G. **Estudo da Transformação Durante O Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado Na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo**, 2008, 158 f. Tese de Doutorado. Tese (Doutorado)-Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo: 2008.

ROCHA, David Bellentani. **Estudo da soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem: MAG com transferência controlada e eletrodo tubular**. 2010. 219 f. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

RODRIGUES, P. C. M.; et al. Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. **Materials Science and Engineering**. v. 283, n. 1, p. 136-143, 2000.

ROSADO, Diego Belato et al. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. **International Journal Sustainable Construction & Design**, v. 4, n. 1, p. 1 - 10, 2013.

SANTOS, Edmilson Moutinho dos et al. Gás natural: a construção de uma nova civilização. **Estudos avançados**, São Paulo, v. 21, n. 59, p. 67 – 90, 2007.

SHIN, Sang Yong et al. Separation phenomenon occurring during the Charpy-V impact test of API X80 pipeline steels. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 40, n. 10, p. 2333-2349, 2009.

SMIRNOV, M. A; et al. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. **Metallurgist**, v. 54, n. 7, p. 444 - 454, 2010.

SOBOTKA, JAROMÍR MORAVEC JIRÍ. Preheating Temperature Influence on Weld Pool Geometry during MAG Welding. In: **Transfer inovácií**. v. 22, p 166 – 172, 2012

SOEIRO JUNIOR, Jaime Casanova; et al. A brief history review of development on API steels welding for pipeline. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, p. 176 – 195, 2013.

STARLING, Cícero Murta Diniz; et al. Caracterização do Cordão na Soldagem FCAW com um Arame Tubular" Metal Cored. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 16, p. 285 - 300, 2011.

SUNG, Hyo Kyung et al. Effects of acicular ferrite on Charpy-V impact properties in heat affected zones of oxide-containing API X80 linepipe steels. **Materials Science and Engineering**. V. 528, n. 9, p. 3350 - 3357, 2011.

TAFTEH, Reza. **Austenite decomposition in an X80 linepipe steel**. 2011. 108 f. Philosophiae Doctor . University of British Columbia, Vancouver, 2011.

TAKAHASHI, Akihiko; et al. Improvement of Yield Strength-Transition Temperature Balance by Microstructural Refinement. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 36, n 3, p. 341 - 346, 1996.

TANG, Zhenghua; et al. The role of molybdenum additions and prior deformation on acicular ferrite formation in microalloyed Nb–Ti low-carbon line-pipe steels. **Materials Characterization**, v. 59, n. 6, p. 717-728, 2008.

TARBELL, Ida M. The history of the Standard Oil company. Cosimo, Inc., 2009. f. 89.

TERZIAN, Ricardo Luiz. **Conceitos e Metodologias de Gestão de Projeto e sua aplicação ao caso da Integridade da Malha Dutoviária**. 2005. 138 f. PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2005.

TOLMASQUIM, Mauricio Tiomno. Perspectivas e planejamento do setor energético no Brasil. **Estudos Avançados**, v. 26, n. 74, p. 247-260, 2012.

WANG, S.C.; et al. The Effect of Alloying Element on the Structure and Mechanical Properties of Ultra Low Carbon Bainitic Steels. **China Steel Technical Report**, v. 6, p. 1-9, 1992.

WIEBE, Jörg, et al. Influence of Heat Input during GMAW on the Mechanical Properties of Seamless Line Pipe Steels up to X80. In: **The Twenty-first International Offshore and**

Polar Engineering Conference, 20, 2011, San Francisco. Proceedings... San Francisco, p. 187 – 192. 2011.

YANG, Z.; et al. Modeling macro-and microstructures of gas-metal-arc welded HSLA-100 steel. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 30, n. 3, p. 483-493, 1999.

ZHAO, Ming-Chun; et al. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. **Materials Science and Engineering**, v. 335, n. 1, p. 14 - 20, 2002.

ZHAO, Ming-Chun et al. Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels. **Materials Science and Engineering**: v. 355, n. 1, p. 126-136, 2003.

Zhou, Min; et al. Microstructure and mechanical properties of X80 pipeline steels in different cooling schedules. **Acta Metallurgica Sinica (English letters)**, v. 23, n. 3, p. 171-175, 2010.

ZHU, Zhixiong. **Structure Property Correlation in the Weld HAZ of High Strength Line Pipe Steels**. f. 272. 2013. Philosophiae Doctor, University of Wollongong, Wollongong, 2013.

8 APÊNDICES

8.1 APÊNDICE A - Durezas Vickers 5 kg, medidas nas soldagens dos chanfros duplo V

Nas tabelas 10 - 14 apresentadas a seguir estão os resultados de dureza Vickers 5 kg dos 5 chanfros soldados, os resultados do metal de solda foram negritados e os resultados das 3 regiões da ZAC foram sublinhados e os resultados do metal base não possuem nenhuma marcação especial. A sigla DLC significa distância da linha central da solda. Estas tabelas permitem compreender melhor os gráficos de dureza Vickers que foram apresentados anteriormente.

Tabela 10: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com -30 °C de pré-aquecimento.

