



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

WELLISON DA SILVA TAVARES

INFLUÊNCIA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA A BAIXA
TEMPERATURA NO NÍVEL DE TENSÕES RESIDUAIS E TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS USADOS NA
INDÚSTRIA DO PETRÓLEO.

FORTALEZA - CE

2013

WELLISON DA SILVA TAVARES

**INFLUÊNCIA DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA A BAIXA
TEMPERATURA NO NÍVEL DE TENSÕES RESIDUAIS E TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS USADOS NA
INDÚSTRIA DO PETRÓLEO.**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciências dos Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

Coorientador: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

FORTALEZA - CE

2013

À minha família toda a minha gratidão, pelo apoio e força nos momentos de distância.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida e sabedoria.

À meus pais, pelo amor e apoio nas minhas decisões.

À minha esposa Ana Camile, por seu apoio, compreensão e carinho em todos os momentos.

À minhas filhas M^a. Letícia, M^a. Luisa e M^a Lara.

Ao meu orientador, prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela dedicação e ensinamentos para a realização deste trabalho.

Ao meu co-orientador prof. Dr. Hélio Cordeiro de Mirando pelas contribuições fundamentais na realização do trabalho.

Ao Coordenador e Professor do Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Dr. Igor Frota de Vasconcelos, pelo excelente trabalho desenvolvido.

Aos Professores Dr. Marcelo Ferreira Mota e Cleiton Carvalho Silva do Laboratório de Engenharia de Soldagem/ENGESOLDA, pelos seus ensinamentos na realização deste trabalho.

Ao Reitor Dr. Jesualdo Pereira Farias, que faz parte do corpo docente do Laboratório de Engenharia de Soldagem/ENGESOLDA, pelos ensinamentos valiosos.

A todos os Professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais.

A Professora Dr. Maria da Penha Cindra Fonseca, pelos ensinamentos e disponibilização dos equipamentos do Laboratório de Análise de Tensões, fundamental na realização do trabalho.

Aos professores Dr. Jean Dille e Dr. Stéphane Godet pela ajuda no período de intercâmbio e contribuição singular nas análises de MET.

Ao professor Dr. Manuel Ribeiro da Silva pela realização das análises Termomagnéticas.

A todos os bolsistas e amigos do Laboratório de Engenharia de Soldagem/ENGESOLDA pela dedicação e contribuições para a realização deste trabalho.

A todos os bolsistas e amigos do Laboratório LACAM.

Ao programa de apoio financeiro – FUNCAP.

Ao programa de apoio financeiro – CUD.

Aos colegas da turma Antônio Rodolfo, Edson, Edvan, Everton, George Luiz, pela amizade durante o curso.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para realização deste trabalho.

RESUMO

Os arames eletrodos de aços inoxidáveis martensíticos têm seu emprego voltado nas soldagens de ligas ferrítica/martensíticas por fornecer apropriada resistência mecânica e à corrosão. Este trabalho apresenta um estudo do efeito da estrutura martensítica formada a baixa temperatura no metal de solda de juntas soldadas multipasse, sobre o nível de tensões residuais, propriedades mecânicas e tenacidade, comparando com os resultados obtidos por soldagens convencionais. O arame eletrodo utilizado foi Fe-12%Cr-5%Ni, com temperatura de transformação martensítica inferior a 200 °C, soldando secções de tubulações de aço API 5L classe B utilizado em extração e transporte de petróleo. As soldagens dos corpos de prova foram realizadas de modo automático. Amostras de cada cordão do enchimento foram retiradas para a realização das análises de composição química, microdureza, caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios-X e ensaio termo-magnético. Realizando o mapeamento da textura cristalográfica e determinando as variantes cristalográficas da formação da martensita por Electron Backscattering Diffraction (EBSD). Os resultados de tensões residuais mostraram que as juntas soldadas com eletrodo de baixa temperatura de transformação martensítica apresentaram maiores intensidades de tensões residuais compressivas comparados com o eletrodo comum, e não influenciaram no surgimento de textura cristalográfica nos cordões de topo. A maior energia de soldagem influenciou significativamente no aumento da tenacidade do cordão e contribuiu para o surgimento de austenita revertida.

Palavras-chave: Soldagem, Tensões Residuais, Transformação Martensítica, Textura.

ABSTRACT

The filler metal of martensitic stainless steels has its used welding of alloy ferritic / martensitic to provide suitable mechanical strength and corrosion. This research accomplishes a study of the mechanical and metallurgical properties correlate with the crystallography texture and variants selection during the martensitic transformation in the weld metal. The filler metal used was Fe-12% Cr-5% Ni, with martensitic transformation temperature less than 200°C, welding sections of steel pipeline API 5L grade B used in oil extraction and structure offshore. The welding of the specimens was performed automatically. Samples of each layer of filling were removed for analysis during chemical composition, microhardness, microstructural characterization by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction and thermo-magnetic test. It's intend to accomplish a mapping of texture and variants selection of the formation of martensitic morphology by Electron Backscattering Diffraction (EBSD). The results have shown that residual stresses in welded joints filler metal of low-temperature martensitic transformation had higher compressive residual stress intensities compared to the common electrode, and did not influence the appearance of crystallographic texture on top of beads. The high heat input significantly influenced the increase toughness beads and contributed to the appearance of reverted austenite.

Key-words: Welding, Residual Stress, Martensitic Transformation, Texture.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Esquema de estruturas offshore e possíveis configurações de risers rígidos utilizados na extração de óleo e gás.....	1
Figura 2 – (a) Redução de volume da solda durante o resfriamento; (b) Tensões residuais resultantes em ambas soldagens.....	5
Figura 3 – Deformação calculada para diferentes temperaturas de transformação martensítica M_i	6
Figura 4 – Tensões Residuais determinadas em chapas finas, a) Tensões longitudinais e b) Tensões Transversais.	7
Figura 5 – Número de variantes em função da relação entre energia mecânica e energia química.	9
Figura 6 – Ilustração esquemática das mudanças de temperatura e de tensão durante a soldagem.	10
Figura 7 – Melhorias da resistência à fadiga de estruturas soldadas com metal de adição com baixa temperatura de transformação martensítica.....	12
Figura 8 – Sequência de soldagens no enchimento da junta a) e a distribuição de tensões simuladas para a secção transversal da mesma b).....	14
Figura 9 – Distribuição das tensões residuais na superfície da amostra soldada: 1- longitudinal, 2- transversal.	15
Figura 10 – Distribuição das tensões residuais superficiais para três amostras.	16
Figura 11 – Diagramas esquemáticos, mostrando como um aço 13%Cr-0,2C é martensítico na temperatura ambiente.....	18
Figura 12 – Influência do Ni no campo austenítico de aços inoxidáveis.	19
Figura 13 – Diagrama de Schaeffler dividido em quatro regiões principais.....	21
Figura 14 – Novo diagrama com linhas de mesmo percentual volumétrico de Ferrita.....	22
Figura 15 – Energia livre de Gibbs verso Temperatura das fases austenitae martensita em relação à transformação martensítica.	25
Figura 16 – (a,b) Degrau causado pelo deslizamento de uma discordância; (c,d) Discordâncias causando uma deformação macro; (e) Plano invariante com dilatação uniaxial; (f) Plano invariante com deformação cisalhante; (g) plano invariante combinando os efeitos de (e).	26
Figura 17 – Duas células CFC e uma CCC. A deformação de Bain resulta de uma compressão na célula CCC ao longo do eixo z.....	27

Figura 18 – (a) e (b) Efeito da deformação de Bain na austenita. (c) Linha invariante resultante da deformação e da rotação de corpo rígido.	27
Figura 19 – Figura de pólos (100) da transformação da austenita com textura {001}<100> usando K-S (círculos vermelhos) e teoria da martensita (triângulos pretos).	28
Figura 20 – Exemplo de um conjunto de dados cristalográficos de um variante da martensita incluindo o plano de hábito, deformação e relação de orientação com a austenita.	29
Figura 21 – Figura esquemática do posicionamento da amostra, no MEV, para obtenção dos padrões de Kikuchi.....	30
Figura 22 – Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni: (a) mapa de IQ (b) mapa de orientação de grãos. Em (b) as cores representam as orientações perpendiculares ao plano de observação, indicado no triângulo estereográfico.	32
Figura 23 – Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni.	32
Figura 24 – Curvas Tempo-Temperatura-Transformação (TTT), no estado inicial dos aços 13%Cr-4%Ni.....	34
Figura 25 – ilustrando a soldabilidade dos aços em função do carbono e dos elementos de liga.	35
Figura 26 – Diagrama esquemático das mudanças microestruturais de uma solda em aço inoxidável martensítico	38
Figura 27 – Microestruturas do metal de solda para as amostras 1 e 2 após tratamento térmico para alívio de tensões residuais.....	39
Figura 28 – Microestruturas após soldagem e com tratamento térmico de alívio de tensões na ZAC Ataque com químico Vilella	40
Figura 29 – Organograma das atividades.	42
Figura 30 – Apresenta um esquema do corpo de prova após as soldagens multicamadas.....	46
Figura 31 – Esquema da amostra utilizada na caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO).....	46
Figura 32 – Microscópio Ótico modelo Olympus GX41.	47
Figura 33 – Esquema da amostra onde foram levantados os perfis de microdureza.....	48
Figura 34 – Dimensões do corpo de prova para análise termomagnética.	48
Figura 35 – Serra de fita operação manual e gravitacional	49
Figura 36 – a) Vistas frontal e superior da junta após a usinagem b) Vista em isométrica da junta.....	49
Figura 37 – a) e b) fotos apresentando o suporte de restrição das juntas e configuração do chanfro V das amostras.	50

Figura 38 – Sessão transversal da junta após a realização da soldagem.	51
Figura 39 – a) Apresentação da montagem dos termopares e b) Automação do processo de soldagem	51
Figura 40 – Sistema utilizado no polimento eletrolítico.	52
Figura 41 – a) Difratômetro portátil Stressrad b) Posicionamento do conjunto tubo/detector sobre a amostra.....	53
Figura 42 – Localização dos pontos medidos.....	54
Figura 43 – Vista Superior da junta com regiões onde se pretende realizar as análise e retirar os corpos de prova.	56
Figura 44 – Seção da junta API destacando as regiões onde foram levantados os perfis de microdureza.....	57
Figura 45 – Apresenta o corpo de prova para o ensaio de Charpy reduzido e identificando as regiões que foram retiradas as amostras.	58
Figura 46 – Ensaio de tenacidade Charpy a) preparação das amostras imersa na solução e b) martelo utilizado no ensaio.	59
Figura 47 – Determinação da curva característica do eletrodo e equação da velocidade de alimentação do eletrodo.	61
Figura 48 – Oscilogramas de Tensão e Corrente para a) tensão de referência 27 V e Valim de 4,5 m/min b) tensão de referência 33 V e Valim de 7,0 m/min e c) tensão de referência 38 V e Valim de 9,5 m/min.....	62
Figura 49 – Microestruturas obtidas por MO (reagente Villela), a) primeira camada e b) quarta camadas,.....	64
Figura 50 – a), b) Microestruturas da segunda e primeira camadas, respectivamente atacadas com Behara, c e d) mesmas microestruturas processadas por um software de tratamento de imagem.	66
Figura 51 – Difração de raios-x, realizado pelo equipamento Philips (referência) utilizando o tubo de Mo, para as quatro camadas.	68
Figura 52 – a) Microestrutura da 1ª camada próxima a região diluída, b) Microestrutura da ZAC da 1ª camada próxima da região tratada termicamente pela segunda camada. c) Perfil de microdureza do metal base ao metal de solda.	70
Figura 53 – a) Análise termo-magnética do metal de solda, b) diagrama de fases calculado pelo Thermo-calc.	72
Figura 54 – a) Foto mostrando o acabamento superficial dos passes de enchimento MCR1, b) acabamento final da amostra MCR1 c) acabamento final da amostra MRC2.	73

Figura 55 – Foto da junta CCR2 após o quinto passe de soldagem.	74
Figura 56 – Ciclo térmico da amostra MCR1.....	76
Figura 57 – a) e b) Perfil de temperatura para o primeiro e o ultimo cordão de solda da amostra MCR2, respectivamente.....	77
Figura 58 – Perfil de tensões residuais transversais ao cordão de solda da soldagem com eletrodo martensítico.....	78
Figura 59 – Perfil de tensões residuais transversais ao cordão de solda da soldagem com eletrodo comum.....	79
Figura 60 – Perfil de tensões residuais longitudinais ao cordão de solda das soldas com eletrodo martensítico.....	80
Figura 61 – Perfil de tensões residuais longitudinais ao cordão de solda com eletrodo comum.....	81
Figura 62 – a) Perfis de tensões residuais longitudinais nos passes de raiz da juntas MCR2 e CCR2 e b) perfis de tensões residuais transversais no passe de raiz das juntas MCR2 e CCR2.a).....	82
Figura 63 – Microestrutura do perfil transversal da mostras MCR1.....	84
Figura 64 – a) Microestrutura do perfil transversal da mostras MCR2, b) região de interface do MS e da ZAC apresentando as sub-regiões ZAC-GG, ZAC-GF e ZAC-Intercrítica. ...	86
Figura 65 – Microestrutura do perfil transversal da mostras MCR3.....	87
Figura 66 – Caracterização por microscopia ótica da amostra MCR1 a) camada 5, b) camada 4, c) camada 3, d) camada 2 e e) camada 1.....	89
Figura 67 – Caracterização por microscopia ótica da amostra MCR2 a) camada 5, b) camada 4, c) camada 3, d) camada 2 e e) camada 1.....	90
Figura 68 – Caracterização por microscopia ótica da amostra MCR3 a) camada 5, b) camada 4, c) camada 3, d) camada 2 e e) camada 1.....	91
Figura 69 – Microestrutura do 5° cordão da amostra MCR1 obtida por (MEV).	92
Figura 70 – Difração de raios-X nas camadas 4 e 5 da junta MCR1.	92
Figura 71 – Composição química dos principais elementos de liga do metal de solda determinado por EDX na 1° 3° e 5° cordões da junta MCR1.....	94
Figura 72 – Composição química dos principais elementos de liga do metal de solda determinado por EDX na 1° 3° e 5° cordões da junta MCR2.....	95
Figura 73 – Composição química dos principais elementos de liga do metal de solda determinado por EDX na 1° 3° e 5° cordões da junta MCR3.....	96

Figura 74 – a) e b) regiões entre o 1° e 2° cordões da amostra MCR1, imagem de MET, c) Resultado de EDX obtido por MET.....	98
Figura 75 – Imagem de MET da amostra MCR1, todas em campo claro, a) e b) entre 4° e 5° cordões.	99
Figura 76 – Imagem de MET da amostra MCR2, a) e b) regiões compreendidas da 1ª e 2ª camadas, c) e d) estrutura obtidas por campo claro e escuro da 3ª camada, respectivamente, e) e f) estrutura das camadas mais externas 4ª e 5ª.	100
Figura 77 – Mapa de EBSD da amostra MCR2 - 2a, 3 a, 4 a e 5 a camadas, em a), b), c) e d) respectivamente. Análise dos contornos de grãos, em vermelho grão com desorientação entre 15° - 50° e em azul desorientação entre 50° - 65°.	102
Figura 78 – Tamanho de grão médio dos grãos austeníticos.....	104
Figura 79 – Apresenta o IQ do metal de solda de baixa temperatura de transformação martensítica.	105
Figura 80 – Mapa de orientação por cor da junta MCR1, sendo a), b), c) e d) amostras da 2°, 3°, 4° e 5° cordões, respectivamente.....	107
Figura 81 – Mapa de orientação por cor da junta MCR2, sendo a), b), c) e d) amostras da 2°, 3°, 4° e 5° cordões, respectivamente.....	109
Figura 82 – Mapa de orientação por cor da junta MCR3, sendo a), b), c) e d) amostras da 2°, 3°, 4° e 5° cordões, respectivamente.....	111
Figura 83 – Mapa de orientação por cor de grãos de austenita prévia e a respectiva figura de polo para a junta MCR1, a) 2° cordão, b) 3° cordão, c) 4° cordão e d) 5° cordão.	115
Figura 84 – Mapa de orientação por cor de grãos de austenita prévia e a respectiva figura de polo para a junta MCR2, a) 2° cordão, b) 3° cordão, c) 4° cordão e d) 5° cordão.	116
Figura 85 – Mapa de orientação por cor de grãos de austenita prévia e a respectiva figura de polo para a junta MCR3, a) 2° cordão, b) 3° cordão, c) 4° cordão e d) 5° cordão.	117
Figura 86 – a) e b) Apresentam as FDOC's para as amostras MCR1 e MCR2, respectivamente.	118
Figura 87 – a) e b) Apresentam mapas de cor para identificação de fases e figura de polo (001) para as fases austenítica presente na amostra MCR2 3° cordão.	120
Figura 88 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido vertical das juntas MCR1 e MCR2.	122
Figura 89 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido vertical da junta MCR3.....	122

Figura 90 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido horizontal das juntas MCR1 e MCR2.....	123
Figura 91 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido horizontal da junta MCR3.....	124
Figura 92 – Corpos de provas apos o ensaio de Charpy.....	126
Figura 93 – Variação da tenacidade ao impacto das camadas superior das juntas MCR1 e MCR2.....	127
Figura 94 – Variação da tenacidade ao impacto das camadas inferior das juntas MCR1 e MCR2	128

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Vinte e quatro variantes da relação de K-S.	31
Tabela 2 – Composição química dos materiais utilizados (% em peso).	43
Tabela 3 – Composição química do tubo de API 5L Classe B e eletrodo comum.....	43
Tabela 4 – Parâmetros utilizados nas soldagens dos corpos de prova.	50
Tabela 5 – Composição química de cada camada do metal de solda.	63
Tabela 6 – Resultado da quantificação das fases pelo processamento de imagem.	66
Tabela 7 Resultados de desorientação dos grãos e tamanho de grãos austenítico.	104

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	01
1.1	Objetivo Geral	04
1.2	Objetivo Específico	04
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	05
2.1	Estudos realizados com eletrodo de baixa temperatura de transformação martensítica	05
2.2	Tensões residuais em Soldas.....	09
2.2.1	<i>Tensões residuais devido à contração no resfriamento.....</i>	09
2.2.2	<i>Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga</i>	11
2.2.3	<i>Efeito das tensões residuais na corrosão sob-tensão</i>	12
2.2.4	<i>Efeito da Sobreposição de Passe de Soldagem no Nível das Tensões residuais.....</i>	14
2.3	Transformação Martensítica.....	17
2.3.1	<i>Efeito dos Elementos de Liga na Transformação Martensítica</i>	17
2.3.2	<i>Diagramas</i>	21
2.3.3	<i>Cinética da Transformação</i>	22
2.3.4	<i>Termodinâmica da Transformação Martensítica</i>	24
2.3.5	<i>Cristalografia e Teoria Fenomenológica da Transformação Martensítica</i>	25
2.3.6	<i>Técnica de EBSD para microscopia de imagem por orientação por (MIO) na transformação martensítica</i>	29
2.4	Soldagem de Aços Inoxidáveis Martensíticos.....	34
2.4.1	<i>Temperabilidade e Soldabilidade</i>	34
2.4.2	<i>Efeito da Energia de Soldagem sobre o nível das tensões residuais</i>	36
2.4.3	<i>Evolução Microestrutural Durante as Soldagens Multipasses de Aços Inoxidáveis Martensíticos</i>	37
3	MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1	Metodologia	41
3.2	Materiais	42
3.3	Métodos	44
3.3.1	<i>Etapa 1 - Estudo Inicial do Metal de Adição</i>	44

3.3.1.1	<i>Soldagens Exploratórias</i>	44
3.3.1.2	<i>Soldagem Multicamada</i>	45
3.3.1.2.1	Caracterização do Metal de Solda	46
3.3.1.2.2	Propriedades Mecânicas do Metal de Solda	47
3.3.2	Etapa 2 – Análise das Juntas Soldadas de Aço API 5L Classe B	49
3.3.2.1	<i>Tensões Residuais por Difração de Raios-X</i>	52
3.3.2.2	<i>Caracterização do Metal de Solda</i>	54
3.3.2.3	<i>Análise de Textura e Microtextura Cristalográfica por EBSD</i>	56
3.3.2.4	<i>Determinação das Propriedades Mecânicas</i>	57
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	60
4.1	Etapa 1 – Estudo Inicial e Propriedades do Metal de Adição	60
4.1.1	<i>Soldagens Exploratórias</i>	60
4.1.2	<i>Soldagens Multicamadas</i>	63
4.1.2.1	<i>Caracterização do Metal de Solda</i>	64
4.1.2.2	<i>Propriedades do Metal de Solda</i>	70
4.2	Etapa 2 – Análise das Juntas Soldadas de Aço API 5L Classe B	73
4.2.1	<i>Tensões Residuais por Difração de Raios-X</i>	78
4.2.2	<i>Caracterização Microestrutural</i>	84
4.2.3	<i>Microtextura Cristalográfica</i>	105
4.2.4	<i>Propriedades Mecânicas</i>	121
5	CONCLUSÕES	129
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	132
	APÊNDICE A – TENSÕES RESIDUAIS	138

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

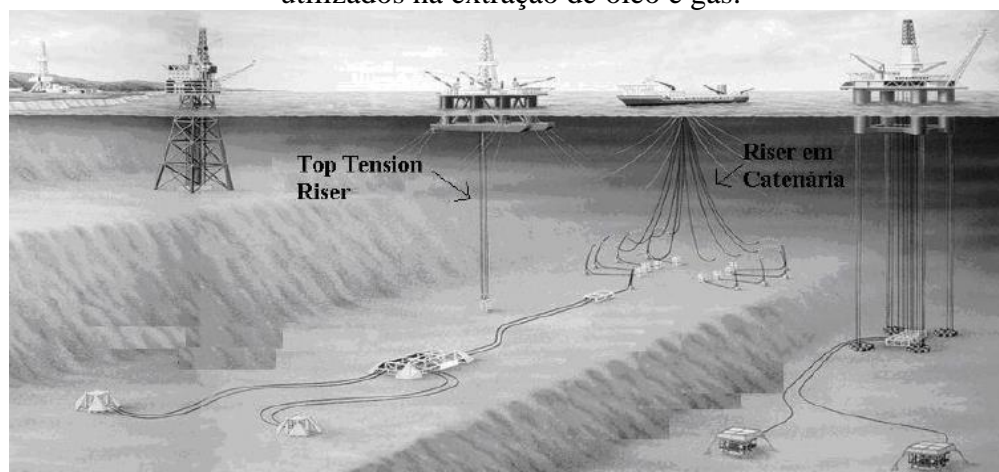
Ms	Temperatura de início da formação da martensita.
Mf	Temperatura de fim da formação da martensita.
K-S	Relação de orientação cristalográfica Kurdjumov-Sachs.
N-W	Relação de orientação cristalográfica Nishiyama-Wassermann.
To	Temperatura em que as energias livres das fases martensita e austenita estão em equilíbrio.
Tf	Temperatura de resfriamento
$\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$	Ângulos de Euler referentes a fase mãe
Fase γ	Fase austenítica
Fase α'	fase martensítica
BTTM -	Baixa Temperatura de Transformação Martensítica
CFC -	Cúbica de Face Centrada
CCC -	Cúbica de Corpo Centrado
TCC -	Tetragonal de Corpo Centrado
UFF -	Universidade Federal de Fluminense
ULB -	Université Libre de Bruxelles
MEV -	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO -	Microscopia Ótica.
MIO -	Microscopia de Imagem por Orientação
EBSD -	Electron Backscattering Diffraction (Difração de Elétrons Retroespalhados)
MB -	Metal de Base
MS -	Metal de Solda
ZAC -	Zona Afetada pelo Calor
ZAC-GG -	Zona Afetada pelo Calor Grão Grosso
ZAC-GF -	Zona Afetada pelo Calor Grão Fino
TTPS -	Tratamento Térmico Pós-Soldagem

1 INTRODUÇÃO

Considerando o âmbito industrial as tubulações industriais podem ter sua aplicação de diferentes formas; como em trocadores de calor, fornos, caldeiras, permutadores, elementos estruturais e em transporte de fluidos (oleodutos e gasodutos), sendo esta, possivelmente sua maior aplicação.