DLC	Distância a partir da superfície do segmento de duto				
	2 mm	9 mm	18 mm	22 mm	30 mm
-16	228	212	207	185	227
-15	214	218	208	210	225
-14	225	222	209	210	222
-13	220	216	213	215	230
-12	219	221	216	216	226
-11	230	222	220	217	245
-10	<u>238</u>	229	213	226	<u>240</u>
-9	<u>253</u>	228	225	225	<u>253</u>
-8	<u>287</u>	216	224	222	<u>259</u>
-7	<u>290</u>	<u>238</u>	227	218	292
-6	284	<u>260</u>	216	244	303
-5	279	264	218	<u>235</u>	312
-4	272	262	234	<u>244</u>	315
-3	275	275	<u>237</u>	255	300
-2	275	280	<u>266</u>	260	309
-1	272	286	265	272	293
0	281	267	256	259	279
1	302	258	264	260	286
2	289	257	258	262	287
3	282	255	<u>251</u>	259	279
4	289	252	<u>235</u>	256	292
5	278	269	222	<u>257</u>	304
6	274	<u>262</u>	225	<u>237</u>	288
7	271	<u>239</u>	223	212	291
8	282	212	221	216	<u>295</u>
9	<u>265</u>	222	219	232	<u>263</u>
10	<u>230</u>	229	221	221	<u>246</u>
11	<u>219</u>	231	209	226	240

12	<u>216</u>	221	213	225	246
13	209	218	216	222	238
14	230	218	207	215	227
15	224	219	204	212	230
16	225	217	204	219	217
17	218	216	208	204	239
18	239	214	202	209	225
19	228	211	207	212	231
20	230	209	208	205	233
21	218	210	210	214	219
22	227	212	203	215	221
23	225	214	211	214	224

Tabela 11: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 40 °C de pré-aquecimento.

DLC	Distância a partir da superfície do segmento de duto				
	2 mm	9 mm	18 mm	22 mm	30 mm
-17	218	201	208	202	206
-16	212	200	201	207	204
-15	205	201	205	202	204
-14	215	209	200	203	202
-13	213	211	211	205	202
-12	<u>214</u>	218	217	198	242
-11	<u>212</u>	222	209	215	215
-10	<u>222</u>	216	210	216	218
-9	<u>215</u>	209	208	212	<u>241</u>
-8	229	221	216	221	<u>235</u>
-7	237	<u>222</u>	219	218	<u>263</u>
-6	222	<u>237</u>	214	214	<u>264</u>
-5	226	237	221	<u>235</u>	262
-4	239	235	222	<u>237</u>	249
-3	233	236	<u>236</u>	253	243
-2	242	238	<u>266</u>	263	242
-1	241	229	271	274	234
0	249	242	270	281	237
1	243	248	279	283	245
2	249	255	<u>283</u>	286	260
3	233	261	<u>244</u>	268	258
4	240	253	246	<u>240</u>	262
5	240	249	219	<u>214</u>	249
6	244	238	222	226	239
7	245	<u>248</u>	228	235	241
8	239	<u>217</u>	209	214	248
9	235	220	207	221	<u>242</u>
10	243	214	216	227	<u>250</u>
11	245	223	213	224	215
12	<u>239</u>	221	213	219	222
13	<u>241</u>	227	202	215	217
14	<u>237</u>	217	207	209	207
15	<u>217</u>	214	200	212	213
16	216	224	199	199	219

17	212	218	199	210	203
18	214	213	209	195	222
19	214	217	193	189	214
20	211	222	211	191	214

Tabela 12: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 100 °C de pré-aquecimento.

DLC	Distância a partir da superfície do segmento de duto				
	2 mm	9 mm	18 mm	22 mm	30 mm
-18	219	203	202	214	204
-17	216	217	206	216	213
-16	215	207	216	216	219
-15	201	206	211	215	214
-14	208	201	216	213	214
-13	202	209	214	215	212
-12	<u>206</u>	221	220	211	<u>218</u>
-11	<u>203</u>	219	223	213	<u>226</u>
-10	<u>200</u>	204	222	214	<u>248</u>
-9	<u>215</u>	206	222	214	<u>255</u>
-8	219	<u>198</u>	221	210	252
-7	219	<u>203</u>	216	213	248
-6	215	232	214	216	248
-5	212	233	228	<u>212</u>	246
-4	211	236	<u>228</u>	<u>223</u>	243
-3	214	249	<u>241</u>	242	234
-2	215	240	<u>236</u>	232	236
-1	224	247	243	235	232
0	222	238	243	233	235
1	226	237	233	238	243
2	225	242	<u>221</u>	239	236
3	225	247	<u>225</u>	237	239
4	213	239	<u>237</u>	234	232
5	219	242	220	<u>224</u>	239
6	219	242	223	<u>216</u>	240
7	214	<u>223</u>	225	224	241
8	221	<u>225</u>	221	214	237
9	226	205	206	213	234
10	<u>222</u>	215	221	210	249
11	<u>204</u>	217	214	213	<u>247</u>
12	<u>226</u>	217	222	220	<u>225</u>
13	<u>206</u>	214	211	228	<u>207</u>
14	<u>227</u>	218	222	222	217
15	209	219	217	216	212
16	209	211	219	201	216
17	205	211	226	217	219
18	202	212	215	221	212
19	213	219	216	217	219
20	201	220	213	210	217
21	212	222	214	210	212

Tabela 13: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 150 °C de pré-aquecimento.