As tubulações empregadas na extração e transporte de petróleo offshore como os risers (Figura 1), geralmente são projetadas para resistir às solicitações mecânicas em carregamentos cíclicos devido à ação das marés e dos ventos, porém, problemas relacionados à fadiga dessas estruturas são observados. A problemática ainda se agrava devido ao fato do petróleo extraído no Brasil ser de baixa qualidade, contendo altos níveis de elementos sulfurantes e oxidantes os quais geram problemas de corrosão sob-tensão (Corrêa, 2010).

Figura 1 – Esquema de estruturas offshore e possíveis configurações de risers rígidos utilizados na extração de óleo e gás.



Fonte: Ávila (2005).

Os aços da classe API X são os utilizados na construção dos risers, estes aços são classificados pela norma americana API 5L que especifica a composição química, propriedades mecânicas e processo de fabricação utilizado (API 5L, 2004).

A montagem e manutenção dessas estruturas ocorrem através de processos de soldagem, podendo ser de forma manual, caso mais comum do eletrodo revestido, ou por processo automatizado, como exemplo os processos MIG/MAG e arame tubular.

Devido ao aporte térmico localizado, intrínseco aos processos de soldagem a arco voltaico, pode ocorrer o surgimento de tensões residuais, sendo condições potencialmente perigosas quando essas tensões residuais se apresentam de forma trativa e associadas a elas

estão presentes alterações metalúrgicas na zona afetada pelo calor da solda (ZAC). Nesta situação ocorrer problemas de trinca a quente, trinca a frio, corrosão sob-tensão e diminuição da resistência à fadiga do material.

Pode-se citar três grupos de procedimentos que visam controlar os níveis de tensões residuais em juntas soldadas: processos de tratamento superficial; como o shot peening que introduz tensões residuais compressivas na superfície; tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) que demandam elevados custos às empresas; e, técnicas de soldagem que tentam controlar os níveis de tensões residuais através da energia de soldagem de camadas posteriores, exemplo dupla camada. Atualmente o mais empregado são os TTPS, porém, como mencionado anteriormente demanda elevados custos às empresas.

A transformação de fases em aços afeta as tensões residuais presentes. A temperatura de transformação influencia a evolução das tensões residuais decorrentes do processo de resfriamento a partir da fase austenita. A literatura recente tem reportado experimentos de soldagem, utilizando metais de adição, onde a transformação martensítica se inicia em temperaturas em torno de 200° C e finalizam à temperatura ambiente. Durante a transformação martensítica o metal de solda se expande. A expansão devido à mudança de estrutura altera a deformação que está ocorrendo durante o resfriamento da solda, acarretando assim, tensões residuais compressivas na solda e no seu entorno. O aparecimento destas tensões compressivas resulta em um substancial aumento da resistência à fadiga.

Por se tratar de uma teoria recente, a maioria dos trabalhos desenvolvidos para avaliar a influência da temperatura de transformação martensítica nos níveis de tensões residuais utilizaram soldagens com simples cordão de solda (Moat, 2011) ou simulações computacionais (Murakawa, 2008), sendo observada a eficiência da deformação da rede promovida pela transformação martensítica a baixa temperatura para diminuir os níveis de tensões residuais.

Contudo, nenhum trabalho foi desenvolvido utilizando soldagens multipasses em um trabalho experimental. Desse modo, é de suma importância conhecer o comportamento destas transformações martensíticas a baixa temperatura, quando submetidas aos ciclos térmicos de soldagens promovidos por posteriores passes de soldagem, determinando de qual maneira pode a soldagem multipasse, afetar o comportamento das tensões residuais e as alterações na martensita existente.

Devido aos elevados níveis de tensões residuais esperados nas regiões do MS (metal de solda) e na ZAC (zona afetada pelo calor) torna-se justificável realizar um estudo detalhado da textura cristalográfica nestas regiões. Sabe-se que as tensões mecânicas, em geral,

influenciam as transformações martensíticas (Francis, 2007), possibilitando uma seleção de variantes cristalográficas da martensita. Tal comportamento é esperado nas regiões afetadas pelo calor das soldas. A textura cristalográfica da martensita é um tema bastante interessante e pesquisado por muitos pesquisadores devido à possibilidade de se controlar as propriedades mecânicas através da configuração final da textura cristalográfica

Assim este trabalho verifica como os sucessivos passes de soldagem utilizados no enchimento de juntas utilizadas na indústria do petróleo, com metal de solda de baixa temperatura de transformação martensítica (Fe-12%Cr-5N), modifica os níveis de tensões residuais e a textura cristalográfica.

Os resultados obtidos pela soldagem multipasse utilizando eletrodo martensítico foram comparados com os de uma junta idêntica soldada com eletrodo convencional.

1.1 Objetivo Geral

Determinar o efeito da estrutura martensítica formada a baixa temperatura no metal de solda de juntas soldadas multipasse pelo processo arame tubular, sobre o nível de tensões residuais, propriedades mecânicas: microdureza e tenacidade, comparando com os resultados obtidos por soldagens convencionais.

1.2 Objetivo Específico

Determinar os perfis de tensões residuais transversais e longitudinais ao cordão de solda na superfície das juntas, verificando a influência das transformações de fase no estado sólido sobre os níveis destas tensões.

Determinar a textura cristalográfica e seleção de variantes da formação da martensita, correlacionando aos níveis de tensões residuais observados.

Comparar as propriedades mecânicas do metal de solda inoxidável martensítico com as propriedades de um eletrodo comumente utilizado neste material.

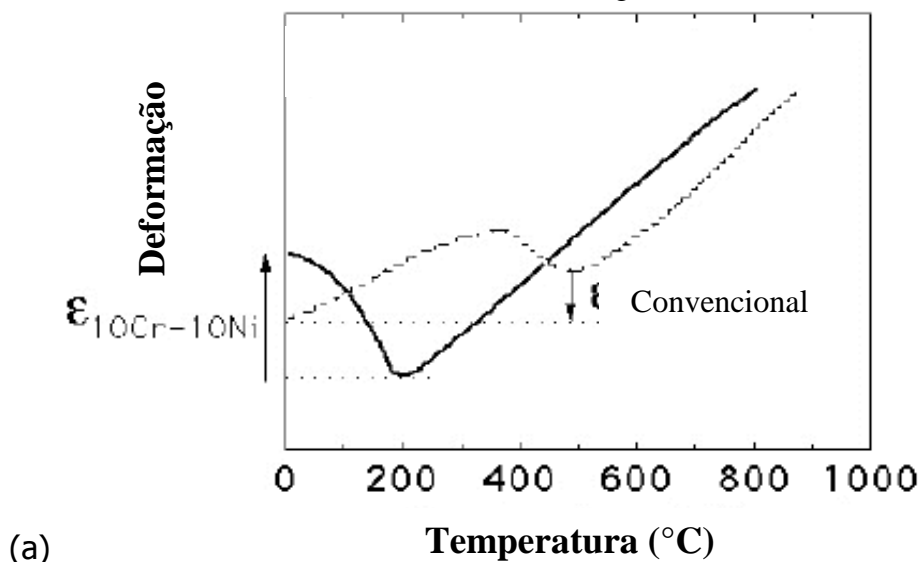
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

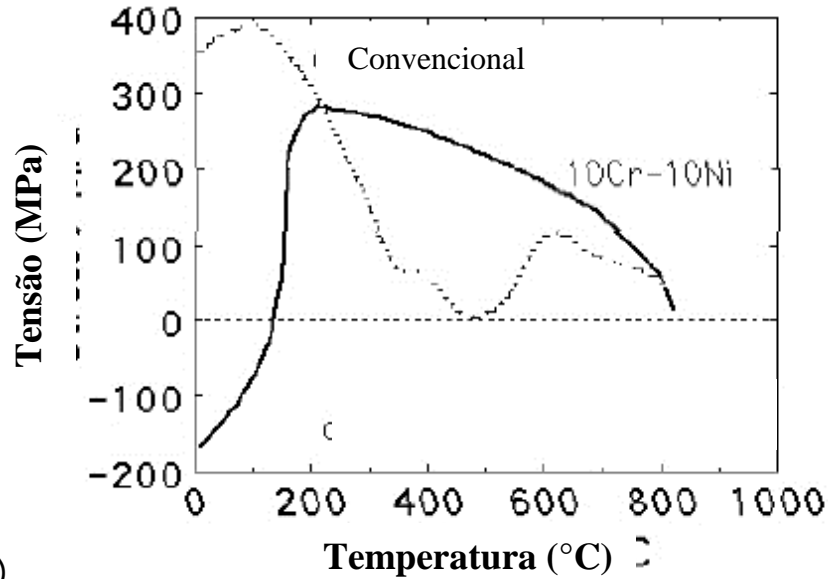
2.1 Estudos realizados com eletrodo de baixa temperatura de transformação martensítica

Tensões residuais, em operações de soldagem, surgem como resultado do depósito de metal fundido e, conseqüentemente, da aplicação de intensa e localizada quantidade de calor. No caso dos aços, diferentes transformações no estado sólido podem ocorrer durante o aquecimento ou resfriamento do material. Baixas taxas de resfriamento podem acarretar em uma microestrutura de ferrita e perlita. Já com resfriamentos rápidos a fase martensita pode precipitar. As duas microestruturas apresentam comportamento completamente diferente no que se refere ao aparecimento de tensões residuais (Withers, 2001; Bhadeshia, 2004).

Otha et. al. (1999, 2003) e Wang et.al. (2002) induziram transformações martensíticas em juntas soldadas e mostraram o aumento significativo da resistência a propagação de trincas nestas soldas. Eles desenvolveram um metal de solda com 10% Ni e 10% Cr que possibilitou a formação da martensítica a baixa temperatura, (M_i martensita início igual a 180° C). A Figura 2 mostra a comparação entre o material desenvolvido por Otha e um eletrodo convencional utilizado em soldagens de um aço ARBL (Alta Resistência Baixa Liga), no que se refere a deformação sofrida durante o resfriamento e as tensões residuais associadas à essas deformações. Verifica-se que com a transformação ocorrendo em temperaturas mais baixas a deformação resultante na temperatura ambiente é positiva o que resulta em tensões residuais compressivas no metal de solda.

Figura 2 – (a) Redução de volume da solda durante o resfriamento; (b) Tensões residuais resultantes em ambas soldagens.



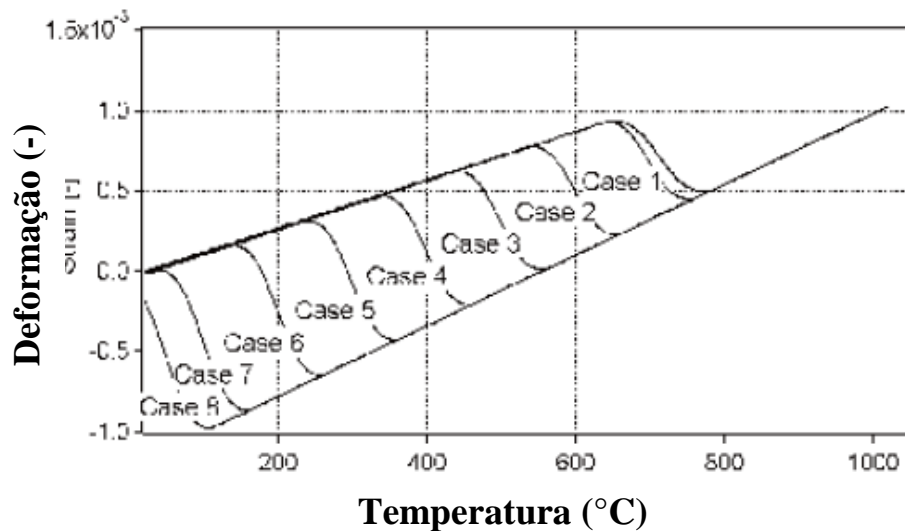


(b)

Fonte: Wang et.al. (2002).

Murakawa (2008) realizou um estudo do efeito da transformação de fases no estado sólido de um metal de solda martensítico sobre os níveis de tensões residuais transversais e longitudinais em chapas finas. Utilizando programas computacionais por elementos finitos (EF) foi calculado a deformação da estrutura até a temperatura ambiente, Figura 3, e investigado o efeito gradual das mudanças de temperatura de início (M_i) e fim (M_f) das transformações martensíticas sobre o nível de tensões residuais longitudinais e transversais apresentados na Figura 4.

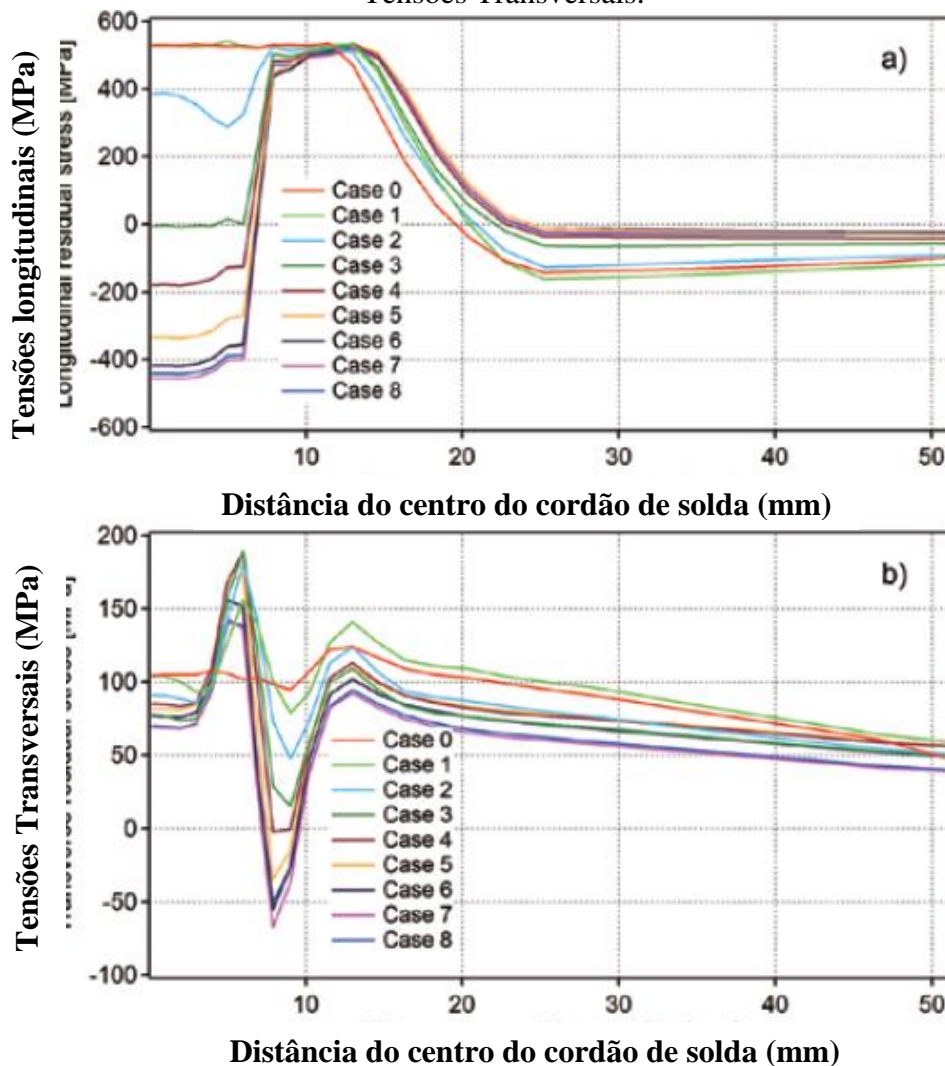
Figura 3 – Deformação calculada para diferentes temperaturas de transformação martensítica M_i .



Fonte: Murakawa (2008).

Observa-se na Figura 4 a) que apresenta os perfis calculados das tensões residuais longitudinais ao cordão de solda que ocorreu uma diminuição das tensões residuais à medida que M_i foi diminuindo, passando a ser compressiva no metal de solda, chegando a níveis de -420 MPa para temperaturas de M_i inferiores a 150 °C. O mesmo comportamento foi observado nos perfis de tensões residuais transversais apresentados na Figura 4 b).

Figura 4 – Tensões Residuais determinadas em chapas finas, a) Tensões longitudinais e b) Tensões Transversais.



Fonte: Murakawa (2008).

Um recente trabalho de Moat e colaboradores (2011) questiona a importância de verificar a tenacidade dessas ligas, pois apesar das bem sucedidas demonstrações da diminuição dos níveis de tensões residuais pela baixa temperatura de transformação martensítica, contudo, pode ocorrer uma deficiência na tenacidade do material, como ocorreu no material estudado por Ohta et al. (2003) que obteve um valor de apenas 20J de energia absorvida no ensaio de

impacto Charpy à 20°C. Moat (2011) realizou um estudo onde comparou as propriedades mecânicas de novas ligas desenvolvidas para soldagem de aços ferríticos e aços austeníticos e comparou com resultados obtidos por eletrodos comumente utilizados nas soldagens desses materiais.

Moat (2011) obteve para a liga Camalloy com composição química (13%Cr-6%Ni-1,5%Mn) uma fina martensita, com baixo nível de tensões residuais principalmente quando comparado com os resultados obtidos para o eletrodo austenítico comum. Com relação ao ensaio de tenacidade obtiveram-se bons resultados (53J a -20°C e 72J a 20°C) chegando próximo ao valor obtido para o eletrodo austenítico comum.

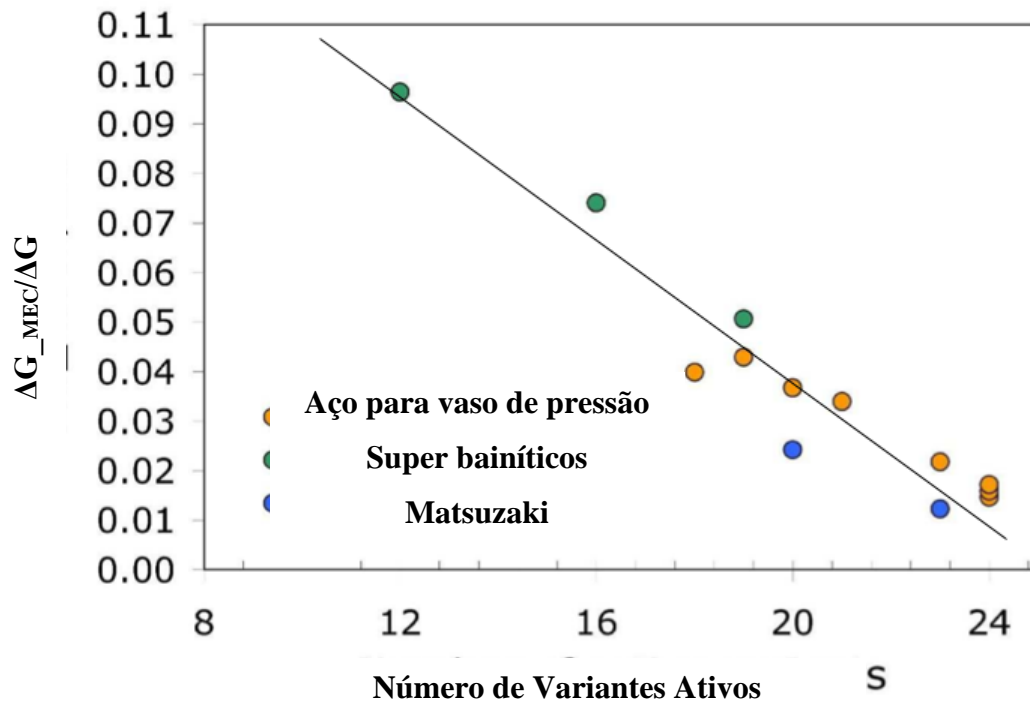
Kundu em sua Tese (2007) trabalhando com textura cristalográfica de transformação de fases adifusionais no metal de solda com baixa temperatura de transformação martensítica afirmou ser razoável assumir que existe uma forte seleção de variantes quando se considera uma alta taxa de energia mecânica (ΔG_{MECH}) por energia total (ΔG), onde ΔG é a soma da energia mecânica mais a energia química (ΔG_{CHEM}).

$$\Delta G = \Delta G_{CHEM} + \Delta G_{MECH} \quad \text{Eq. 01}$$

Essa seleção de variantes resultará num material com textura cristalográfica, que confere variação das propriedades mecânicas em diferentes direções. A energia total para a transformação da austenita na martensita é a soma da energia química com a energia mecânica. A energia mecânica é zero se não houver uma força sendo aplicada durante a transformação. Onde $\Delta G_{MECH} \equiv U$.

A Figura 5 compara três diferentes experimentos onde se variou a tensão durante a transformação. Observa-se que quanto maior a energia mecânica maior será a seleção de variantes nas transformações de fase, resultando para uma relação de energia mecânica e energia química igual a 0,10 ($\Delta G_{MECH}/\Delta G$) uma forte seleção de variantes, conseqüentemente um material bastante texturado.

Figura 5 – Número de variantes em função da relação entre energia mecânica e energia química.



Fonte: Kundu (2007).