DLC	Distância a partir da superfície do segmento de duto				
	2 mm	9 mm	18 mm	22 mm	30 mm
-25	216	220	216	211	210
-24	209	222	217	217	220
-23	226	219	220	219	219
-22	221	219	220	213	224
-21	217	211	210	218	220
-20	209	218	210	218	219
-19	215	213	213	221	216
-18	<u>225</u>	216	219	216	214
-17	<u>215</u>	217	217	216	218
-16	<u>230</u>	221	222	218	218
-15	<u>232</u>	225	218	228	221
-14	<u>240</u>	225	221	233	211
-13	<u>229</u>	217	223	225	222
-12	237	215	214	224	<u>220</u>
-11	230	213	221	218	<u>219</u>
-10	233	211	211	213	<u>230</u>
-9	223	<u>219</u>	215	214	<u>237</u>
-8	230	<u>207</u>	214	<u>222</u>	240
-7	232	<u>237</u>	205	<u>218</u>	228
-6	226	227	207	<u>218</u>	234
-5	234	227	<u>217</u>	<u>219</u>	221
-4	233	226	<u>213</u>	238	225
-3	228	232	<u>227</u>	238	226
-2	227	229	238	239	233
-1	232	231	246	234	236
0	232	232	245	241	233
1	229	232	243	238	230
2	227	241	<u>236</u>	234	229
3	226	239	<u>221</u>	232	232
4	226	240	<u>227</u>	<u>221</u>	233
5	231	238	215	<u>216</u>	226
6	231	<u>210</u>	213	<u>227</u>	232
7	237	<u>215</u>	213	216	235
8	224	<u>212</u>	210	217	<u>251</u>
9	<u>231</u>	204	220	217	<u>245</u>
10	<u>238</u>	208	217	218	<u>237</u>
11	<u>218</u>	215	209	220	<u>228</u>
12	<u>213</u>	207	218	222	<u>233</u>
13	212	214	212	219	213
14	209	216	213	220	223
15	222	218	218	222	224
16	212	216	224	216	222
17	215	204	202	214	225
18	207	214	224	220	216
19	212	214	216	222	214

Tabela 14: Durezas Vickers 5 kg, medidas na soldagem realizada com 200 °C de pré-aquecimento.

DLC	Distância a partir da superfície do segmento de duto				
	2 mm	9 mm	18 mm	22 mm	30 mm
-22	204	213	202	209	207
-21	206	209	210	209	209
-20	209	209	215	205	205
-19	204	213	204	216	211
-18	204	214	213	215	213
-17	204	214	214	214	215
-16	211	221	217	216	217
-15	<u>216</u>	214	215	218	214
-14	<u>217</u>	221	216	213	215
-13	<u>229</u>	217	220	210	<u>217</u>
-12	<u>239</u>	218	222	214	<u>216</u>
-11	239	216	221	209	<u>224</u>
-10	240	217	218	208	<u>240</u>
-9	238	<u>214</u>	211	209	<u>235</u>
-8	232	<u>213</u>	214	212	243
-7	236	237	220	<u>214</u>	241
-6	234	242	216	<u>205</u>	235
-5	225	243	<u>206</u>	<u>209</u>	231
-4	229	234	<u>214</u>	237	229
-3	226	236	<u>225</u>	224	229
-2	227	241	240	228	224
-1	232	231	241	224	226
0	236	236	238	229	230
1	235	239	240	229	226
2	232	240	<u>234</u>	235	227
3	234	245	<u>217</u>	224	227
4	241	244	<u>214</u>	<u>213</u>	232
5	238	<u>228</u>	212	<u>210</u>	224
6	206	<u>214</u>	210	<u>214</u>	228
7	<u>212</u>	207	214	211	<u>234</u>
8	<u>211</u>	212	216	210	<u>229</u>
9	<u>210</u>	212	216	206	<u>227</u>
10	<u>208</u>	211	212	212	<u>224</u>
11	220	214	211	208	219
12	222	215	217	212	215
13	219	216	214	209	215
14	210	205	216	212	212
15	215	205	210	213	215

8.2 APÊNDICE B - Gráficos da Tensão-Deformação

A Figura 70 mostra os gráficos de tensão versus deformação do metal base. Nas Figuras 71 a 75 estão os gráficos com as curvas de tensão versus deformação dos corpos de

prova retirados dos chanfros soldados com os pré-aquecimentos de -30, 40, 100, 150 e 200°C, respectivamente.

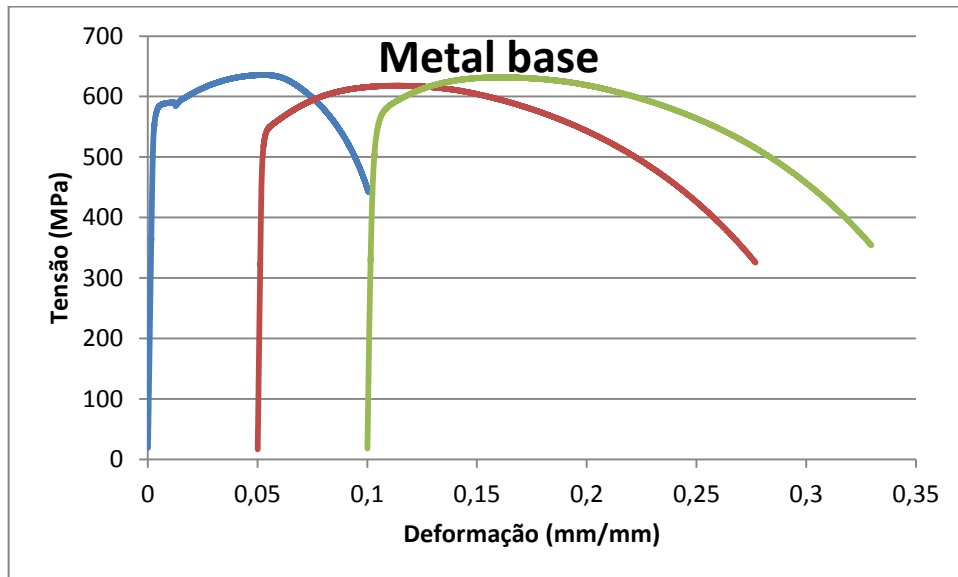


Figura 70 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas do metal base.

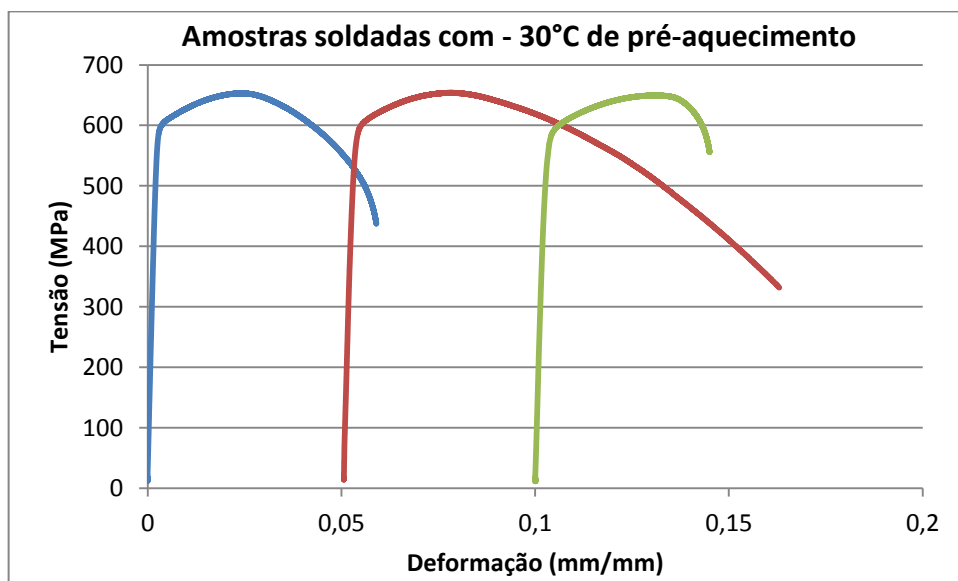


Figura 71 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com -30 °C de pré-aquecimento.

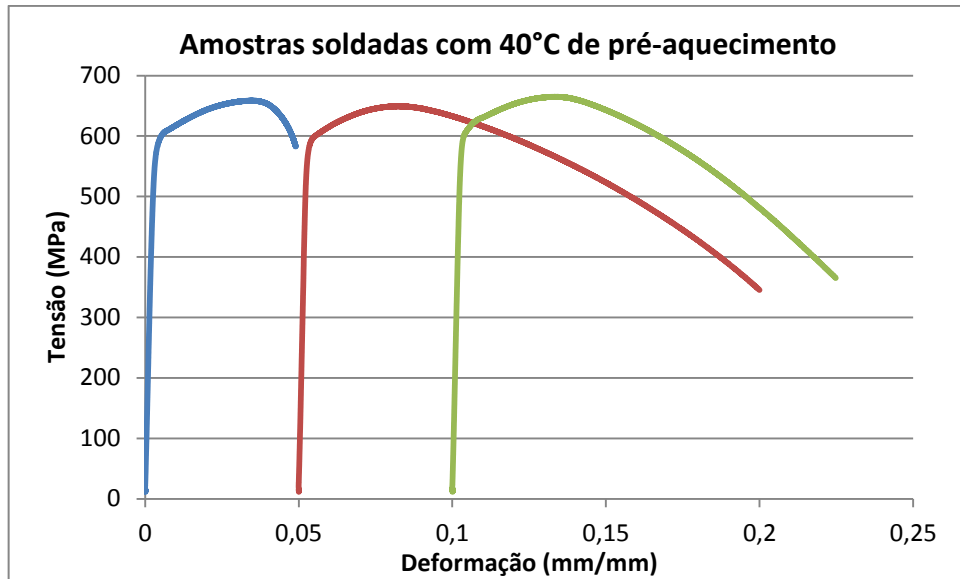


Figura 72 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 40 °C de pré-aquecimento.