2.2 Tensões residuais em Soldas

Tensões residuais são aquelas que permanecem no material quando todas as solicitações externas são removidas. Essas tensões também chamadas de tensões internas aparecem frequentemente em materiais submetidos a diferentes processamentos térmicos ou mecânicos, entre eles: soldagem, usinagem, laminação, forjamento, fundição, dobramento, etc (Welding Handbook, 1987).

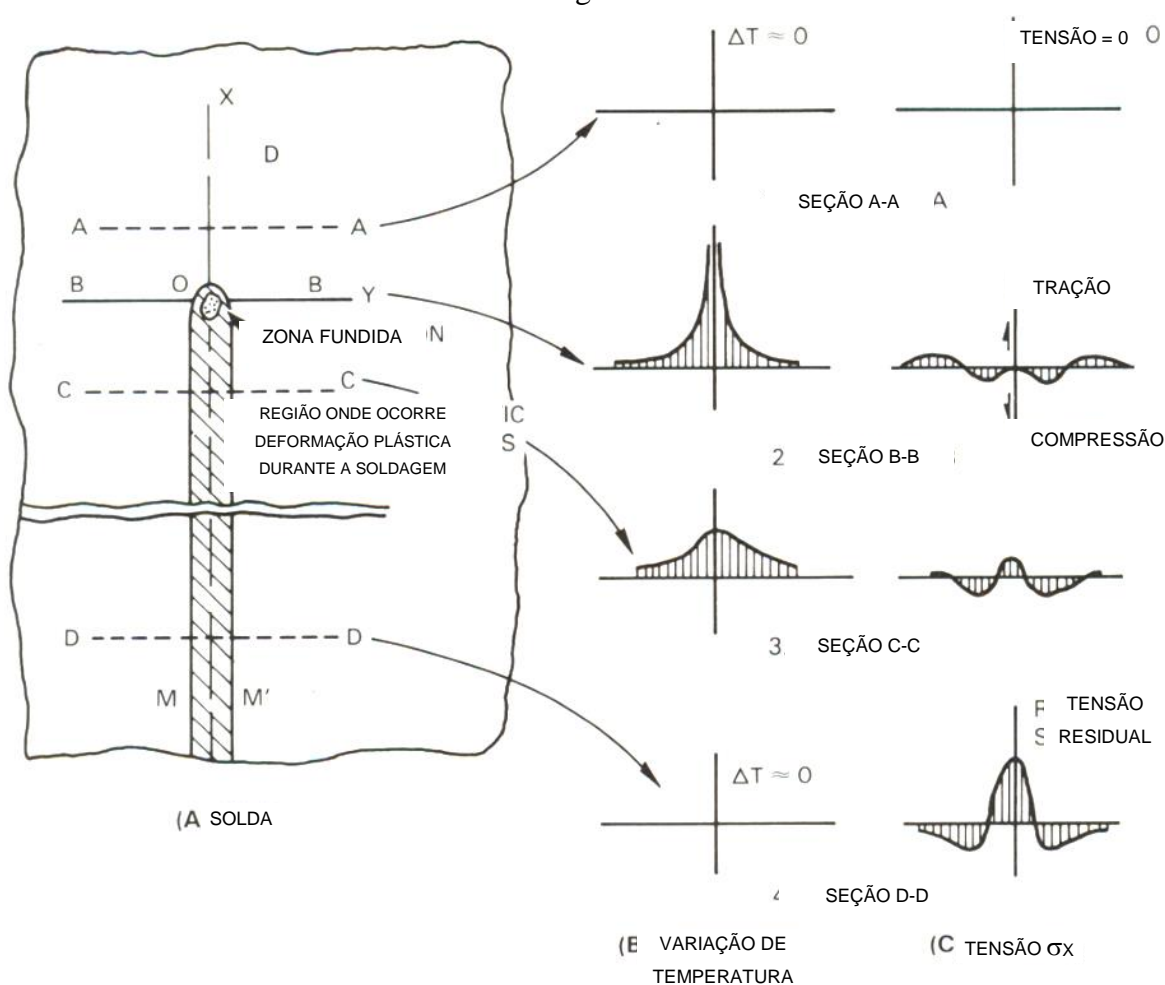
2.2.1 Tensões residuais devido à contração no resfriamento

As tensões residuais em soldagem são normalmente associadas à mudança de temperatura não uniforme. A Figura 6 mostra uma representação esquemática das mudanças de temperatura e tensão na direção de soldagem (σ_x). A área hachurada M-M' é a região onde ocorreu deformação plástica. A seção A-A é a região que fica à frente da fonte de calor e não é afetada significativamente pelo aporte térmico, sendo a variação de temperatura devido à soldagem, ΔT , zero. Ao longo da seção B-B, a qual cruza a fonte de calor, a distribuição de calor é bem abrupta, se tornando menos abrupta a certa distância atrás da fonte de calor,

exatamente ao longo da seção C-C e eventualmente se torna uniforme e com baixa temperatura logo atrás da fonte de calor, ao longo da seção D-D.

Uma vez que a seção A-A não é afetada pelo aporte térmico, a tensão termicamente induzida σ_x é zero. Ao longo da seção B-B, σ_x é próximo de zero na região abaixo da fonte de calor, já que a poça de fusão não suporta carga. Em regiões longe da fonte de calor, as tensões são compressivas sendo σ_x negativo, já que a expansão destas áreas é restrita pelo material ao redor, que está a temperaturas mais baixas. Por causa da baixa tensão de escoamento do material à alta temperatura, nestas áreas, σ_x alcança a tensão de escoamento do metal de base nas temperaturas correspondentes; σ_x nas áreas longe da solda são de tração e balanceiam-se com tensões compressivas, nas áreas perto da solda.

Figura 6 – Ilustração esquemática das mudanças de temperatura e de tensão durante a soldagem.



Fonte: Welding Handbook, (1987).

Ao longo da seção C-C, o metal de solda e o metal de base adjacente resfriaram-se e, portanto, têm tendência a contrair, produzindo tensões de tração; o que significa que σ_x é positivo. Aumentando a distância da solda, σ_x primeiro muda para compressiva e então se transforma em trativas. Finalmente, ao longo da seção D-D, altas tensões de tração são produzidas nas regiões próximas à solda, e tensões compressivas são produzidas em regiões longe da solda. Já que a seção D-D está bem atrás da fonte de calor, a distribuição de tensão não muda significativamente, portanto, esta distribuição resultante é a distribuição de tensão residual.

A Figura 6 mostra uma distribuição típica de tensão residual em uma solda de topo. A distribuição das tensões residuais longitudinais σ_y ao longo do comprimento da solda é mostrada na Figura 6 b). Como pode ser visto, as tensões de tração de magnitude relativamente baixa são produzidas na parte central da solda, enquanto tensões compressivas são produzidas no final da solda. Se a contração lateral for restrita por grampos, as tensões de tração, que são aproximadamente uniformes, serão adicionadas ao longo do cordão, como tensões de reação. Esta restrição externa tem, contudo, pouco efeito em σ_x .

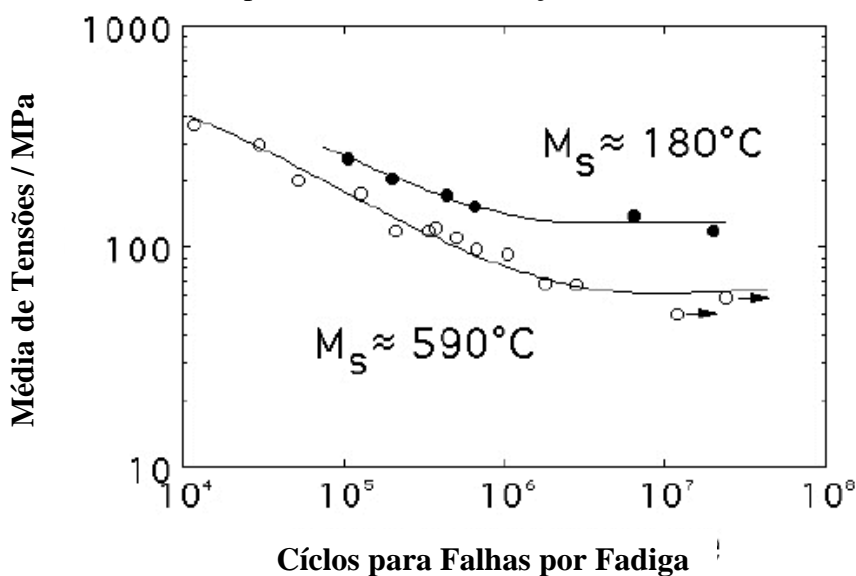
2.2.2 Efeito das tensões residuais sobre a resistência à fadiga

Embora muitas vezes os problemas de falhas causadas por fadiga estejam diretamente associados a defeitos de caráter geométrico do cordão de solda, tais como: inclusão de escória, porosidade, mordedura, convexidade ou concavidade excessiva, dentre outros, que atuam na junta como concentradores de tensões (Nguyen & Wahab, 1995a), é possível que a resistência à fadiga de uma junta soldada sofra ainda os efeitos das tensões residuais presentes no material, uma vez que a fadiga é regida por ciclos de tensões. Justamente por isso, os efeitos das tensões residuais sobre a resistência à fadiga têm sido extensivamente estudados ao longo dos anos (Masubuchi, 1980; Masubuchi, 1983; Nelson, 1982; Rajad, 1992).

Nguyen & Wahab (1995a, 1996, 1998) desenvolveram diversos trabalhos sobre o comportamento à fadiga de juntas soldadas buscando avaliar conjuntamente os efeitos da geometria da solda e das tensões residuais. Num destes trabalhos os autores verificaram que tensões residuais compressivas na superfície, aumentam a vida à fadiga somente no estágio inicial de propagação da trinca, e quando o comprimento da trinca corresponde à profundidade do campo de tensões compressivas. Após o comprimento da trinca ultrapassar a profundidade do campo de tensões residuais compressivas, estas não têm nenhum efeito significativo sobre a vida à fadiga (Nguyen & Wahab, 1995b).

Bhadeshia em (2007 apud Ohta et al) apresenta testes em secções de junta soldadas com eletrodo com baixa temperatura M_s aumentando a resistência à fadiga Figura 7. Esta melhoria está atribuída às tensões residuais compressivas que reduzem a média das tensões aplicadas durante o ensaio de fadiga. Esse resultado é espetacular para a engenharia, pois acarreta mudanças radicais no projeto e na durabilidade dos componentes.

Figura 7 – Melhorias da resistência à fadiga de estruturas soldadas com metal de adição com baixa temperatura de transformação martensítica.



Fonte: Bhadeshia apud Ohta et al, (2007)

Dando continuidade ao estudo da resistência à fadiga de metal de solda com baixa temperatura de transformação martensítica, Eckerlid, (2003) realizou um trabalho mais detalhado considerando dois eletrodos martensíticos comparando com resultados obtidos por tradicionais eletrodos consumíveis, que são normalmente utilizados nessas soldagens. Neste trabalho utilizaram material de alto limite de escoamento. Diferentemente ao observado por outros trabalhos no metal de solda com baixa temperatura de transformação martensítica não foram observadas tensões residuais compressivas no metal de solda, contudo, foram reduzidas consideravelmente os níveis das tensões quando comparado aos níveis observados na soldagem utilizando eletrodo comum. Foi determinado um aumento do nível das falhas por tensão a 2 x 10⁶ ciclos de 25-90% comparado com os tradicionais eletrodos.

2.2.3 Efeito das tensões residuais na corrosão sob-tensão

Uma perigosa combinação ocorre quando um material está sujeito a meios corrosivos e sob-tensões trativas, podendo gerar falhas por corrosão sob-tensão sendo uma das principais preocupações nas indústrias químicas, petroquímicas e nucleares (Linnert, 1994, Leis & Eiber, 1997). Um dos principais problemas deste tipo de falha é que em alguns casos ela pode ocorrer de forma completamente inesperada, uma vez que o mecanismo de falha não apresenta perda considerável de massa e sim a nucleação e crescimento de trincas. Os danos causados por corrosão sob-tensão em equipamentos e tubulações são bastante graves, podendo causar além da falha, incêndios e explosões (Chaburkin et al, 2005). Leis & Eiber (1997) apresentam em seu trabalho um histórico sobre incidentes envolvendo como causa o fenômeno da corrosão sob-tensão. Por este motivo torna-se imprescindível combater os agentes causadores deste tipo de corrosão para prevenir as falhas dos equipamentos e tubulações industriais.

Linnert (1994) e Delafosse e Magnin (2001) em seus trabalhos, apresentam materiais e os meios que podem causar falhas por corrosão sob-tensão, como por exemplo nos aços ferríticos em meio contendo carbonatos, ligas de alumínio em contato com íons cloretos e os aços inoxidáveis duplex em contato com soluções contendo altos teores de cloretos, por exemplo, são susceptíveis à corrosão sob-tensão.

Nas indústrias petrolíferas, diversos agentes podem ser responsáveis por causar a corrosão sob-tensão. Tanto em plataformas de produção marítimas quanto em unidades de refino, a presença de sais minerais contendo principalmente cloretos pode aumentar potencialmente o risco de corrosão sob-tensão. Cooling et al. (1998) evidenciam em seus trabalhos que a presença de cloretos em moderadas e altas concentrações nas águas de formação e de tratamento, aumentam a suscetibilidade à corrosão por pites, os quais são precursores da formação de trincas na corrosão sob-tensão. Bagdasarian & Truax (1997) citam que a combinação de tensões residuais de soldagem, oriundas da fabricação dos equipamentos, associadas com tensões de serviço, e a presença de meio aquoso contendo cloretos constituem uma condição extremamente favorável ao surgimento de trincas.

A resistência de alguns aços usados em equipamentos de exploração, produção, processamento e transporte de hidrocarbonetos, em meios aquosos contendo sulfeto de hidrogênio (H_2S) tem ganhado particular importância ao longo dos anos, devido à problemática da corrosão sob-tensão. Em unidades de refino que processam petróleo pesado, faz-se necessário a eliminação do enxofre presente no óleo, tanto por questões ambientais, como de processamento. A remoção de enxofre é realizada através do processo de hidrotreatamento, no

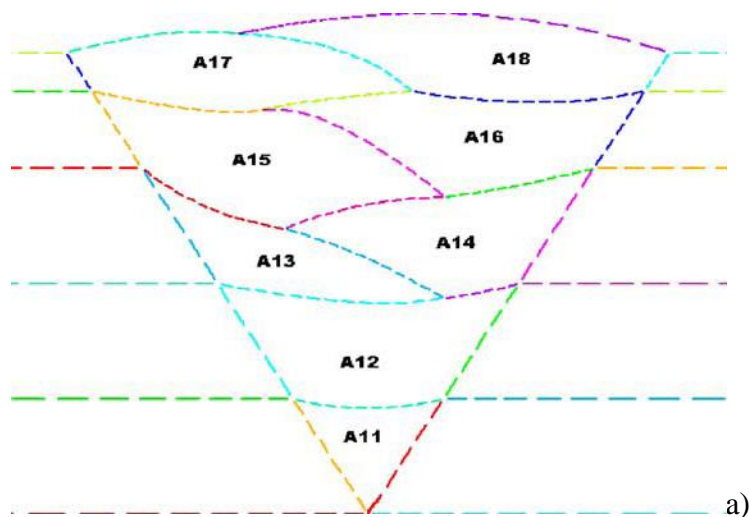
qual é injetado hidrogênio gasoso a elevada temperatura (aproximadamente 450°C) para reagir com o enxofre presente no óleo formando H₂S como produto final.

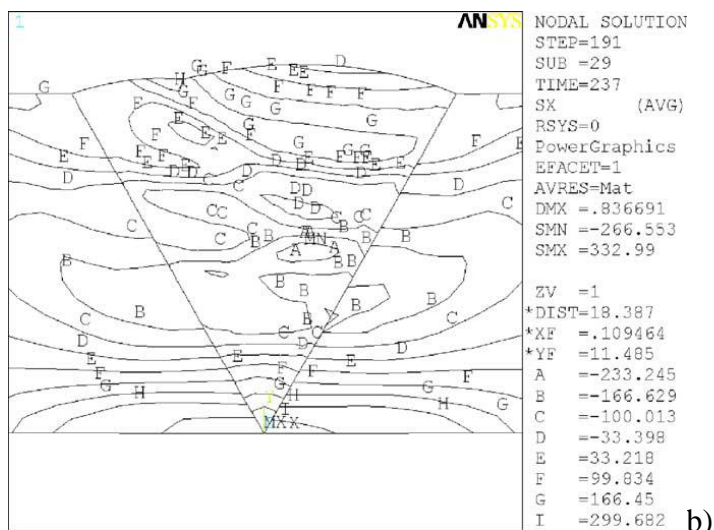
Combinado a estas técnicas de controle do meio corrosivo existem diversas técnicas que tentam controlar/reduzir os níveis de tensões residuais trativas (Cruz, 2006), principalmente nas regiões da ZAC das soldas onde podem ocorrer alterações metalúrgicas prejudiciais às propriedades mecânicas do material.

2.2.4 Efeito da Sobreposição de Passe de Soldagem no Nível das Tensões residuais

Como mencionado neste documento não existem trabalhos que avaliaram a influência de sobreposição de passes nos níveis de tensões residuais de juntas soldadas com eletrodo de baixa temperatura de transformação martensítica. Contudo existem trabalhos que avaliaram esse efeito em solda com eletrodo comum. Desse modo, pode-se citar o trabalho de Cho (2004), que realizou soldagens multipasses em juntas tipo V e tipo K medindo as tensões residuais da superfície e comparando com resultados simulados por elementos finitos do campo de tensão apresentado em toda a secção transversal da amostra. A Figura 8 a) apresenta a sequência de soldagens para o enchimento da junta e a Figura 8 b) apresenta a distribuição do nível de tensões simulado ao longo da secção transversal. Os níveis de tensões residuais simulados ficaram de acordo com os determinados na simulação. As tensões residuais máximas e mínimas foram de 333 e -267 MPa, respectivamente, sendo que as tensões compressivas ficaram concentradas nos passes de enchimento e as tensões trativas nas regiões da superfície, tanto interna quanto externamente.

Figura 8 – Sequência de soldagens no enchimento da junta a) e a distribuição de tensões simuladas para a secção transversal da mesma b).

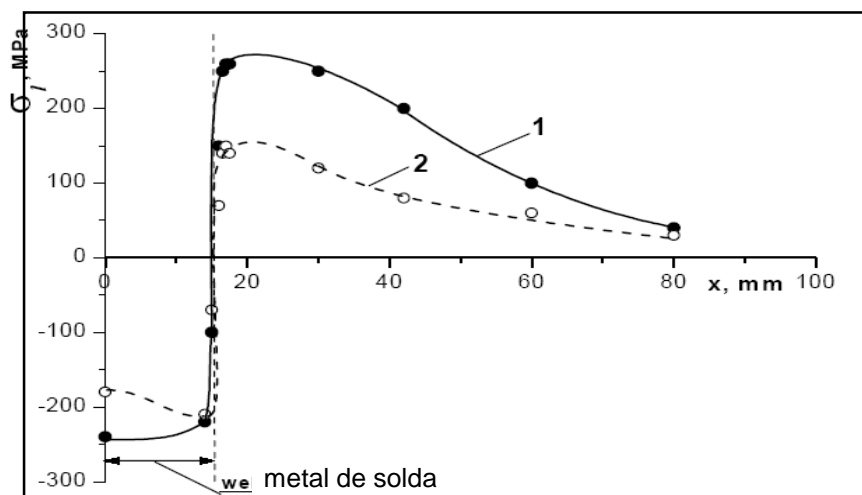




Fonte: Cho (2004).

Assis et al (2002) mostram também perfis de tensões residuais compressivas no metal de solda de amostras de aço transformável soldadas com multipasse. A origem dessas tensões residuais compressivas foram atribuídas pelos autores à soma de efeitos de transformações de fase adifusionais e gradientes de tensões gerados pela diferença de velocidade de resfriamento ao longo da espessura das amostras soldadas. A Figura 9 mostra os perfis de tensões residuais nas amostras utilizadas por Assis et al (2002).

Figura 9 – Distribuição das tensões residuais na superfície da amostra soldada: 1- longitudinal, 2- transversal.

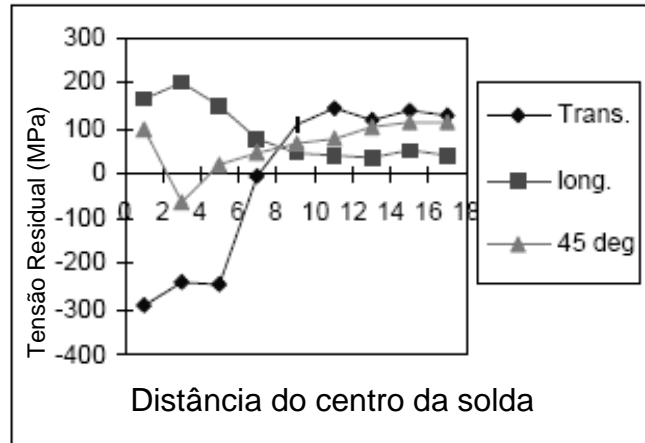


Fonte: Assis et al (2002).

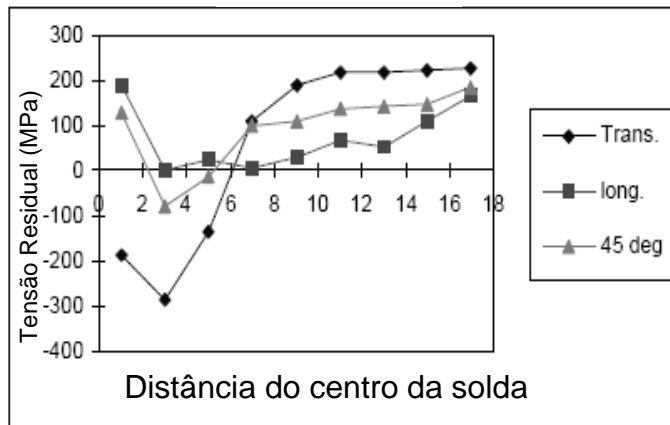
Gao et al (1998) apresentaram perfis de tensões residuais transversais em amostras soldadas com multipasse em um aço transformável com comprovada formação de martensita e bainita após a soldagem. Tais perfis mostram elevados níveis de tensões residuais compressivas

no metal de solda, que os autores atribuíram às transformações adifusionais. A Figura 10 mostram os perfis de tensões residuais para as amostras analisadas por Gao et al (1998).