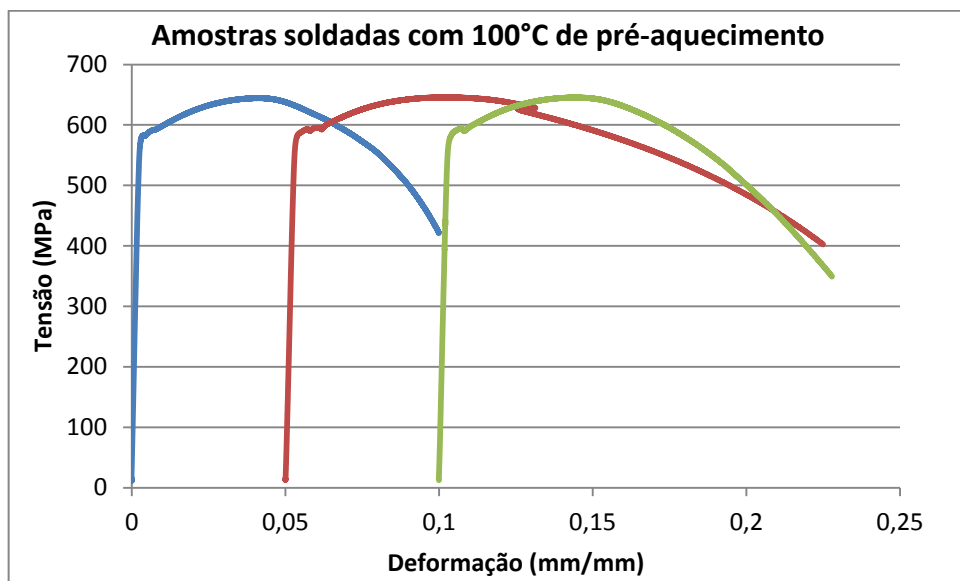


Figura 73 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 100 °C de pré-aquecimento.

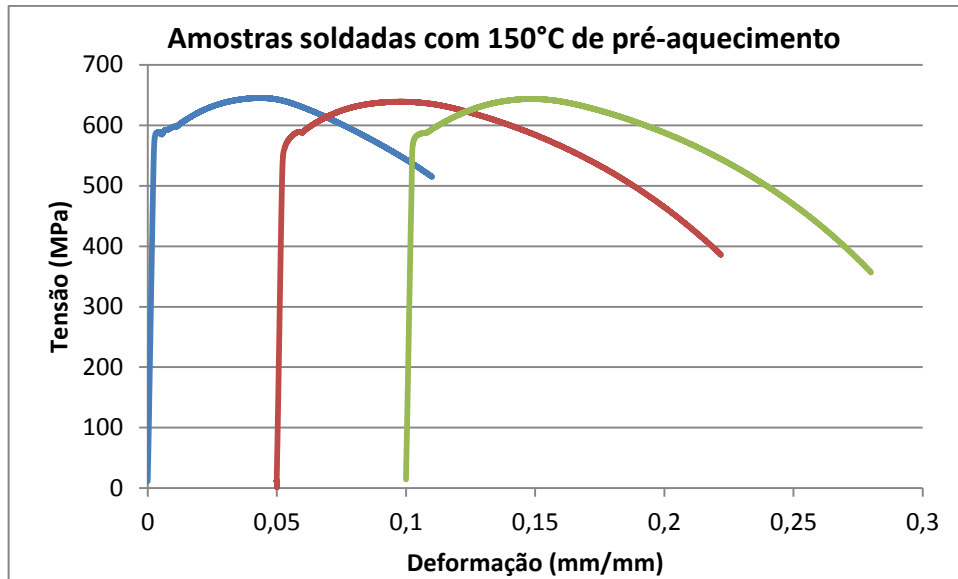


Figura 74 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 150 °C de pré-aquecimento.

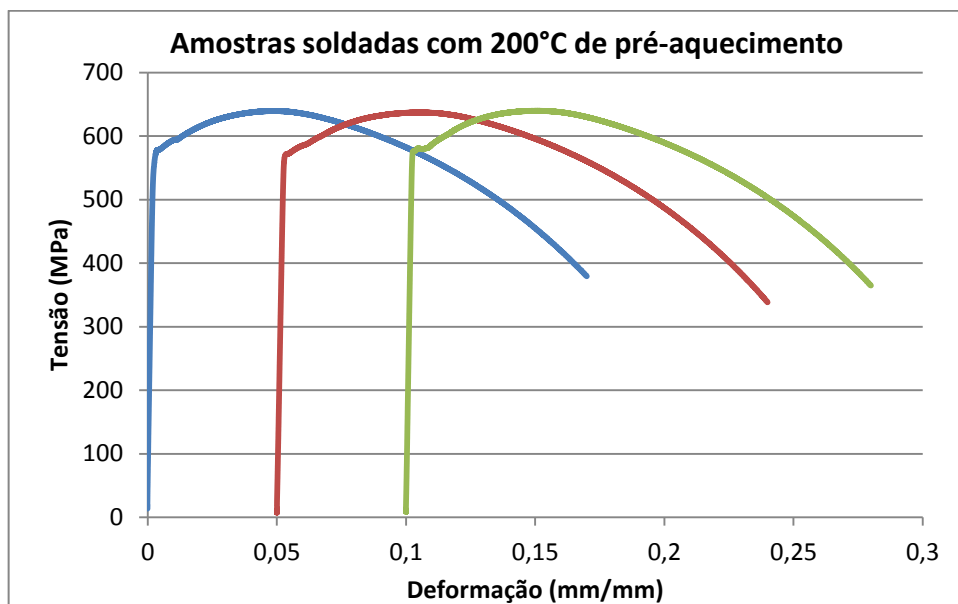


Figura 75 - Gráfico da Tensão-Deformação das amostras retiradas da junta soldada com 200 °C de pré-aquecimento.

8.3 APÊNDICE C - Fotografias das Superfícies de Fratura dos Corpos de Prova do Ensaio Charpy-V

Na primeira linha de cada sequência de fotografias estão os corpos ensaiados a 20 °C, na segunda linha os corpos de prova ensaiados a 0 °C e na terceira linha os corpos de prova ensaiados a - 40 °C. Em cada linha estão as amostras na ordem em que foram ensaiadas,

geralmente três corpos de prova. Nos casos em que houve grande discrepância entre os resultados, ensaios adicionais foram executados. Na Figura 76, a seguir, é mostrada uma fotografia da superfície de fratura do metal base após o ensaio Charpy-V. Nas Figuras 77 - 81 e apresentadas a seguir, as fotos das superfícies de fratura das amostras soldadas com os pré-aquecimentos de - 30, 40, 100, 150 e 200 °C, respectivamente.

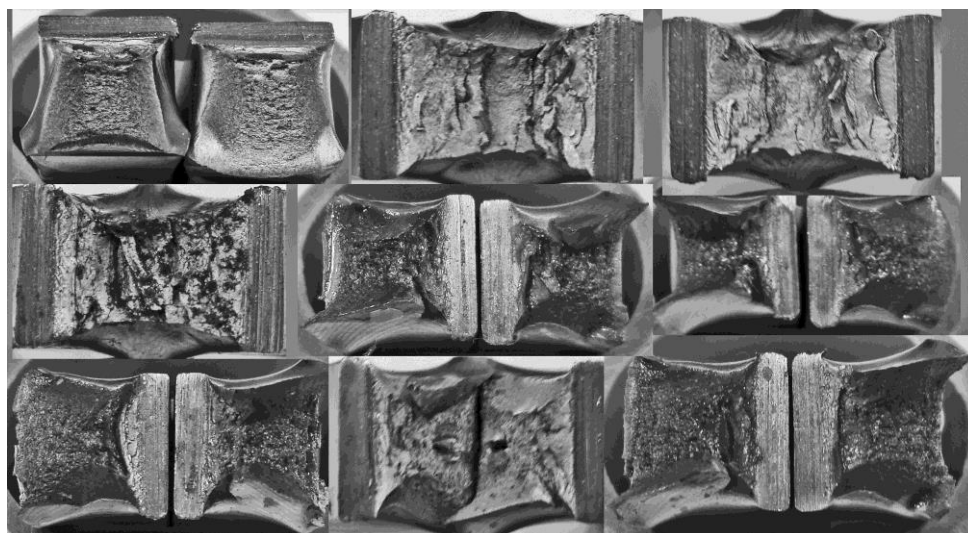


Figura 76 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova do metal base.