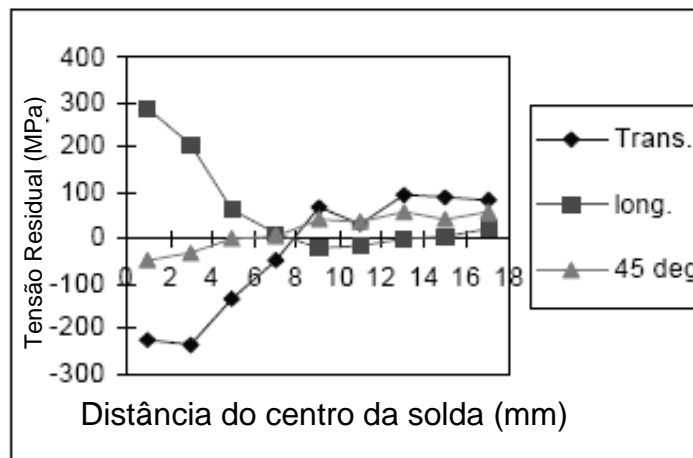
Figura 10 – Distribuição das tensões residuais superficiais para três amostras.



a) Amostra RS 1



b) Amostra RS 2



c) Amostra RS 3

Fonte: Gao et al (1998).

2.3 Transformação Martensítica

Transformação martensítica é o termo utilizado para determinar um mecanismo de reação no estado sólido. De 1850 a 1914 o cientista alemão Adolf von Martens realizou estudos sobre a transformação de fases no estado sólido de aço sendo o primeiro a observar a estrutura que posteriormente foi nomeado martensita como homenagem a ele.

As transformações martensíticas não são exclusivas de aços, ou seja, austenita (fase γ) para fase martensita tetragonal (fase α'), pois além dos aços, a transformação martensítica é encontrada em ligas de cobalto onde a fase CFC se transforma em martensita hexagonal compacta HCP, podendo, nestes casos, haver interface totalmente coerente. Em ligas de titânio a transformação ocorre a estrutura CCC para HCP.

Desta forma, pode-se definir transformação martensítica como sendo o resultado de um movimento coordenado e/ou cooperativo entre átomos da fase mãe, onde o movimento ocorre a distâncias menores do que os parâmetros de rede, sem difusão, mantendo uma estreita relação entre a fase mãe e a fase produto, porém, com uma nova estrutura cristalina.

As principais características da transformação martensítica, são:

- ❖ A fase martensítica apresenta-se com a composição química semelhante à da fase mãe, ou seja, no estado de solução sólida substitucional ou intersticial.
- ❖ A transformação é acompanhada por uma variação dimensional, devido à mudança de estrutura.
- ❖ Existência de um plano comum às fases, livre de deformação macroscópica (plano de hábito) específico à transformação.
- ❖ Existência de uma relação de orientação cristalográfica particular entre as fases mãe e produto.

2.3.1 Efeito dos Elementos de Liga na Transformação Martensítica

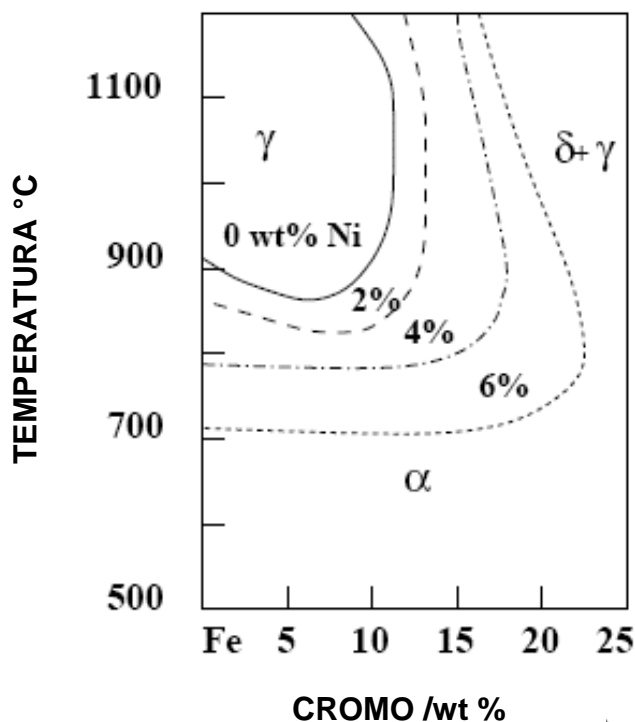
Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente liga ferro-cromo que contêm 12 a 17% Cr com suficiente carbono que possibilite a estabilidade da estrutura martensítica à temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis martensíticos comuns como as ligas AISI 410 e 420 possuem alta resistência mecânica e dureza, porém baixa tenacidade e resistência à corrosão embora sejam de boa soldabilidade. Contudo nas últimas décadas vem crescendo a utilização de uma classe especial de aços inoxidáveis denominados de martensíticos macios (0,01-0,1% C, 11-13% Cr e 2-6% Ni), e supermartensíticos (12% Cr, 2-6% Ni, 0-2,5% Mo e C<0,02%),

➤ Níquel

O níquel é o principal elemento estabilizador da austenita. Este elemento geralmente aumenta a tenacidade, ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Muitos são os trabalhos que buscam determinar faixas de decomposição química para garantir uma melhora nas propriedades mecânicas e resistência à corrosão (Padilha, 1994). Contudo para os aços inoxidáveis martensíticos ele tem fundamental importância, pois em teores de 4 a 6%, como mostrado na Figura 12, aumenta consideravelmente a lupa austenítica, condição necessária para ocorrer a formação da martensita.

Como apresentado nos tópicos anteriores, o níquel em baixas concentrações (2-6%) diminui a temperatura de M_i e M_f de formação da martensita que para o presente estudo é de extrema relevância para o estudo das tensões residuais.

Figura 12 – Influência do Ni no campo austenítico de aços inoxidáveis.



Fonte: Carrouge (2002).

➤ Molibdênio

O molibdênio é um elemento ferritizante que conseqüentemente tende a aumentar a temperatura de autenitização e da transformação martensítica. Geralmente, esse elemento é adicionado nos aços inoxidáveis martensíticos para promover um endurecimento secundário devido à precipitação de carbonetos e carbonitreto finos do tipo M_2X (estequiometria

(Cr,Mo,V)₂(C,N). Além do efetivo endurecimento promovido por esses precipitados, eles promovem a substituição ou o retardamento da precipitação de carbonetos do tipo M₂₃C₆ que são carbonetos grosseiros que retira o cromo da forma de solução sólida deixando a matriz com menor resistência à corrosão. Esse fato foi observado por Higgins (1992), onde pequenas concentrações de Mo, de 0,2 e 5,0%, melhoram as resistências à corrosão generalizada, à corrosão localizada (por pites) e à corrosão por frestas, afirmando que esse elemento possui grande influência na passividade e na resistência química dos aços inoxidáveis, sobretudo na presença de cloretos.

A passividade do cromo é pouco estável, contudo, o molibdênio em associação ao cromo, exerce uma grande ação na estabilidade do filme de passivação na presença de cloretos. Contudo, considera-se que o molibdênio tem uma tendência de combinar-se com o ferro para formar fases intermetálicas, como a fase Laves.

➤ Carbono e o Nitrogênio

O carbono e o nitrogênio são elementos austenitizantes necessários para manter o campo austenítico, condição necessária para ocorrer a transformação martensítica nos aços inoxidáveis. Porém, é importante manter o mais baixo possível a concentração desses elementos, pois além de melhorar a homogeneidade da camada passiva e conseqüentemente aumenta a resistência à corrosão, tem os fatores estruturais devido ao carbono possuir o raio atômico menor do que o ferro, geralmente, ocupa os interstícios tetraedrais no caso de estrutura cristalina CCC (cúbica de corpo centrado), formando soluções sólidas intersticiais o que aumenta a distorção da rede. A martensita rica em carbono tem sua dureza elevada aumentando a probabilidade de ocorrer problemas como corrosão sob-tensão e trincas induzidas por hidrogênio.

Com relação ao nitrogênio, ele é amplamente reconhecido que retarda a precipitação de M₂₃C₆, o que deve estar relacionado com a dificuldade para nuclear estes carbonetos, devido à sua solubilidade zero de nitrogênio. Além disso, cálculos mostraram que a estrutura do M₂₃C₆ é desestabilizada se alguns átomos de carbono são substituídos por átomos de nitrogênio.

Um aspecto importante que deve ser mencionado é a precipitação de carbonetos do tipo M₂₃C₆, que pode ocorrer em diferentes faixas de temperaturas. Como exemplo pode-se citar a precipitação observada por Solomon (1983) que verificou, para um tempo de um minuto a uma temperatura de 800°C foi suficiente para ocorrer a precipitação de carbonetos. Estes

carbonetos precipitam em contornos ferrita/ferrita e austenita/austenita e em menor escala em ferrita/austenita.

2.3.2 Diagramas

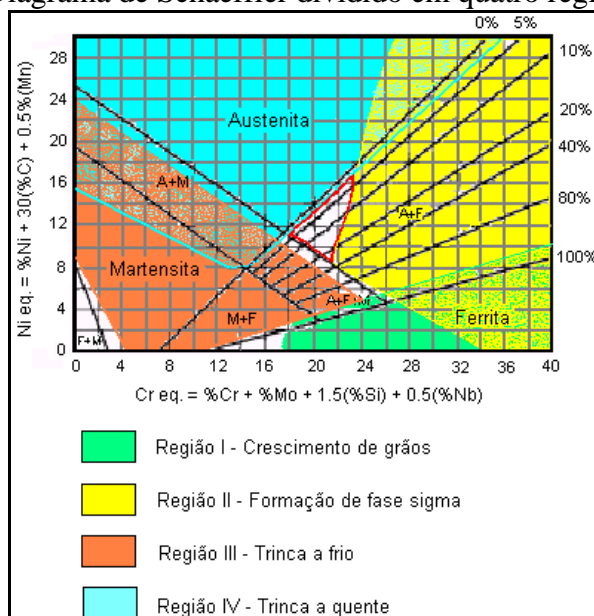
Um importante e bastante utilizado modo de se determinar na prática a estrutura metalúrgica final da junta soldada é através do diagrama de Schaeffler, apresentado na Figura 13. Contudo, esse diagrama foi desenvolvido há mais de sessenta anos, sendo durante muito tempo foco de pesquisas que melhoraram e detalharam as informações contidas no diagrama, como o de Delong (1992) que adicionou a influência do nitrogênio no cálculo do cromo e do níquel equivalente utilizado na construção do diagrama. A estrutura do metal de solda obtida estará, como mencionado, em função do cromo equivalente (eixo das abscissas) e do níquel equivalente (eixo das ordenadas), os quais foram calculados inicialmente em função da composição química, através das seguintes equações:

$$Cr_{eq.} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb) \quad \text{Eq. 1}$$

$$Ni_{eq.} = \%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn) \quad \text{Eq. 2}$$

A Figura 13 mostra o diagrama de Schaeffler dividido em 4 regiões críticas. Em cada uma dessas regiões predomina um possível problema metalúrgico que surge devido à soldagem, assunto que será abordado posteriormente.

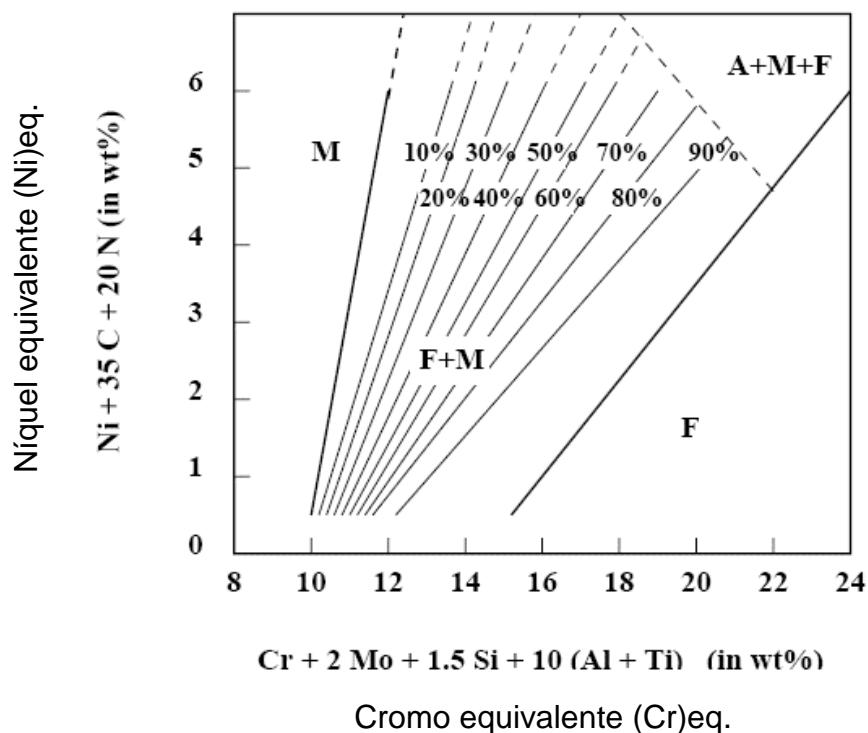
Figura 13 – Diagrama de Schaeffler dividido em quatro regiões principais.



Fonte: Sergio (2009)

A mais recente pesquisa sobre o diagrama de Schaeffler foi o desenvolvida por Balmforth et al. (2000) que apresenta um mapa com linhas de mesmo percentual de ferrita em regiões de estrutura martensítica. A Figura 14 apresenta este diagrama com as equações de Cr e Ni equivalentes utilizadas.

Figura 14 – Novo diagrama com linhas de mesmo percentual volumétrico de Ferrita.



Fonte: Balmforth et al. (2000).

Apesar de o diagrama tentar prever a microestrutura na temperatura ambiente do metal de solda, contudo as diferentes taxas de resfriamento às quais o material está sujeito em diferentes processos e energias de soldagem, podem alterar esse balanço final.

2.3.3 Cinética da Transformação

A cinética da transformação martensítica é extremamente influenciada pela composição da liga, podendo ser definida, como: transformações explosivas, atérmicas, isotérmicas, sendo que para as ligas ferrosas ocorre a predominância de transformações atérmicas e isotérmicas e que, o tempo e a temperatura influenciam as propriedades magnéticas e as transformações de fase (Mota, 2002).

➤ **Transformação Martensítica Atérmica**

Durante o processo de resfriamento, se a amostra for mantida em uma isotérmica, com temperatura abaixo de M_i e acima de M_f , a reação cessará no momento em que toda a amostra estiver na presente temperatura. Não haverá crescimento da fase até que a temperatura novamente decresça. Logo, o processo de nucleação do cristal é ausente de ativação térmica sendo esta transformação denominada de transformação martensítica atérmica. Esse comportamento é observado para ligas Fe-Ni e Fe-Ni-C.

Uma possível explicação para o comportamento atérmico é atribuindo ao fato da placa de martensita deformar a austenita vizinha devido à expansão característica da transformação, onde se acredita que a martensita possa ter seu crescimento condicionado à resistência mecânica de austenita prévia (Mota, 2002).

➤ **Transformação Martensítica Explosiva**

Verifica-se uma particularidade nas curvas de resfriamento em função da fração volumétrica de martensita formada nas ligas Fe-Ni e Fe-Ni-C com $M_i < 0$ °C. A transformação para estes aços inicia-se abruptamente e uma quantidade considerável de martensita é formada em um único evento. A este tipo de transformação martensítica dá-se o nome de transformação martensítica explosiva, e a temperatura na qual a martensita se forma rapidamente, é denominada M_e .

➤ **Transformação Martensítica Isotérmica**

Dentro dos diferentes tipos de comportamento cinético de formação da estrutura martensítica destaca-se também a formação de martensita em algumas ligas do tipo Fe-Ni e Fe-Ni-X (Cr e Mn), as quais, dentro de um intervalo específico de composição química, apresentam a transformação martensítica isotérmica

Na transformação isotérmica o aumento inicial na taxa de transformação é devido à nucleação auto catalítica, na qual as primeiras martensitas formadas produzem outros locais de nucleação de placas de martensita causando o subsequente aumento da taxa de nucleação. Entretanto, com o passar do tempo, a taxa de formação da martensita diminui e isto ocorre em virtude do chamado efeito de particionamento, isto é, a fração de volume transformado por evento de nucleação decresce progressivamente à medida que a fração volumétrica da matriz austenítica se divide em quantidades cada vez menores (Mota, 2002).

2.3.4 Termodinâmica da Transformação Martensítica

As transformações martensíticas nos aços são metaestáveis, ou seja, os átomos distribuem em uma estrutura que tem um mínimo local de energia livre de Gibbs

➤ Transformação Martensítica Termoelástica

Na transformação martensítica termoelástica, os cristais de martensita uma vez nucleados, crescem com a velocidade proporcional à taxa de resfriamento. Da mesma forma, se o calor for fornecido aos cristais eles decrescem (encolhem). Neste tipo de transformação, a energia livre total associada à transformação é inferior à energia livre necessária para a nucleação da martensita nos aços (Nascimento, 2003).

➤ Transformação Martensítica Não Termoelástica

A transformação martensítica não termoelástica ocorre nas ligas ferrosas, ou seja, os cristais nucleiam a partir da austenita, através do resfriamento do material, e uma vez formada a martensita nos aços, os cristais da fase martensítica não continuam a crescer depois de formados. Os cristais são nucleados no estado sólido e crescem rapidamente, mas não voltar a crescer ou decrescer por variação de temperatura, pois é uma transformação irreversível.

Um conceito importante quando se aborda a termodinâmica da transformação martensítica é o conceito de M_i (martensita início) consistindo da temperatura abaixo da qual a reação é possível. Uma equação empírica frequentemente utilizada para calcular esta temperatura é apresentada por Rios (2007).

$$M_i(^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) \quad \text{Eq. 3}$$

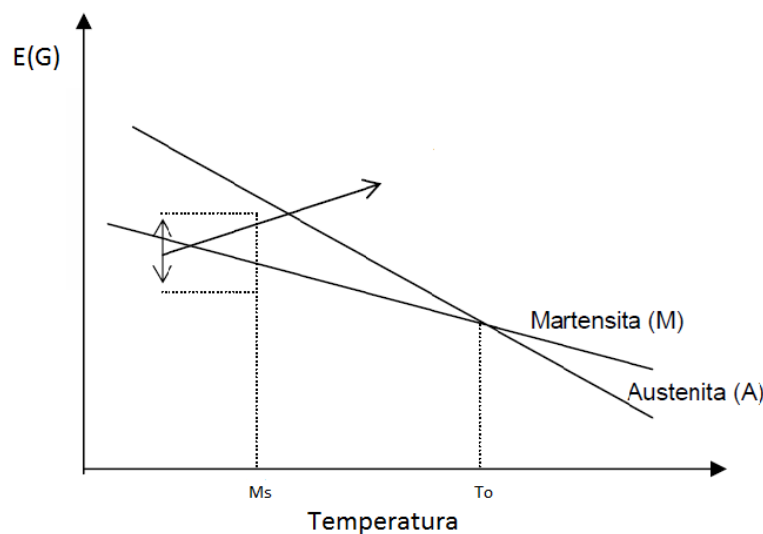
É importante frisar as diferenças da martensita da ferrita supersaturada de carbono pois quando se tenta calcular a M_i apenas por métodos de equilíbrio termodinâmico, igualando a energia livre da martensita à energia livre da ferrita supersaturada de carbono, observa-se que a temperatura de equilíbrio, denominada temperatura T_0 , é muito maior do que a temperatura M_i . Isto ocorre porque o cálculo termodinâmico não considera a energia elástica devido à transformação e a energia associada à subestrutura da martensita.

Segundo Nascimento (2003) a variação da energia livre de Gibbs total devido à nucleação do cristal de martensita, admitindo a forma de lente cilíndrica com raio r e espessura média t (em que $r \gg t$) pode ser escrita por:

$$\Delta G = \pi r^2 t \Delta g_c + 2\pi r^2 \sigma + \pi t^2 r (A + B) \quad \text{Eq. 4}$$

Sendo $\pi r^2 t$ é o volume aproximado do cristal de martensita, Δg_c é a variação da energia química livre por unidade de volume, $2\pi r^2$ é a área aproximada da superfície, σ é a energia de interface por unidade de área, $A(t/r)$ é a energia de distorção elástica por unidade de volume e $B(t/r)$ é a energia de deformação plástica dentro do cristal de martensita por unidade de volume. A Figura 15 mostra a dependência da temperatura com a energia livre de Gibbs das fases austenita e martensita em relação à transformação martensítica.

Figura 15 – Energia livre de Gibbs versus Temperatura das fases austenita e martensita em relação à transformação martensítica.



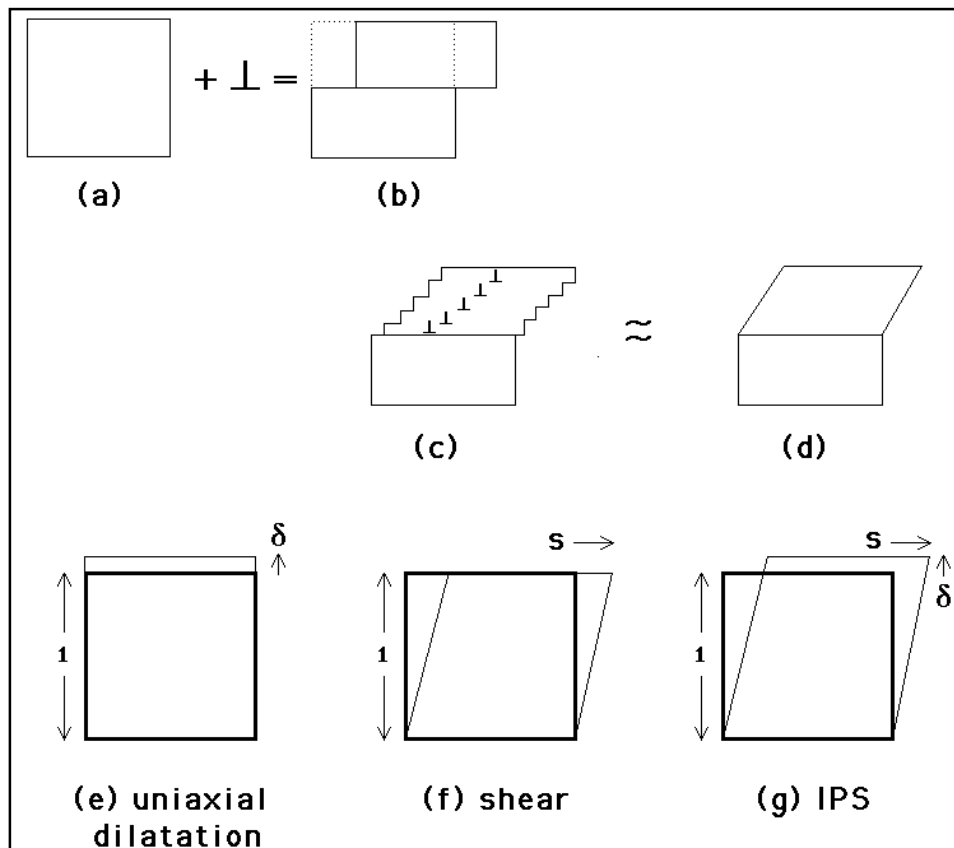
Fonte: Costa e Silva (2006)

2.3.5 Cristalografia e Teoria Fenomenológica da Transformação Martensítica

Durante a transformação martensítica Figura 16, o padrão no qual os átomos no cristal mãe está arranjado é deformado de modo que uma deformação macroscópica do cristal aparecerá após a transformação. As discordâncias responsáveis pela deformação estão na interface α'/γ , com vetores de Burgers tais que além da deformação causam a mudança da estrutura cristalina. A deformação é tal que uma superfície plana inicialmente gira

uniformemente em torno de uma linha formada pela interseção do plano da interface com a superfície livre.

Figura 16 – (a,b) Degrau causado pelo deslizamento de uma discordância; (c,d) Discordâncias causando uma deformação macro; (e) Plano invariante com dilatação uniaxial; (f) Plano invariante com deformação cisalhante; (g) plano invariante combinando os efeitos de (e).



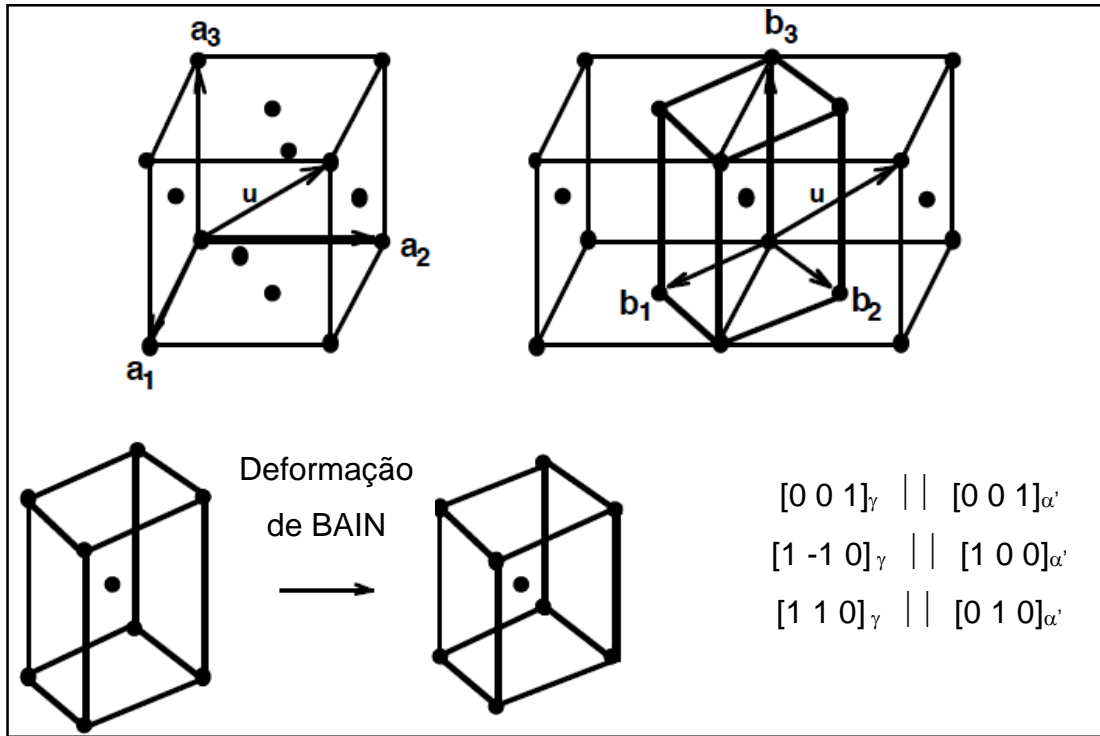
Fonte: Bhadeshia (2001).

A mudança da estrutura cristalina na transformação CFC-CCC conhecida por deformação de Bain foi proposta em 1924 e vem até hoje sendo utilizada. É representada por uma matriz 3×3 onde a diagonal assume os valores $a\alpha'/a\gamma$, $\sqrt{2}a\alpha'/a\gamma$ e $\sqrt{2}a\alpha'/a\gamma$, sendo os demais componentes da matriz nulos e $a\alpha'$ e $a\gamma$ os parâmetros de rede da martensita e da austenita. A Figura 17 ilustra a correspondência que implica nas seguintes relações;

Estas relações de orientação não são observadas experimentalmente porque a energia de deformação associada com B seria muito grande, superior à energia química necessária para a transformação. A deformação de Bain também não representa uma transformação martensítica por não satisfazer o requisito essencial da existência de uma linha invariante. A Figura 18 apresenta clássico modelo da transformação martensítica. A austenita é representada por uma esfera a qual como resultado da deformação de Bain, se transforma em

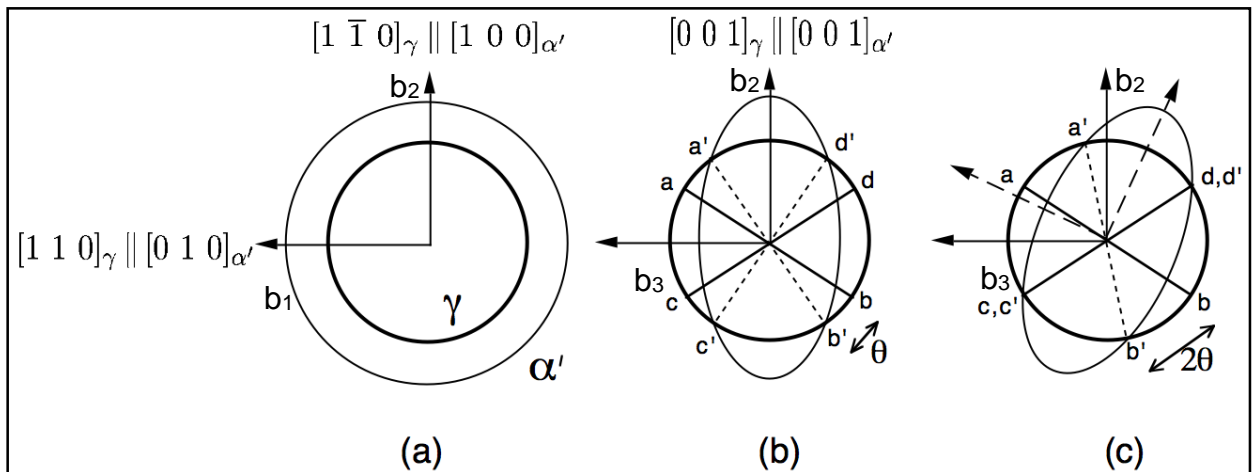
uma elipse que seria a martensita. Pode-se observar que apenas com esta deformação não existe qualquer linha que seja mantida sem deformação e sem rotação. Entretanto a combinação dos efeitos de deformação de Bain e rotação de corpo rígido fazendo coincidir $c'd'$ com cd resultam numa linha invariante no sistema.

Figura 17 – Duas células CFC e uma CCC. A deformação de Bain resulta de uma compressão na célula CCC ao longo do eixo z.



Fonte: Bhadeshia (2001).

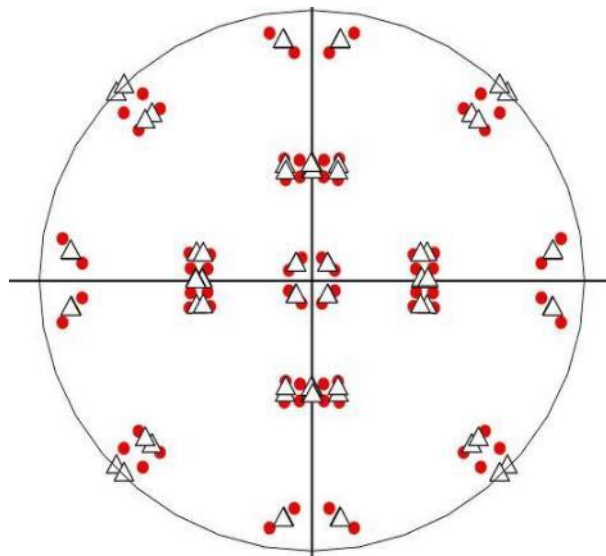
Figura 18 – (a) e (b) Efeito da deformação de Bain na austenita. (c) Linha invariante resultante da deformação e da rotação de corpo rígido.



Fonte: Adaptado de Bhadeshia (2001).

A combinação da deformação de Bain e da rotação de corpo rígido BR prediz exatamente a relação de orientação entre a fase mãe e o produto. A Figura 19 foi calculada usando apenas a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (K-S) representada pelos círculos vermelhos e usando deformação de Bain e deformação de corpo rígido para uma textura inicial da austenita $\{001\}\langle 100\rangle$. As orientações resultantes são próximas da solução K-S e carece de linha invariante bem como da exata definição do plano de hábito (Chistian, 1979).

Figura 19 – Figura de pólos (100) da transformação da austenita com textura $\{001\}\langle 100\rangle$ usando K-S (círculos vermelhos) e teoria da martensita (triângulos pretos).



Fonte: Bhadeshia (2001).

A mudança de forma pode ser representada matematicamente pela seguinte expressão:

$$(F P F) = I + m[F; d](p; F^*) \quad \text{Eq. 5}$$

Onde m é a magnitude da deformação, $[F; d]$ um vetor unitário na direção do deslocamento e $(p; F^*)$ é o vetor unitário normal ao plano invariante (plano de hábito).

A Figura 20 apresenta um exemplo de um conjunto de dados cristalográficos de um variante da martensita incluindo o plano de hábito, deformação e relação de orientação com a austenita. Todos estes dados estão matematicamente relacionados.

Figura 20 – Exemplo de um conjunto de dados cristalográficos de um variante da martensita incluindo o plano de hábito, deformação e relação de orientação com a austenita.

Plano de Hábito $P\gamma$	Orientação (γ J α)
$\begin{pmatrix} -0,168640 \\ -0,760394 \\ -0,627185 \end{pmatrix}$	$\begin{pmatrix} 0,575191 & 0,542067 & 0,097283 \\ -0,550660 & 0,568276 & 0,089338 \\ -0,008610 & -0,13180 & 0,785302 \end{pmatrix}$
Mudança de Forma (γ P γ)	
$\begin{pmatrix} 0,992654 & -0,033124 & -0,027321 \\ 0,026378 & 1,118936 & 0,098100 \\ 0,027321 & -0,123190 & 0,898391 \end{pmatrix}$	

Fonte: Adaptado de Bhadeshia (2001).

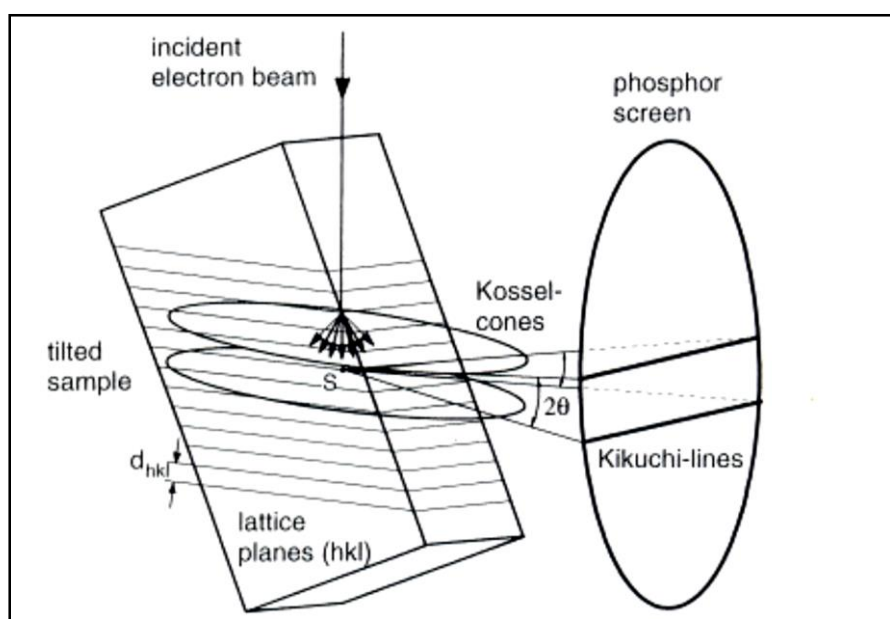
2.3.6 Técnica de EBSD para microscopia de imagem por orientação por (MIO) na transformação martensítica.

As análises por Microscopia de Imagem por Orientação (MIO) obtêm informações de textura cristalográfica de áreas menores, com relação à difração de Raios-X, utilizando os padrões de Kikuchi na sua determinação. Vários trabalhos utilizam a difração das linhas de Kikuchi para análise das relações de orientação, como o de Minamino em (2005). Eles fizeram uma análise das relações de orientação da martensita em diferentes ligas de aço inoxidável utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

O princípio operacional do equipamento de medição consiste em incidir feixe de elétrons sobre uma determinada região de uma amostra cristalina devidamente preparada por: lixamento, polimento com pasta de diamante e sílica coloidal. Em decorrência da interação entre os elétrons e a amostra ocorre a emissão de elétrons retroespalhados pela difração de elétrons nos planos cristalinos. Se a amostra estiver inclinada em aproximadamente 70° em relação ao feixe, acontece uma intensificação dessa emissão em certas regiões, gerando linhas características, denominadas linhas de Kikuchi. Cada par de linhas de Kikuchi corresponde à difração de elétrons em determinados planos cristalográficos.

A Figura 21 mostra de forma esquemática o posicionamento da amostra, no MEV, para obtenção dos padrões de Kikuchi. A geometria do MEV favorece a melhor captação dos padrões, uma tela de fósforo é utilizada para capturar a imagem de difração. As imagens são registradas por uma câmara conectada a um computador onde os padrões são analisados.

Figura 21 – Figura esquemática do posicionamento da amostra, no MEV, para obtenção dos padrões de Kikuchi.



Fonte: Schwartz (2000).

Minamino e colaboradores (2005) observaram que uma das grandes dificuldades de mapear as relações de orientações da martensita em ligas ferrosas é a alta densidade de defeitos, tais como discordâncias, presentes na microestrutura. Utilizando um microscópio eletrônico de varredura (MEV) de alta resolução (*field emission type gun – FEG*) os pesquisadores analisaram a estrutura cristalina da martensita de forma detalhada.

Geralmente a formação da ferrita, martensita e bainita envolve a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (K-S) por ser uma representação mais fácil de apresentar e visualizar do que a teoria fenomenológica da martensita que envolve números irracionais, dessa forma a (Tabela 1), apresenta as 24 variantes possíveis na formação da martensita, embora só algumas sejam observadas durante a transformação quando o material apresenta textura (Kim, 2004)

Tabela 1 – Vinte e quatro variantes da relação de K-S.

Grupo	Direção $[\gamma]/[\alpha']$	Grupo	Direção $[\gamma]/[\alpha']$
$(111)\gamma/(011)\alpha'$	$[-110]/[-1-11]$	$(-111)\gamma/(011)\alpha'$	$[-110]/[-1-11]$
	$[-110]/[-11-1]$		$[-110]/[-11-1]$
	$[-101]/[-1-11]$		$[-101]/[-1-11]$
	$[-101]/[-11-1]$		$[-101]/[-11-1]$
	$[0-11]/[-1-11]$		$[0-11]/[-1-11]$
	$[0-11]/[-11-1]$		$[0-11]/[-11-1]$
$(11-1)\gamma/(011)\alpha'$	$[-110]/[-1-11]$	$(1-11)\gamma/(011)\alpha'$	$[-110]/[-1-11]$
	$[-110]/[-11-1]$		$[-110]/[-11-1]$
	$[-101]/[-1-11]$		$[-101]/[-1-11]$
	$[-101]/[-11-1]$		$[-101]/[-11-1]$
	$[0-11]/[-1-11]$		$[0-11]/[-1-11]$
	$[0-11]/[-11-1]$		$[0-11]/[-11-1]$

Fonte: Própria.

Essa divisão das variantes em quatro grupos da família de planos $\{111\}\gamma$ facilita a construção e o entendimento dos mapas de EBSD como apresentado por Malet (2009).

A Figura 22 mostra o resultado do mapeamento feito por Minamino e colaboradores (Minamino, 2005), mapa de IQ (*image quality*) e o mapeamento de orientações de grãos. A orientação da martensita é produto da orientação da fase austenítica $(0\ 0\ 1)[1\ 0\ 0]$.

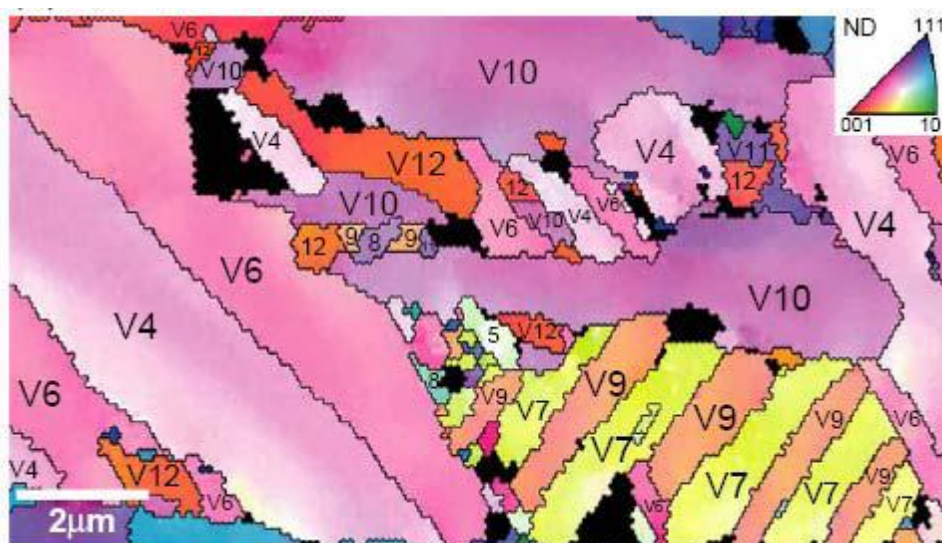
Figura 22 – Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni: (a) mapa de IQ (b) mapa de orientação de grãos. Em (b) as cores representam as orientações perpendiculares ao plano de observação, indicado no triângulo estereográfico.



Fonte: Minamino (2005).

A microestrutura típica da martensita pôde ser observada na Figura 22 (a), a qual também pode ser observada por microscopia ótica ou MEV. O resultado indica que apesar da alta densidade de defeitos, com a técnica de alta resolução é possível mapear as orientações da martensita. As variantes da transformação são claramente distinguidas Figura 23.

Figura 23 – Mapeamento das orientações da martensita na liga Fe-28,5%Ni.



Fonte: Minamino (2005).

Como foi observado por Minamino certas combinações de cores que se repetiram em algumas áreas sugerem a existência de uma regra para a seleção de variantes na

transformação martensita. Os resultados mostraram que nem todas as variantes aparecem dentro dos grãos de austenita.

➤ *Seleção de Variantes*

Uma característica da transformação martensítica é a velocidade com que ela ocorre. A mudança da estrutura cristalina é praticamente instantânea. Experimentalmente se verifica que apenas algumas das 24 variantes citadas no item anterior são observadas. Para melhor explicar o fenômeno da seleção de variantes na transformação martensítica, vamos lançar mão de um exemplo bastante conhecido em cristalografia. Um sistema de deslizamento é definido pelo plano de deslizamento e pela direção de deslizamento. Para um sistema CFC, o conjunto $(1\ 1\ 1)[1\ 0\ -1]$ é um dos 12 cristalograficamente equivalentes. Uma tensão aplicada resultará em componentes em cada um dos 12 conjuntos cristalográficos porém considera-se com o conjunto ativado o no qual a componente possuir maior valor. Por analogia, a deformação devido a transformação martensítica ocorrerá no plano de hábito (vetor p) e na direção de deformação (vetor d).

A deformação total é expressa por uma matriz $3 \times 3 - P$.

$$(\gamma\ P\ \gamma) = I + m[\gamma; d](p; \gamma^*) \quad \text{Eq. 6}$$

A energia que fornece a força para a transformação é (Patel, 1953):

$$U = \sigma_N \delta + \tau_s \quad \text{Eq. 7}$$

Onde σ_N é a componente normal ao plano de hábito, τ é a tensão de cisalhamento resolvida no plano de hábito na direção d e δ e s são respectivamente deformações normal e de cisalhamento associadas com a transformação. A energia U pode ser usada como um rigoroso critério de seleção de variantes quando a tensão aplicada for menor que a requerida para causar plasticidade antes da transformação ou quando a deformação plástica não for o efeito dominante na seleção de variante.

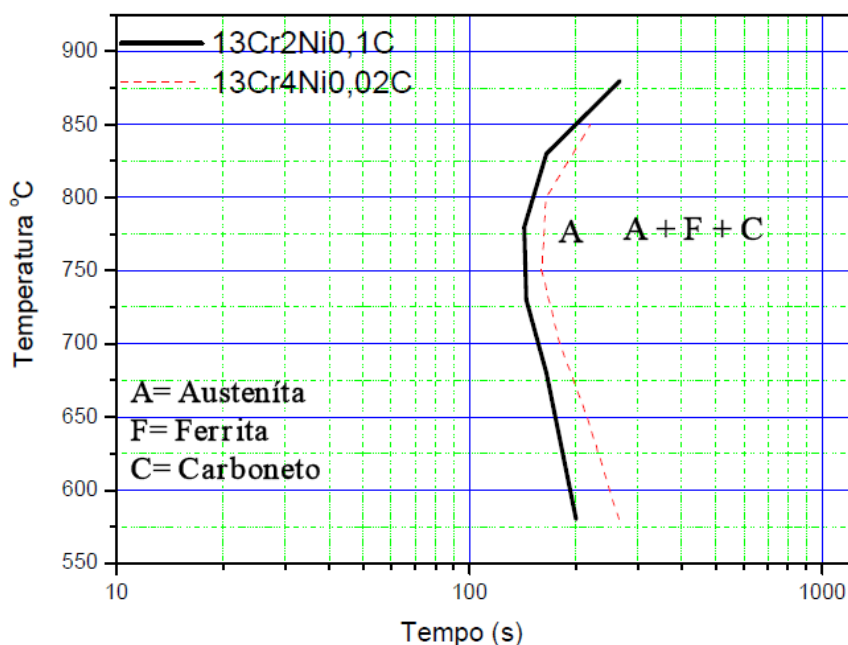
2.4 Soldagem de Aços Inoxidáveis Martensíticos

2.4.1 Temperabilidade e Soldabilidade

Os aços inoxidáveis supermartensíticos e os aços de composição química semelhante tratam-se de uma nova classe, portanto muitos são os trabalhos que vêm sendo desenvolvidos de modo a investigar as propriedades dessas ligas em diferentes situações. Utilizando a técnica dilatométrica de resfriamento rápido, Mariano (2011) determinou as curvas tempo-temperatura-transformação (TTT) de aços inoxidáveis martensíticos fundidos e analisou a influência da adição de Níquel nas transformações, Figura 24 (Mariano, 2011).