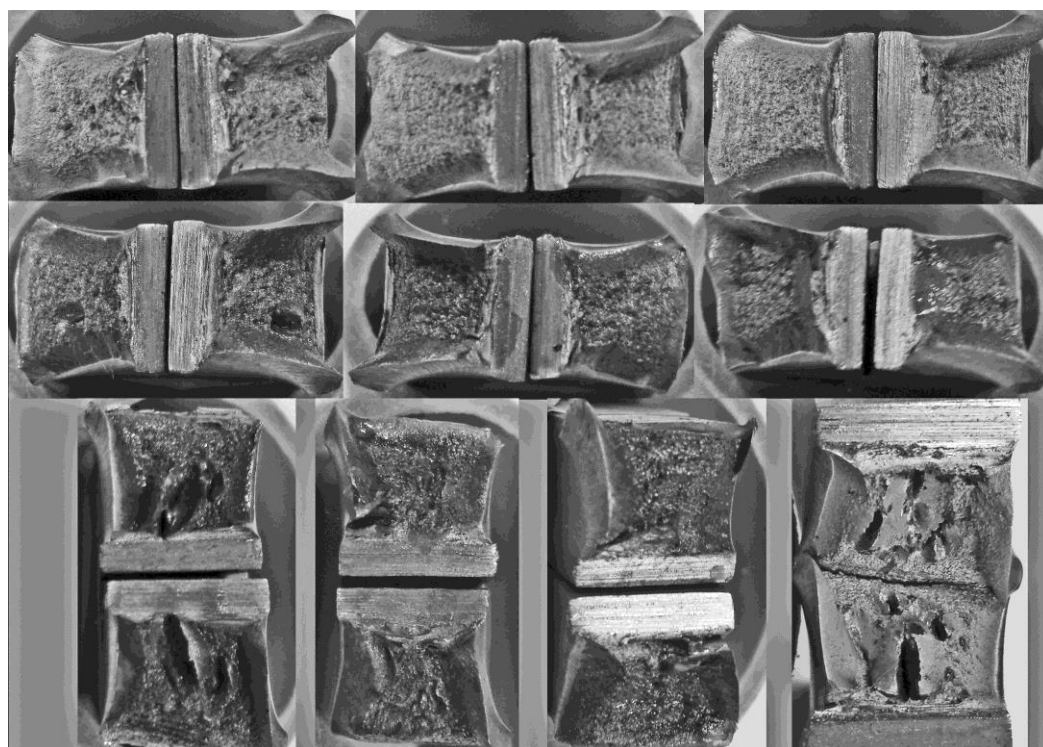


Figura 77 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com - 30 °C de pré-aquecimento.

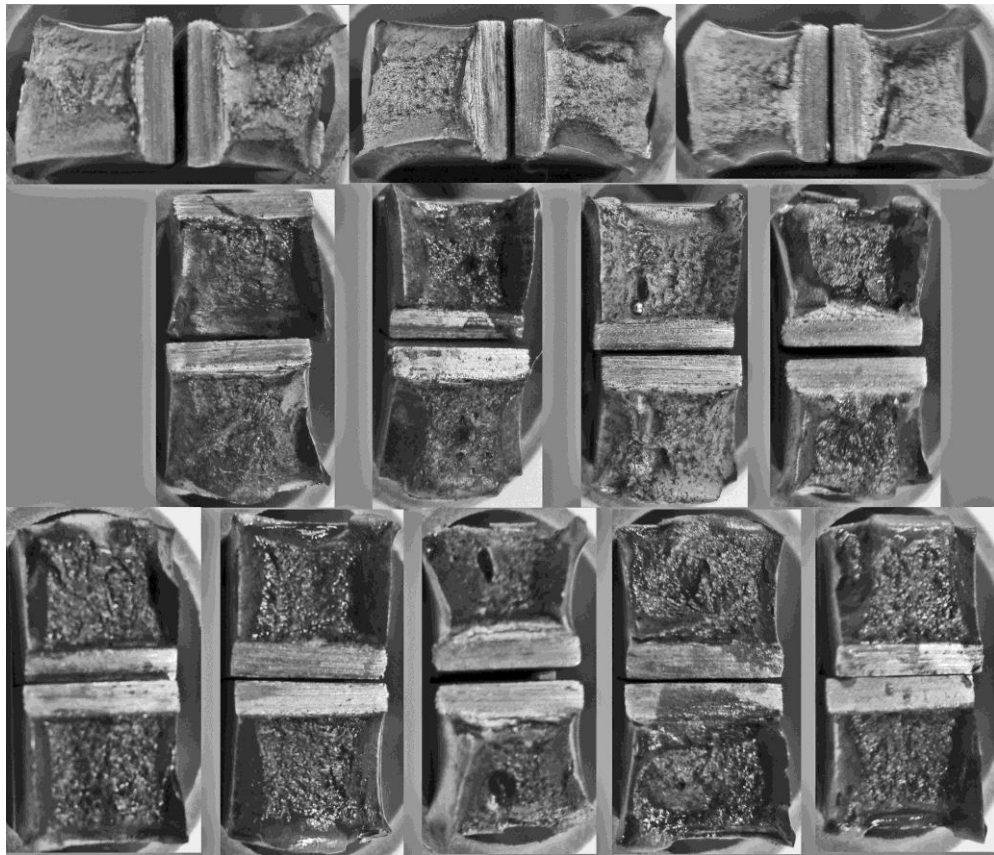


Figura 78 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 40 °C de pré-aquecimento.