O níquel, nestas ligas, modifica a cinética das transformações de fases, alterando a microestrutura final. Como mencionado, o níquel trata-se de um elemento austenizantes que aumenta o campo gama abaixando as temperaturas M_i e M_f e retardando a difusão de carbono, fator esse importante para o aumento da temperabilidade dessas ligas, como observado na figura abaixo, com a adição de níquel desloca a curva para a direita.

Figura 24 – Curvas Tempo-Temperatura-Transformação (TTT), no estado inicial dos aços 13%Cr-4%Ni



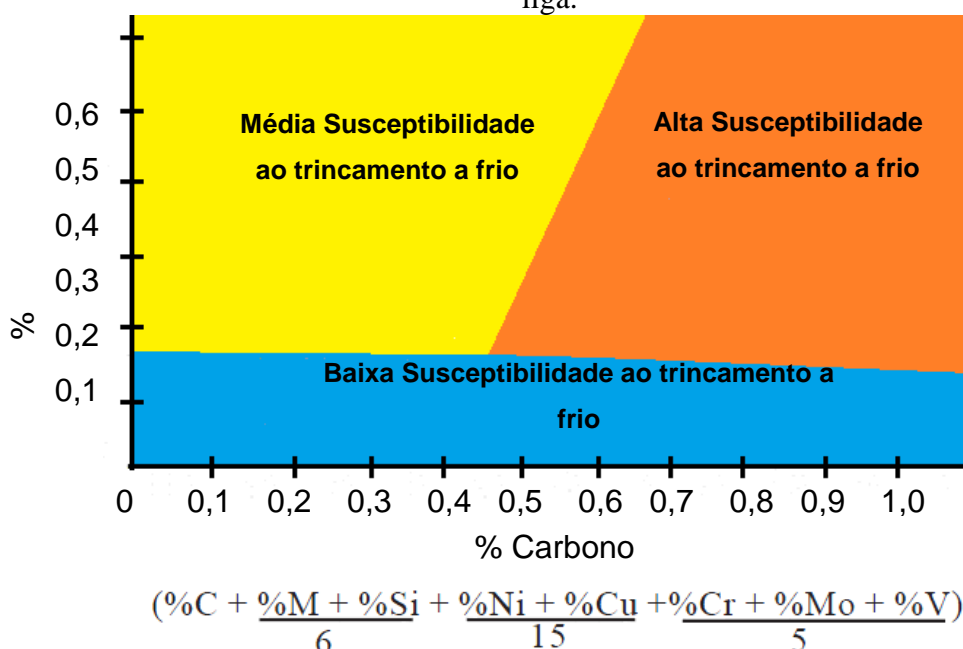
Fonte: Mariano (2011).

A soldagem de aços martensíticos é sempre uma operação que requer cuidados, e frequentemente essas estruturas estão associadas à elevada resistência mecânica e baixa ductilidade. Em situações de soldagem, problemas como trincas a quente e trincas a frio ou por

hidrogênio estão potencialmente favoráveis a ocorrer devido à combinação dessas estruturas frágeis com elevada tensão residuais trativas que se desenvolve pelos diferentes gradientes de temperatura.

Os aços inoxidáveis martensíticos utilizados neste trabalho apresentam carbono em torno de 0,03%, sendo este o principal critério para avaliação da soldabilidade dessas ligas, pois é o principal responsável pelo endurecimento da microestrutura. Na Figura 25 é apresentado um esquema adaptado do Metals Handbook vol. 6 (1993) da soldabilidade em função da concentração de carbono e dos elementos de liga, através do carbono equivalente, avaliando a susceptibilidade ao trincamento a frio.

Figura 25 – ilustrando a soldabilidade dos aços em função do carbono e dos elementos de liga.



Fonte: adaptado do Metals Handbook vol. 06 (1993)

Analisando a figura pela condição mais crítica de composição química presente na categoria de aços supermartensíticos de acordo com a classificação de Silva (2006) o carbono máximo de 0,02% e o carbono equivalente igual a 0,35%, aproximadamente, verifica-se que o material se enquadra no campo de baixa susceptibilidade a trinca a frio, mostrando uma das principais vantagens de se utilizar esse metal de solda, pois concilia as vantagens já abordadas nesse trabalho com uma boa soldabilidade.

Trincas a quente são menos frequente neste tipo de material, sendo associadas à presença de segregações que diminuem o ponto de solidificação de algumas regiões ao final da solidificação, geralmente nos contornos de grãos, contornos interdentríticos ou entre células. É

possível identificar esse tipo de defeito pela superfície oxidada da trinca refletindo a alta temperatura de formação, próxima à temperatura sólidos.

O intervalo de temperatura entre a temperatura coerente, temperatura a qual o material começa a ganhar resistência mecânica, e aquela em que a ductilidade do material passa a aumentar rapidamente é conhecida como intervalo de fragilidade. Este intervalo pode ser usado como indicação da sensibilidade do material à fissuração na solidificação, isto é, quanto maior o seu valor, maior é a sensibilidade esperada do material à fissuração na solidificação.

2.4.2 Efeito da Energia de Soldagem sobre o nível das tensões residuais

Muitos são os estudos que avaliam a influência da energia de soldagem sobre o nível de tensões residuais de juntas soldadas Oliveira (2009, 2010) Silva (2006), por outro lado eles trabalharam com materiais que não priorizavam as transformações martensíticas, que são fator essencial desse trabalho. Contudo, conceitos e teorias fundamentais são importantes para a discussão dos resultados de tensões residuais em soldagem.

Sabe-se que em determinado processo de soldagem quando utilizadas menores energias ocorrem menores expansões e contrações, maiores gradientes térmicos, além de velocidades de resfriamento elevadas e, por consequência, aumenta a probabilidade de transformações de fase adifusionais (martensíticas) e diminui a permanência da junta em temperaturas que possibilitem algum alívio de tensões residuais induzidas previamente. Por outro lado, juntas soldadas com maiores energias de soldagem produzem maiores expansões e contrações, gradientes térmicos e velocidades de resfriamento menores que fornecem tempos maiores de resfriamento e facilitam o alívio de tensões residuais, podendo modificar a distribuição de tensões residuais presentes na junta, tais fatos foram observado nos trabalhos de Oliveira (2009), onde foi observado que soldagens utilizando energias de soldagens intermediárias apresentaram um melhor resultado quando comparado com energias extremas de uma faixa.

Quando se considera soldagens multipasses o calor dos sucessíveis passes de soldagem pode promover um alívio das tensões residuais, pois as ZAC's dessas soldas chegam a temperaturas altas o suficiente para que as tensões residuais já existentes no material superem o limite de resistência, promovendo a deformação plástica, aliviando os níveis de tensões residuais finais. Contudo, o alívio das tensões é parcial, sendo necessária uma distribuição de temperatura homogênea e um tempo adequado, que depende das dimensões da junta, para que ocorra um alívio completo (Silva, 2006).

2.4.3 Evolução Microestrutural Durante as Soldagens Multipasses de Aços Inoxidáveis Martensíticos

As estruturas obtidas na ZF e na ZAC dependem, entre outros fatores, do histórico térmico ao qual foi submetido cada uma destas regiões. As mudanças microestruturais que ocorrem durante o aquecimento e o resfriamento de uma solda de aços inoxidáveis martensíticos com baixa temperatura de transformação, devem ser conhecidas, de modo a se determinar como os sucessivos passes de soldagem alteram as propriedades do material. Este controle pode ser exercido através da composição química e/ou da história térmica. A composição química da ZF pode ser mudada através do metal de adição e diluição com o metal de base, principalmente quando em soldagens dissimilares. Por outro lado, a história térmica determinará basicamente a microestrutura da ZAC e da ZF.

No presente trabalho, o estudo se concentra em analisar as alterações da martensita formada a baixas temperaturas devido às soldagens multipasses, dessa forma a Figura 26 apresenta algumas das modificações microestruturais ocorridas no metal de solda de um aço inoxidável martensítico com composição igual ao utilizado nesse trabalho. Observando-se esta figura, nota-se cinco regiões na junta soldada: zona fundida, zona parcialmente fundida, zona de austenitização e crescimento de grão, zona onde ocorre o revenimento da martensita e zona de precipitação de fases intermetálicas e de carbonetos. Nesta figura não foi especificada a precipitação de outras fases além da ferrita e da austenita, contudo, no tópico 2.3.1. Efeito dos elementos de liga na transformação martensítica apresenta os possíveis precipitados nessas ligas.

formada por processos difusionais, essa nova austenita é rica em níquel, o que torna essa estrutura estável à temperatura ambiente.

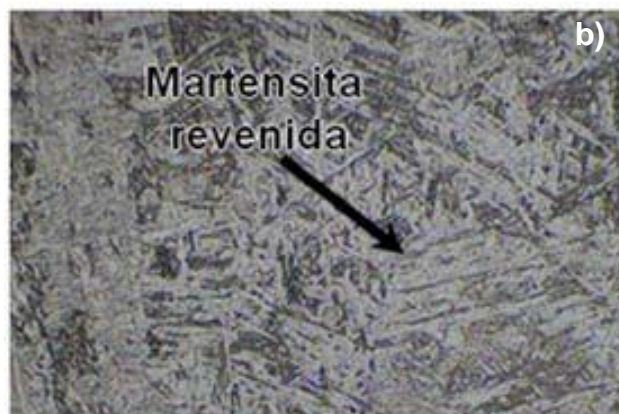
Fernandes (2009) realizou um estudo no aço CA₆NM, amplamente empregado em serviços que requerem boa resistência mecânica associada à resistência à corrosão, principalmente em equipamentos para a extração de petróleo. O aço CA₆NM utilizado no trabalho se assemelha bastante à composição teórica da liga do presente trabalho, destacando a presença de 0,041% de Cu, o aço foi empregado na condição forjado, temperado e temperado/revenido e soldado com um eletrodo de composição química semelhante ao eletrodo utilizado no presente trabalho.

A Figura 27 mostra as microestruturas após soldagem e alívio de tensões na região do metal de solda das amostras 1 soldada com energia de 0,86 kJ/mm e amostra 2 soldada com energia de 0,92 kJ/mm a) e b) respectivamente, a microestrutura foi caracterizada como sendo martensita revenida. Analisando a microestrutura obtida na ZAC da amostra 2 constatou-se que a maior energia de soldagem promoveu para o surgimento de estruturas martensíticas mais grosseiras quando comparadas com as da amostra 1, e com indícios de precipitação de carbonetos nos contornos de grãos, como apresentado na Figura 28.

Segundo Leonardo apud Irvine (1960) diversos aços com a composição química semelhante à do CA₆NM, quando submetidos à temperatura de 300°C pode ocorrer a formação de carboneto do tipo M₃C, que resulta em uma queda de dureza. E na faixa de temperatura entre 450 a 500°C poderá ocorrer precipitação fina de M₇C₃ e indícios da formação de M₂C que ocasionam aumento da dureza, justificando o aumento da dureza na região da ZAC da amostra 1 de Leonardo (1960) que utilizou temperatura de interpasses de 486° C.

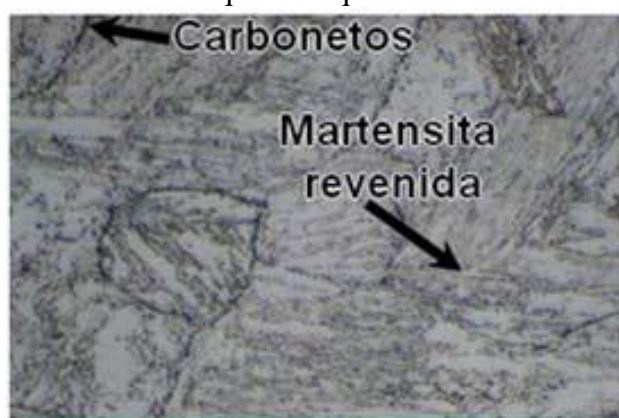
Figura 27 – Microestruturas do metal de solda para as amostras 1 e 2 após tratamento térmico para alívio de tensões residuais.





Fonte: Fernandes (2009).

Figura 28 – Microestruturas após soldagem e com tratamento térmico de alívio de tensões na ZAC Ataque com químico Vilella



Fonte: Fernandes (2009).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

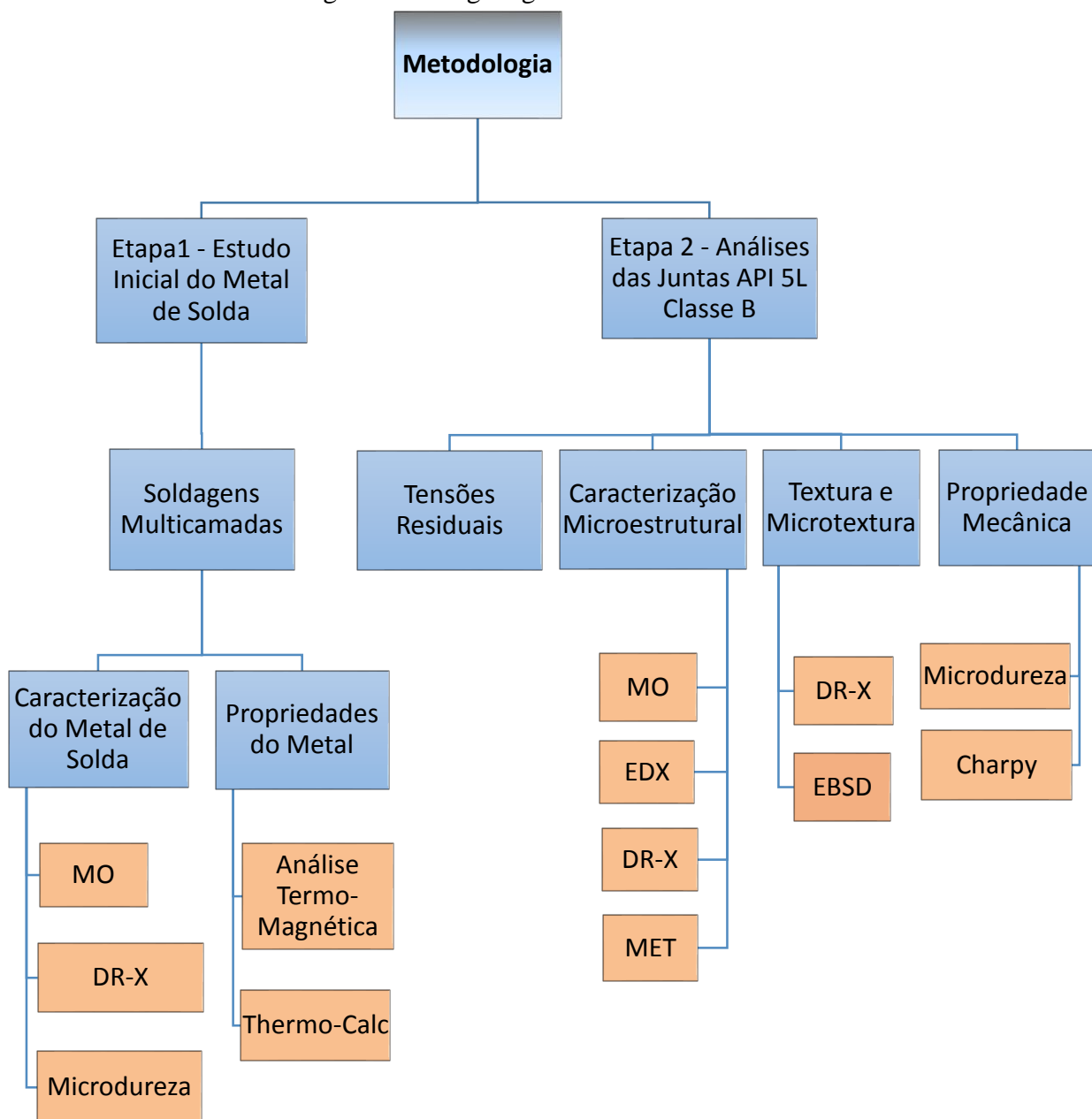
3.1 Metodologia

O trabalho foi dividido em duas etapas, sendo um estudo inicial, que visou caracterizar um metal de solda comercial de aplicação em revestimento, com Ms em torno de 200° C. Em seguida, foi caracterizada a microestrutura, determinada experimentalmente a temperatura de transformação martensítica, bem como determinada o perfil de microdureza e da composição química ao longo das camadas de soldagens. Esta etapa teve a finalidade de verificar a formação da martensita e sua temperatura de transformação, de modo a certificar as condições essenciais requeridas nesse estudo, que foram as composições químicas adequadas para obter a transformação martensítica a baixa temperatura e obter parâmetros de soldagens adequadas para diferentes energias de soldagem.

No segundo momento foram realizadas soldagens de enchimento de seções de tubos de aço API 5L classe B com diferentes energias de soldagem, seguido de um estudo detalhado dos níveis de tensões residuais longitudinais e transversais ao cordão de solda, correlacionando estes resultados à textura cristalográfica e seleção de variantes cristalográficas da formação da martensita. Uma caracterização detalhada das propriedades mecânicas e metalúrgicas também foi realizada nesta etapa.

A seguir está apresentada na Figura 29 o organograma das atividades desenvolvidas em cada etapa e as técnicas empregadas para análise dos resultados. Parte dos resultados da etapa 2 foram desenvolvidos em uma parceria com diversas universidades, sendo elas: Université Libre de Bruxelles – ULB fornecendo suporte para as análises de Textura e Microtextura (EBSD), caracterização microestrutural por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) e Universidade Federal de Fluminense (UFF) responsável pelas medidas de tensões residuais por difração de raios-X.

Figura 29 – Organograma das atividades.



Fonte: Própria

3.2 Materiais

Como proposta inicial desse trabalho, era realizar uma pesquisa nos metais de solda (consumíveis de soldagem) comercializados mundialmente, que tivessem uma composição química próxima as dos eletrodos desenvolvidos nos trabalhos de Withers, 2001; Bhadeshia, 2004 e Murakawa, 2008. Uma consulta aos principais fabricantes de consumíveis de soldagem foi realizada, de modo a obter por meio de doação da empresa Welding Alloys uma liga de

composição próxima à mencionada nos trabalhos, podendo fornecer assim uma transformação martensítica a baixa temperatura.

O arame eletrodo utilizado no trabalho é classificado como aço inoxidável martensítico macio, pois o cromo varia na faixa de 12 à 14%, o níquel inferior a 5%, e o carbono em torno de 0,03%. O eletrodo utilizado nas soldagens foi o 414N-O da Welding Alloys de 1,6 mm de diâmetro.

Os demais materiais empregados nesse trabalho foram sugeridos e disponibilizados pelo laboratório Engesolda, por se tratarem de materiais de possíveis aplicações para esse arame eletrodo.

Foram utilizadas chapas de aço ASTM 1020 de espessura 12,7 mm para a realização das soldagens multicamadas da Etapa 1. Tabela 2 apresenta a composição química desse material e do arame tubular utilizado nas soldagens. Tratando-se de soldagens de materiais dissimilares, devido a diluição do metal base com o metal de solda, diferentes composições químicas foram encontradas ao longo das camadas de solda, assim foram realizadas as análises químicas pelo Espectrômetro de Emissão Óptica PDA 7000 SHIMADZU contemplando dois níveis de altura no metal de solda, regiões estas nomeadas de: região diluída (camadas 1 e 2) e uma outra nomeada de região superior (camadas 3 e 4).

Tabela 2 – Composição química dos materiais utilizados (% em peso).

Item	C	N	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
Metal Base	0,199	-	0,565	0,193	0,089	0,026	0
Região Diluída	0,054	-	0,759	0,519	11,51	3,768	0,486
Região Superior	0,0498	-	0,799	0,565	12,34	4,089	0,53
414N-O	0,04	0,12	1,2	0,7	12,5	4,0	0,40

Fonte: Própria

Na etapa 2 foram soldados secções de tubos de aço API 5L Classe B de diâmetro interno 295 mm e espessura do tubo de 19 mm com o eletrodo descrito acima e um comumente utilizado nas soldagens desse material, composição química determinada na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química do tubo de API 5L Classe B e eletrodo comum.

Item	C	N	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al
API 5L Classe B	0,133	-	0,891	0,116	0,028	0,014	0,033	-
TUBROD 7110A	0,25	-	0,70	0,40	-	-	-	1,6

Fonte: Própria

3.3 Métodos

3.3.1 *Etapa 1 - Estudo Inicial do Metal de Adição*

3.3.1.1 *Soldagens Exploratórias*

Por se tratar de um arame eletrodo pouco utilizado, conseqüentemente pouco estudado, viu-se necessário à realização de soldagens exploratórias para melhor compreender o comportamento dos parâmetros de soldagem (tensão, corrente, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação do arame) sobre a qualidade da solda. Dessa forma, foram estudados estes parâmetros nas seguintes faixas, abaixo.

Tensão	23 – 38 V
Velocidade de Alimentação	3,5 – 9,5 m/min
Velocidade de Soldagem	0,30 – 0,45 m/min
DBCP	35 mm

Neste primeiro momento utilizou-se a fonte de soldagem no modo tensão constante, realizando o ajuste automático do nível de corrente.

Este estudo visou levantar as características estáticas e dinâmicas do eletrodo, analisando a estabilidade do processo através de análise qualitativa por inspeção visual do cordão de solda e análise quantitativas através dos oscilogramas dos sinais elétricos de tensão e corrente.

Pretende com essa etapa obter informações relevantes no processo de soldagem, quanto à estabilidade do arco. Obter parâmetros de soldagem que forneçam uma alta taxa de deposição com adequado acabamento superficial, obter uma faixa de energia de modo a selecionar os valores máximo e mínimo de energia que possam ser utilizados nas soldagens das juntas do aço API 5L classe B (Etapa 2), possibilitando o estudo da influência da energia de soldagem sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta soldada. A energia de soldagem foi calculada segundo a Equação 3.1, no presente trabalho foi considerado o rendimento térmico da fonte de energia (η) igual a um.

$$E = \frac{I \times V \times 60}{v \times 1000} \eta \left(\frac{kJ}{cm} \right) \quad \text{Eq. 3.1}$$

Onde:

E = energia de soldagem (kJ/cm)

I = corrente de soldagem (A)

V = tensão média (V)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

η = rendimento térmico.