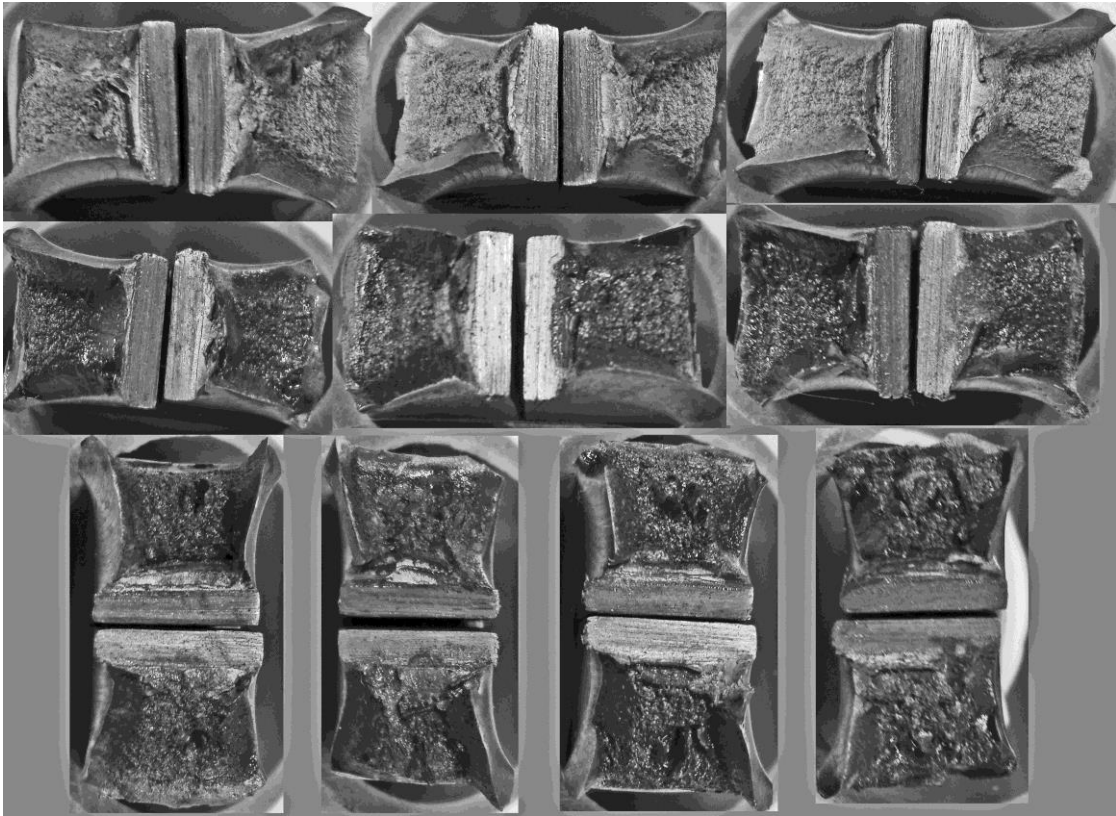


Figura 79 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 100 °C de pré-aquecimento.



Figura 80 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 150 °C de pré-aquecimento.

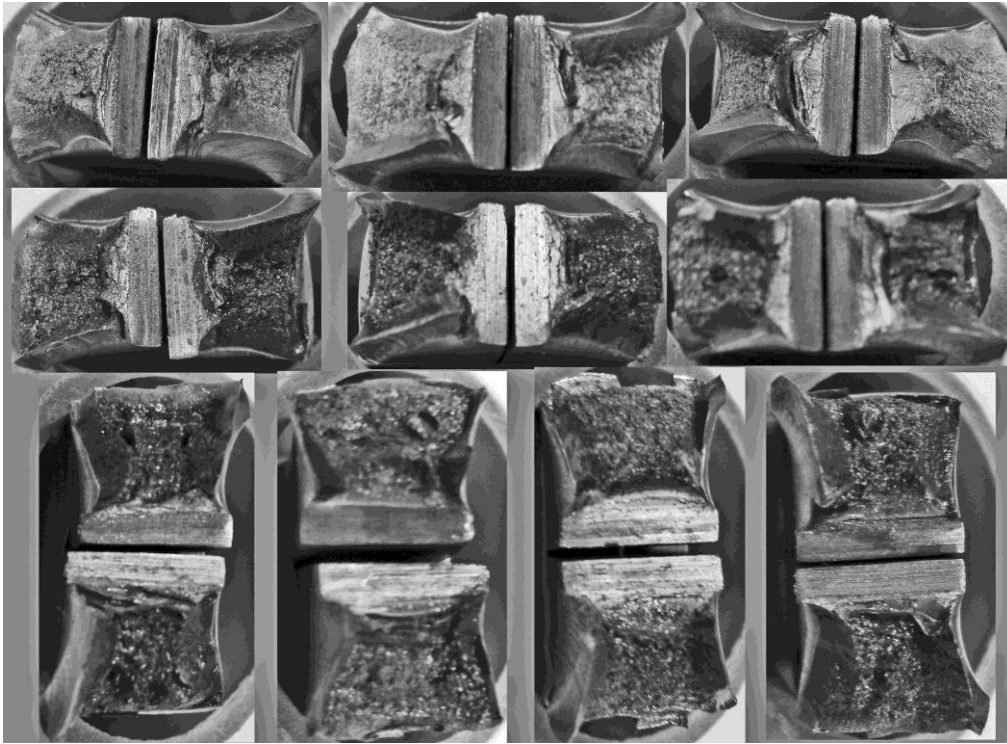


Figura 81 - Fotografias das superfícies de fratura do ensaio Charpy-V, dos corpos de prova soldados com 200 °C de pré-aquecimento.