3.3.1.2 Soldagem Multicamada

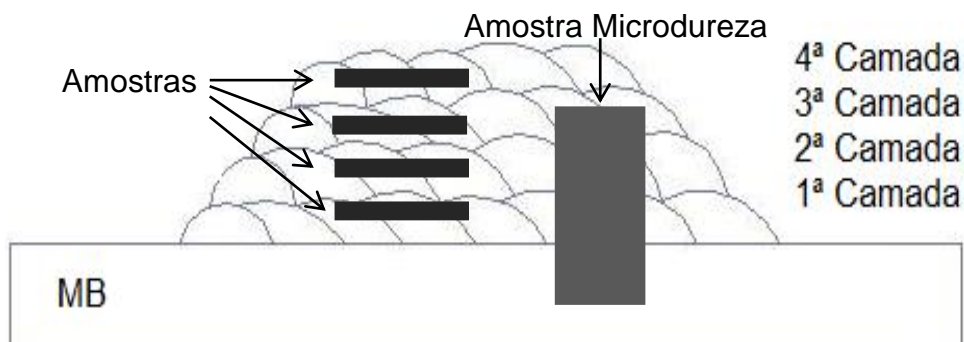
As soldagens foram realizadas de forma automática através de um robô KUKA onde foi possível controlar as variáveis do processo.

As soldagens multicamadas foram realizada pelo processo arame tubular (metal-core, não sendo necessária a utilização de gás externo para a proteção da poça de fusão), na posição plana com ângulo da tocha de 90° , a temperatura de interpasses foi de $200 \pm 30^\circ$ C. Os demais parâmetros utilizados foram:

Tensão	33 V
Velocidade de Alimentação	7,0 m/min
Velocidade de Soldagem	0,4 m/min
Corrente	240 A
DBCP	35 mm
Energia	1,18 kJ/mm
Sobreposição	50 %

Um esquema do corpo de prova após as soldagens está apresentado na Figura 30. Como observado na figura foram realizadas quatro camadas de soldagem, sendo a primeira composta de oito cordões paralelos com sobreposição de 50% entre passes, a segunda camada composta por sete cordões, a terceira camada por seis cordões e por fim a quarta camada composta por cinco cordões, de modo a obter a última camada livre de diluição com o metal base, já que se trata de soldagem dissimilar. Em seguida, o corpo de prova foi marcado e cortado como destacado na Figura 30, para a obtenção das amostras para as análises definidas na Etapa 1 descritas a seguir.

Figura 30 – Apresenta um esquema do corpo de prova após as soldagens multicamadas.



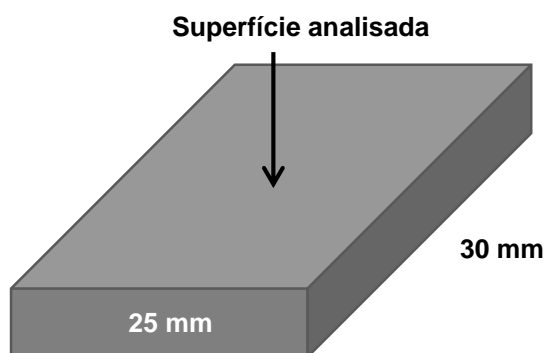
Fonte: Própria

3.3.1.2.1 Caracterização do Metal de Solda

Microscopia Ótica

A caracterização microestrutural das camadas de soldagens foi realizada através de exames metalográficos. Quatro amostras foram retiradas longitudinalmente da 1ª, 2ª, 3ª e 4ª camadas com dimensões 30 x 25 mm apresentadas na Figura 31. A preparação metalográfica consistiu de lixamento utilizando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação nº 220, 320, 400, 600 e 800. Após a etapa de lixamento foi realizado um polimento com pasta de diamante de 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm e ataque químico, com os reagentes Villela e Berrara. A Figura 32 apresenta a foto do Microscópio Ótico modelo Olympus GX41 utilizado na caracterização.

Figura 31 – Esquema da amostra utilizada na caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO).



Fonte: Própria.

Figura 32 – Microscópio Ótico modelo Olympus GX41.



Fonte: Própria

Difração de Raios –X (fases)

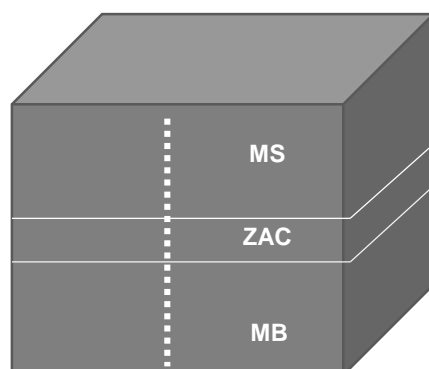
As amostras retiradas longitudinalmente da 1^a, 2^a, 3^a e 4^a camadas utilizadas na caracterização ótica foram preparadas novamente por lixamento até lixa de granulação nº 500, para serem submetidas à análise de difração de raios-x de modo a identificar as estruturas presentes (ferrita/martensita CCC e austenita CFC) de modo a auxiliar na caracterização das fases.

3.3.1.2.2 Propriedades Mecânicas do Metal de Solda

Microdureza

O levantamento do perfil de microdureza Vickers realizado pelo microdurômetro Shimadzu compreendeu as regiões da zona fundida ou metal de solda (MS), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB) como apresentado na Figura 33. Sendo levantado um perfil de microdureza de aproximadamente 22 mm com uma distância entre as impressões de 25 μm . A carga utilizada foi 100 g no metal de base e ZAC e 200 g no metal de solda.

Figura 33 – Esquema da amostra onde foram levantados os perfis de microdureza.



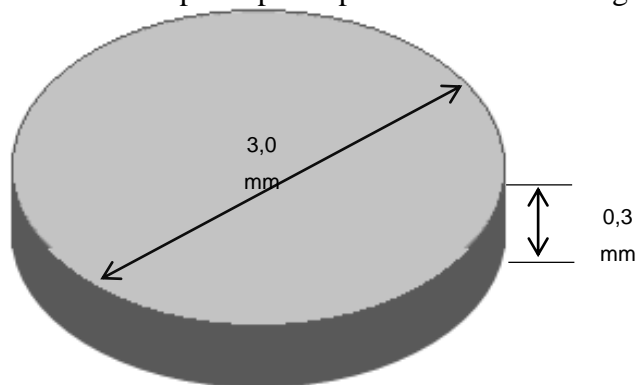
Fonte: Própria

Análise Termomagnética

Para realização deste ensaio foram confeccionados três corpos de prova de dimensões apresenta na Figura 34.

Análises foram realizadas por um equipamento equipado com uma balança termomagnético e um forno de resistência modelo (LC-CNRS, Grenoble/France). Através do sinal magnético obtêm-se as temperaturas de transformação de fases ferromagnéticas (ferrita/martensita) para fases paramagnéticas (austenita). Com o intuito de auxiliar e enriquecer as discussões dos resultados foi utilizado o programa Termo-calc para calcular o diagrama de fases dessa liga, onde se pode observar as fases estáveis para cada temperatura.

Figura 34 – Dimensões do corpo de prova para análise termomagnética.



Fonte: Própria

3.3.2 Etapa 2 – Análise das Juntas Soldadas de Aço API 5L Classe B

Confecção das juntas

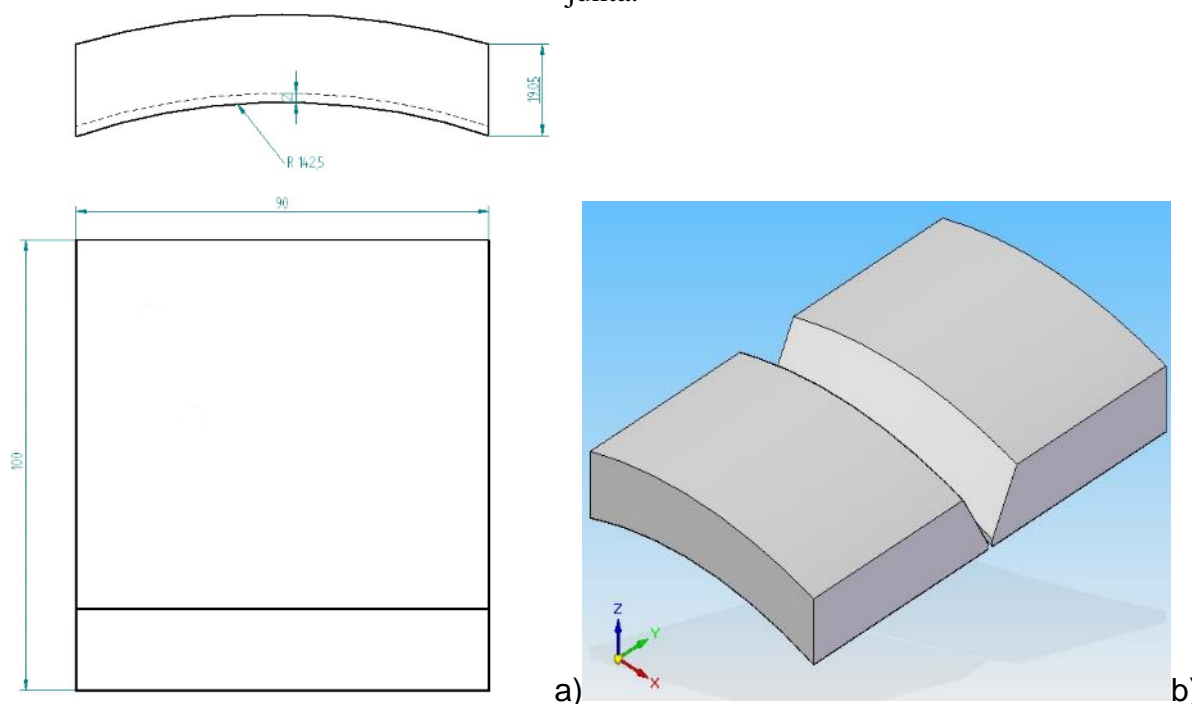
A confecção dos corpos de prova foi realizada pela serra de fita manual e gravitacional série 3000 modelo St-3720 mostrada na Figura 35, atingindo as dimensões especificadas na Figura 36. Os chanfros foram usinados ficando na configuração final apresentada na Figura 36.

Figura 35 – Serra de fita operação manual e gravitacional



Fonte: Própria

Figura 36 – a) Vistas frontal e superior da junta após a usinagem b) Vista em isométrica da junta.



Fonte: Própria

Após as soldagens exploratórias foram selecionados conjuntos de parâmetros que apresentaram satisfatórias qualidades dos cordões de solda. A Tabela 4 mostra as condições selecionadas, sendo três condições para o eletrodo inoxidável martensítico denominado “martensítico com restrição 1, 2 e 3” (MCR1, MCR2 e MCR3) e duas condições soldadas com eletrodo comum CCR1 e CCR2, totalizando cinco condições nesta etapa. Pode-se notar a existência de apenas dois níveis de energia estudada, porém para a condição de menor energia utilizando o metal de solda martensítico temos duas condições com o mesmo nível de energia de soldagem, contudo, variando os principais parâmetros do processo (tensão e corrente), possibilitando comparações considerando estes parâmetros.

Tabela 4 – Parâmetros utilizados nas soldagens dos corpos de prova.

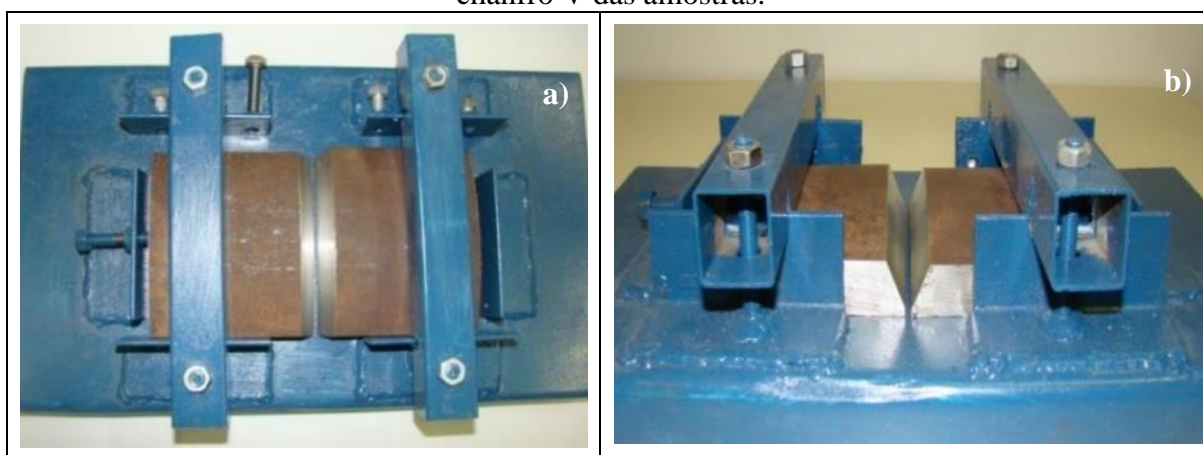
Amostra	Corrente(A)	Tensão(V)	Vel. Soldagem(mm/s)	Energia(KJ/mm)
CCR1	210	24	5,0	1,0
CCR2	235	26	4,5	1,36
MCR1	180	28	5,0	1,0
MCR2	240	38	6,66	1,38
MCR3	280	38	7,8	1,36

CCR – comum com restrição. MCR - Martensítico com restrição.

Fonte Própria

As Figura 37 a) e b) apresentam a configuração das juntas topo-a-topo, com preparação de chanfro em V de 60° com 2 mm de abertura de raiz, das soldadas foram realizadas com restrição promovidas pelo suporte apresentado nas Figura 37 a) e b).

Figura 37 – a) e b) fotos apresentando o suporte de restrição das juntas e configuração do chanfro V das amostras.



Fonte Própria

3.3.2.1 Tensões Residuais por Difração de Raios-X

Para realizar a medição das tensões residuais por difração de raio-X, todos os corpos de prova passaram por um processo de polimento eletrolítico para remoção de uma camada delgada de material, na ordem de décimos de milímetros para possibilitar a medição correta dos níveis de tensões residuais superficiais. A remoção foi realizada através do dispositivo apresentado na Figura 40, que consiste de uma fonte de tensão ligada a um eletrodo saturado por um eletrólito de cloreto de amônia. O valor de corrente usado foi de aproximadamente 11 A e o tempo de preparação foi variável.

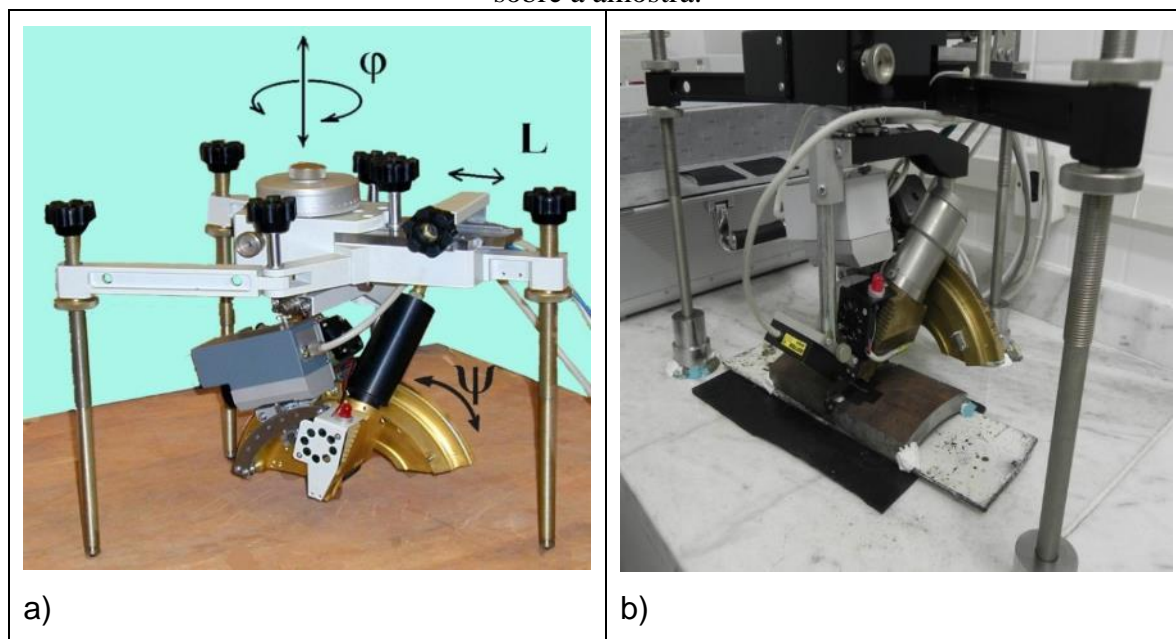
Figura 40 – Sistema utilizado no polimento eletrolítico.



Fonte Própria

O equipamento utilizado para medição das tensões residuais foi o difratômetro portátil Stressrad da Radicon da UFF (Universidade Federal de Fluminense). Trata-se de um equipamento moderno, que opera pelo método do $\text{sen}^2\psi$ e para cada medida de tensão, determina o pico de difração de cinco ângulos distinto. Para o material em estudo os ângulos ψ foram 0, 24°, 35°, 45°, 55°. A Figura 41 a) apresenta o equipamento e os principais ângulos envolvidos na medição, e na Figura 41 b) apresentam o posicionamento da peça no momento da análise. Destacando que a diferença da medida transversal para a longitudinal é uma rotação de 90° no ângulo ϕ .

Figura 41 – a) Difrator portátil Stressrad b) Posicionamento do conjunto tubo/detector sobre a amostra.

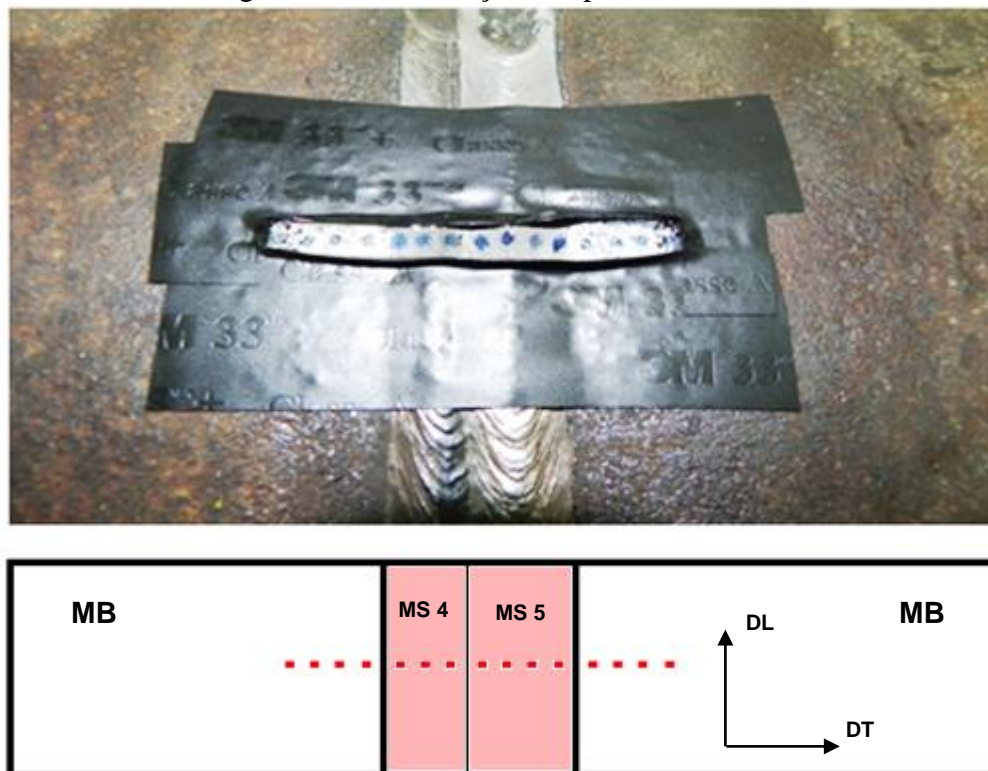


Fonte Própria

Para realizar as medidas de difração de raios-X foi usado o tubo de cromo, com radiação CrK α , com $\lambda = 2,2911\text{\AA}$, difratando o plano (211) da fase ferrítica para medir as alterações no espaçamento de rede, sendo a tensão de operação de 20 kV e a corrente de 5 mA. O método de medição utilizado foi o do $\text{sen}^2\psi$, que consiste em uma relação linear entre o $\text{sen}^2\psi$ e a distância interplanar correspondente, desta forma a inclinação desta curva fornece informações sobre o tipo de tensão existente (se tração quando for uma curva crescente ou compressão quando for uma curva decrescente) e a intensidade pelo coeficiente de inclinação da curva.

Em cada amostra foram especificados 15 regiões para realização das medidas de tensões residuais tanto na direção transversal quanto na direção longitudinal ao cordão de solda. Estas regiões foram divididas da seguinte forma: quatro pontos de um lado da junta, no metal de base, três pontos no quarto cordão do metal de solda, quatro pontos no quinto cordão do metal de solda e finalizando mais quatro pontos no metal de base do outro lado da junta, como apresentado na Figura 42.

Figura 42 – Localização dos pontos medidos.



Fonte Própria

3.3.2.2 Caracterização do Metal de Solda

A caracterização microestrutural do metal de solda, ZAC e metal base foram realizadas através de exames metalográficos utilizando diferentes técnicas, como: MO, Difração de raios-X, EDX, EBSD e MET. Estas análises foram realizadas durante o período de intercambio na Université Libre de Bruxelles – ULB.

Microscopia Ótica

A caracterização microestrutural das camadas de soldagens foi realizada através de exames metalográficos. Quatro amostras foram retiradas longitudinalmente da 1^a, 2^a, 3^a e 4^a camadas com dimensões 30 x 25 mm, a preparação metalográfica consistiu de lixamento utilizando uma lixadeira rotativa e lixas com granulação n° 220, 320, 400, 600 e 800. Após a etapa de lixamento foi realizado um polimento com pasta de diamante de 3, 1 e ¼ µm e ataque químico, com os reagentes Villela e Berrara.

Difração de Raios –X (fases)

Foram retiradas amostras apenas das camadas de topo (4° e 5° cordões) devido à dimensões insuficientes nas demais camadas. A preparação consistiu novamente por lixamento até lixa de granulação nº 500. As medidas foram conduzidas de maneira lenta para tentar detectar as microfases que poderiam estar presentes no material.

Energia Dispersiva de Raio-X (EDX)

As análises de EDX foi realizada pelo microscópio eletrônico de varredura, modelo FEI Quanta 200 3D. Amostras foram retiradas da 1°, 3° e 5° cordões onde foram realizadas scanners de áreas relativamente grandes com três medidas por área para garantir uma análise estatística das concentrações dos elementos.

Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)

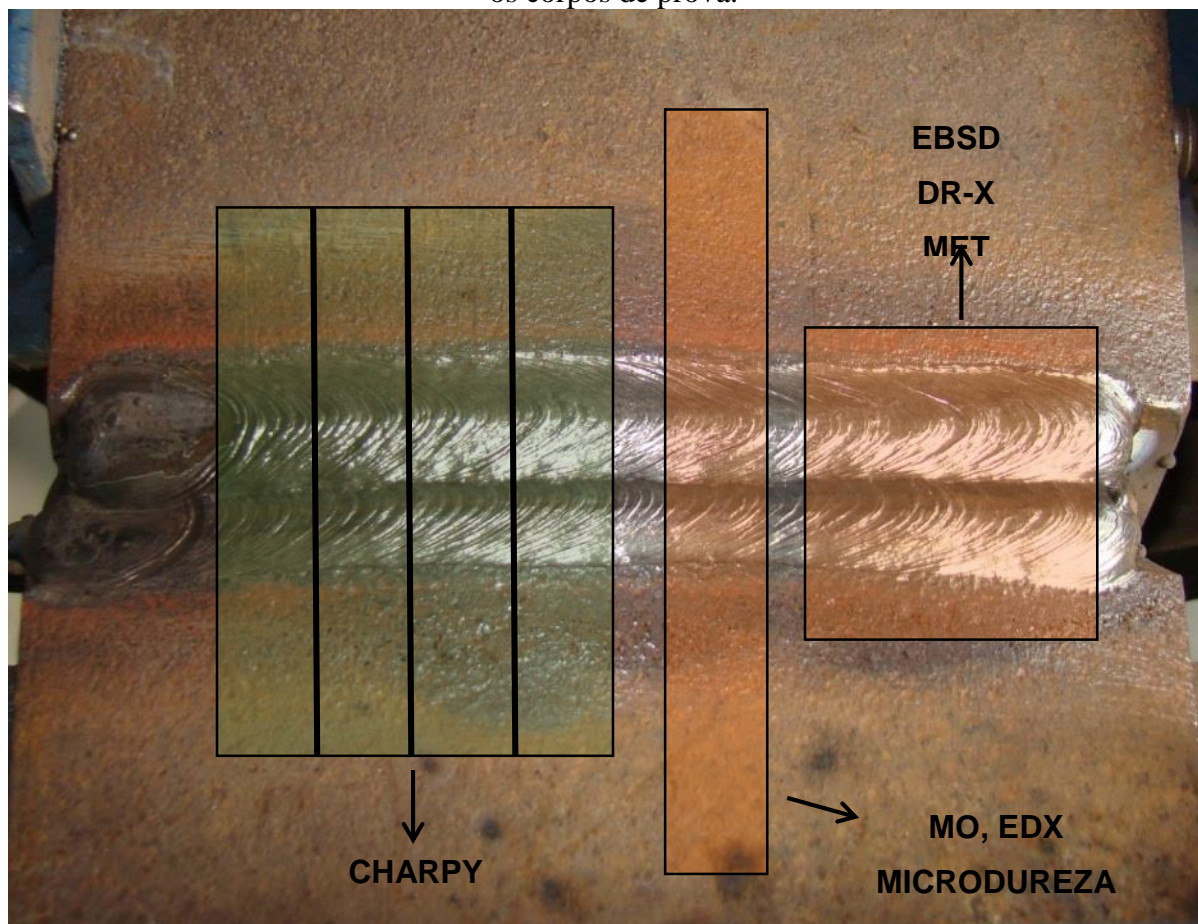
Utilizou-se um microscópio eletrônico de Transmissão da Philips modelo CM 30 com canhão de LaB6, operando em 200 kV. Amostras foram retiradas da 1ª, 3ª e 5ª camadas para serem analisadas, a preparação consistiu da técnica de polimento twin-jet usando um eletrólito contendo 10% de HClO4 em etanol, a uma temperatura de -26° C e tensão de 29V.

Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A técnica de análise por difração de elétrons retroespalhados, (EBSD) sigla inglesa, foi utilizada para avaliar, neste primeiro momento, tamanho de grãos, que através do programa TSL foi possível determinar e quantificar os contornos de alto ângulo e baixo ângulo, correlacionando assim, aos grãos de austenita prévia e aos grãos da martensita, respectivamente.

A Figura 43, a seguir, apresenta uma vista superior da junta com as regiões onde foram retirados os corpos de prova e realizar as análises desta e da etapa seguintes.

Figura 43 – Vista Superior da junta com regiões onde se pretende realizar as análises e retirar os corpos de prova.



Fonte Própria

3.3.2.3 Análise de Textura e Microtextura Cristalográfica por EBSD

As análises foram realizadas durante o período de intercâmbio na Université Libre de Bruxelles – ULB.

Difração de Raios -X (macrotextura)

Para determinar a macrotextura pela técnica de difração de Raios-x utilizou-se a radiação de Mo-K α , com $\lambda = 0,71\text{nm}$, em um Difratorômetro de Raios-X Kristalloflex.

As medidas de macrotextura foram obtidas para os picos de martensita que se encontram nos ângulos $20,33^\circ$, $28,72^\circ$ e $35,29^\circ$ e correspondem aos planos de difração (110), (200) e (211), respectivamente

Microtextura (EBSD)

Os scans foram obtidos em um Microscópio Eletrônico de Varredura modelo HITACHI SU-70, que possibilitou uma boa qualidade dos scans da microestrutura martensítica.

Realizou-se um mapeamento das orientações de grãos de cada camada de soldagem das juntas soldados com o eletrodo martensítico de modo a correlacionar a possível seleção de variantes aos níveis de tensões residuais observados.

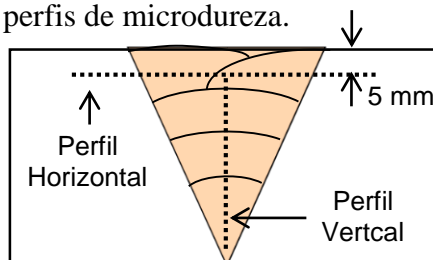
Os dados obtidos pelos mapas de EBSD foram processados no pacote de programas do hkl e pelo programa MTEX que opera no Matlab. A partir das estruturas martensíticas foram construídos as figuras de polos medidas (100), ODF e figuras de polo inverso. De acordo com o número de variantes da martensita medida e da calculada pode-se afirmar se houve uma seleção de variantes ou não.

3.3.2.4 Determinação das Propriedades Mecânicas

Microdureza

As análises de microdurezas se deram em duas regiões distintas, uma horizontal compreendendo as regiões da zona fundida ou metal de solda (MS), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB) do 4° e 5° cordões de solda, apresentado na Figura 44. Nesta região foi medida a microdureza em um comprimento aproximado de 23 mm. A segunda região onde foi medida a microdureza está destacada na Figura 44 como perfil vertical, neste perfil o comprimento medido foi de 14 mm percorrendo todos os cordões de solda. A carga utilizada foi 100 g no metal de base e ZAC, e 200 g no metal de solda, com uma distância entre as impressões de 25 μm .

Figura 44 – Seção da junta API destacando as regiões onde foram levantados os perfis de microdureza.

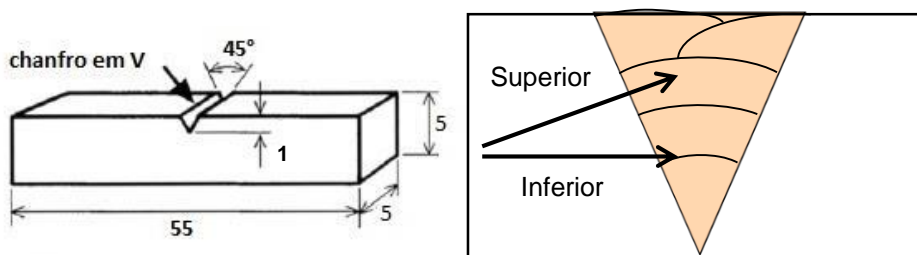


Fonte Própria

Charpy Reduzido

O ensaio de Charpy foi realizado apenas nas juntas soldadas com metal de solda inox martensítico por serem resultados suficientes para avaliar a tenacidade do metal de solda. Como se espera ter alterações microestruturais das camadas internas para as externas, viu-se a necessidade de analisar a tenacidade nessas duas regiões, assim para cada junta foram confeccionados oito corpos de prova, sendo quatro contemplando uma região superior (quarta e quinta camada) e quatro contemplando uma região inferior (segunda e terceira camadas), como apresentado na Figura 45. Desta forma, por questões dimensionais foi escolhido realizar o ensaio de Charpy reduzido que tem dimensões 5 x 5 x 55 mm.

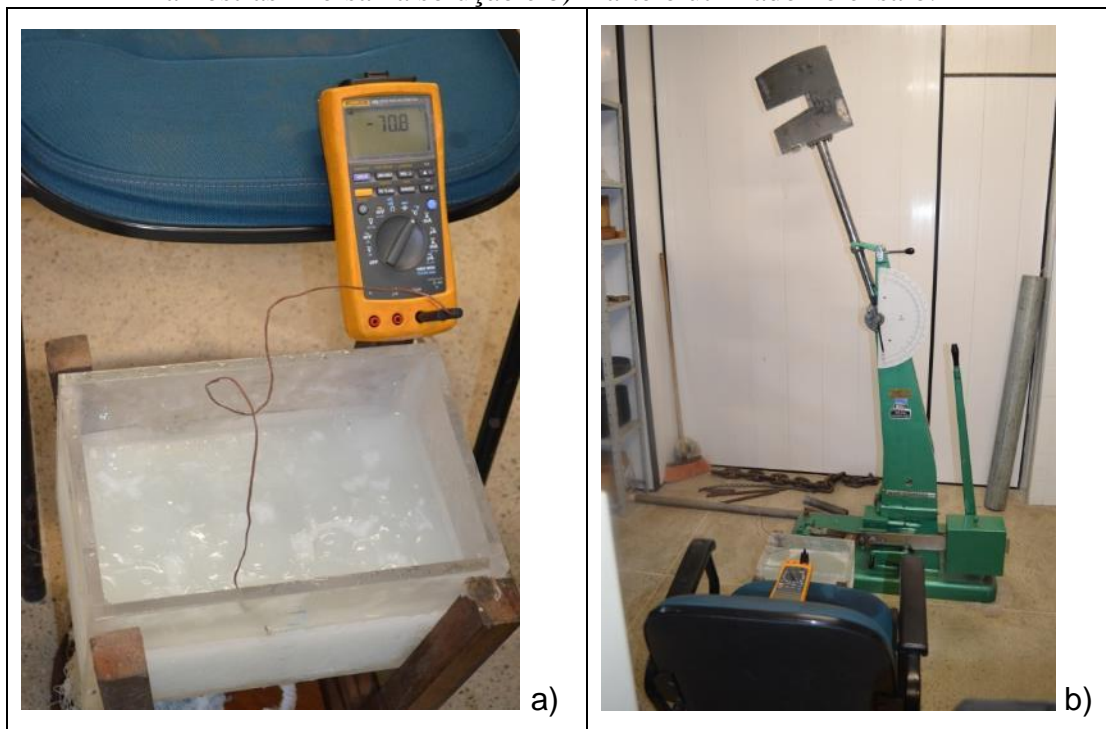
Figura 45 – Apresenta o corpo de prova para o ensaio de Charpy reduzido e identificando as regiões que foram retiradas as amostras.



Fonte Própria

Foram definidas quatro temperaturas para a realização dos ensaios, tomando como base o trabalho de Song (2010) que mostrou temperaturas críticas para transição dúctil frágil em torno de -60°C , assim as temperaturas escolhidas foram -70° , -40° , -10° e 20°C . Essas temperaturas foram alcançadas utilizando uma solução de álcool PA e gelo seco. A Figura 46 a) mostra uma foto da solução utilizada com um termopar controlando a temperatura do ensaio, cada amostra foi mantida a pelo menos 10 minutos a uma temperatura de 2 ou 3° inferior ao escolhido de forma a garantir a temperatura correta no momento do impacto. A Figura 46 b) mostra uma foto do martelo usado para romper os corpos de prova, devidamente adequado às normas.

Figura 46 – Ensaio de tenacidade Charpy a) preparação das amostras imersa na solução e b) martelo utilizado no ensaio.



Fonte Própria

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Etapa 1 – Estudo Inicial e Propriedades do Metal de Adição

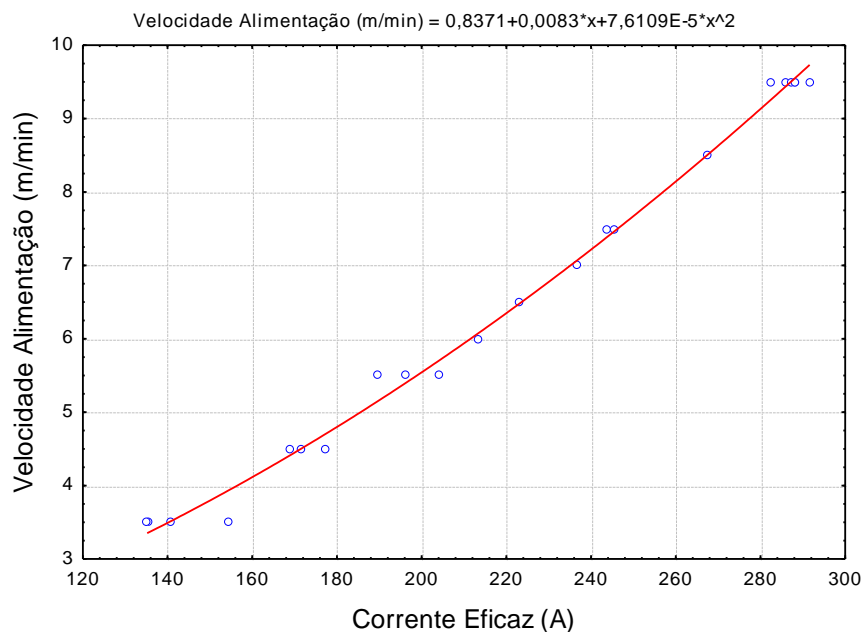
4.1.1 Soldagens Exploratórias

Através dos valores de corrente média obtido durante a aquisição de dados foi construída a curva característica do eletrodo, com a velocidade de alimentação versus corrente média, apresentada na Figura 47. Através desta curva pode-se determinar a equação da taxa de fusão para esse eletrodo. Este estudo se faz necessário, pois como o processo utilizado nesse trabalho foi o arame tubular auto protegido FCAW (*Flux-Cored Arc Welding*), tem como característica uma irregularidade durante a transferência metálica, devido à variação da composição do fluxo do revestimento e da forma da secção transversal do arame.

Deve-se entender o modo de transferência do metal fundido para a poça de fusão, e as faixas de parâmetros que alteram o modo da transferência. Esse fato interfere diretamente na estabilidade do processo como observado no trabalho de Starling (2010) apesar dos autores trabalharem com eletrodos que necessitam de proteção externa, uma vez que, o fluxo presente no arame eletrodo não foi capaz de realizar adequadamente a proteção da poça de fusão, o comportamento observado por eles pode ser considerado no presente trabalho.

Para a construção da Figura 47 foi utilizado soldagem com ajuste na fonte de soldagem no modo tensão constante, de modo a deixar livre a oscilação da corrente de soldagem durante a transferência metálica. A medida que se ajustava ou variava-se os valores de velocidade de alimentação do arame e tentando manter constante a altura do arco voltaico em 5 mm, obtinha-se diferentes valores de tensão e correntes. A equação da velocidade de alimentação do arame foi determinada por um programa estatístico, sendo gerada pela interpolação dos pontos.

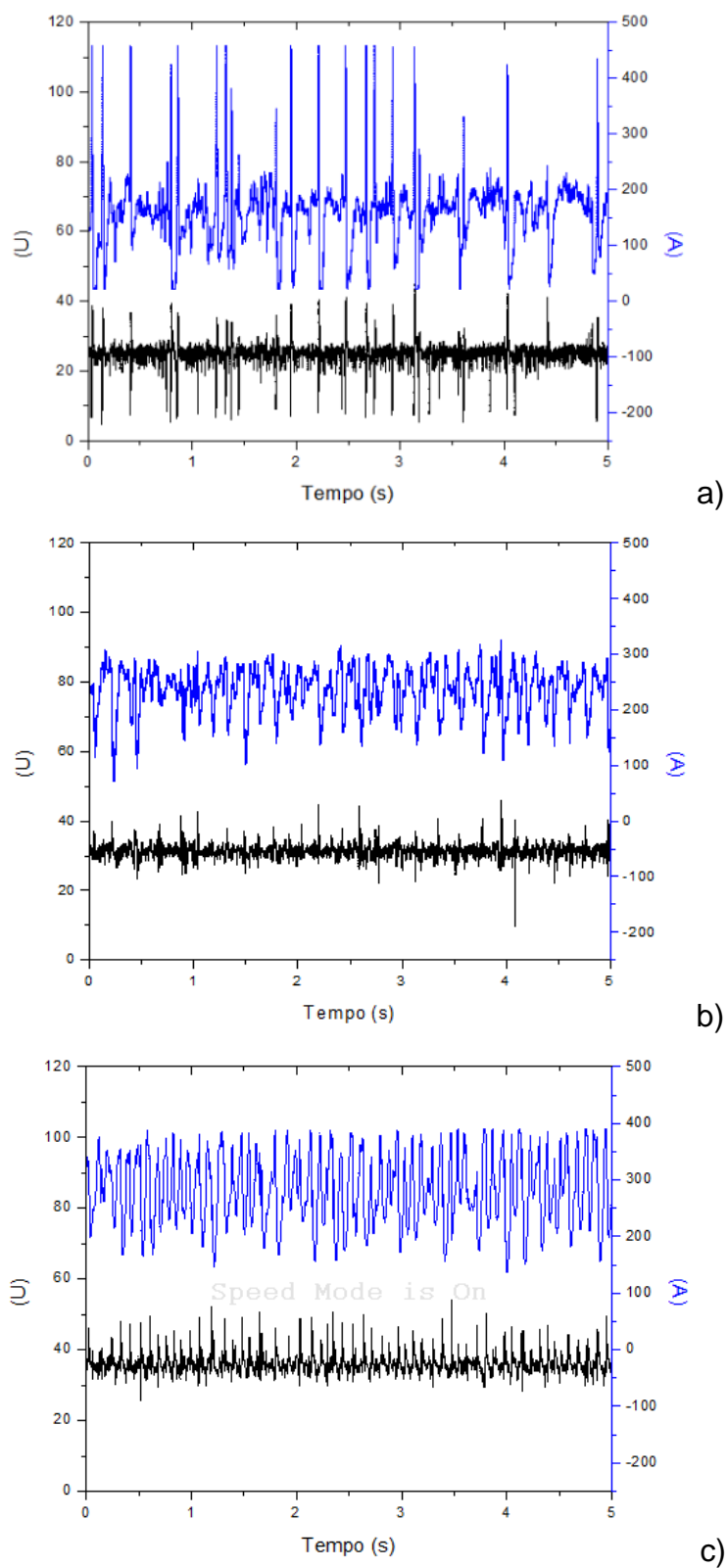
Figura 47 – Determinação da curva característica do eletrodo e equação da velocidade de alimentação do eletrodo.



Fonte Própria

A Figura 48 mostra os oscilogramas da corrente e tensão da soldagem para as três condições exploradas, onde as amostras escolhidas representam bem o comportamento do eletrodo para diferentes níveis de energia contemplados no estudo exploratório. Foi verificado que para as energias menores, de aproximadamente 1,0 kJ/mm, o oscilograma de tensão e de corrente apresenta regiões de curto-circuito, como observado na Figura 48 a), o processo apesar de não ter apresentado uma transferência metálica bem definida apresentou um excelente acabamento superficial e uma boa estabilidade do arco voltaico. Já para energias de soldagem maiores, de 1,4 kJ/mm como observado na Figura 48 b), não foi observada regiões de transferência metálica por curto-circuito, e novamente a estabilidade do processo, bem como, a qualidade no acabamento superficial foram características observadas nestas condições. Porém, essas boas características não foram observadas nas soldagens com maior energia, condições essas especificadas na Figura 48 c). A instabilidade observada nos oscilogramas de tensão e corrente apresentadas na Figura 48 c) consiste na flutuação dos valores de corrente, relacionada à irregularidade da transferência metálica durante o processo, sendo observado problemas como respingos e poros no cordão de solda.

Figura 48 – Oscilogramas de Tensão e Corrente para a) tensão de referência 27 V e V_{alim} de 4,5 m/min b) tensão de referência 33 V e V_{alim} de 7,0 m/min e c) tensão de referência 38 V e V_{alim} de 9,5 m/min.



Fonte Própria

Após a realização destes testes preliminares de soldagem foi escolhida uma condição de soldagem que forneceu uma boa taxa de deposição com bom aspecto superficial do cordão de solda para realizar uma soldagem multipasses com quatro camadas. As soldagens foram realizadas de forma automática, semelhante à realizada no estudo exploratório com uma sobreposição de 50% entre os passes, tocha a 90° e peça na posição plana. Os parâmetros de soldagem foram tensão de 33 V, velocidade de alimentação de 7,0 m/min e velocidade de soldagem de 0,4 m/min. O intuito destas soldagens foi de gerar um corpo de prova onde se pudesse retirar amostras do metal de solda livre de diluição (<1%) de modo a possibilitar um estudo preliminar das propriedades desse material de solda.

4.1.2 Soldagens Multicamadas

A Tabela 5 apresenta a composição química de cada camada do metal de solda. Pode-se observar a evolução da variação das concentrações dos elementos à medida que se afasta do metal de base. Pela concentração química dos elementos principais Cr, Ni e C pode-se determinar a diluição do metal de solda com o metal base de aproximadamente 27%, considerando que a quarta camada apresente apenas elementos oriundos do metal de solda. É importante se determinar a diluição do processo de soldagem, pois muitas vezes essa diluição altera as propriedades desejadas do metal de solda, no nosso caso, a transformação martensítica a baixa temperatura e a resistência à corrosão pela diminuição da concentração de cromo e níquel.

Tabela 5 – Composição química de cada camada do metal de solda.

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
Metal Base	0,199	0,565	0,193	0,089	0,026	0
Camada 1	0,055	0,72	0,498	9,964	3,71	0,342
Camada 2	0,033	0,769	0,632	10,85	3,83	0,482
Camada 3	0,034	0,842	0,661	11,97	4,18	0,583
Camada 4	0,027	0,771	0,608	12,24	4,07	0,547

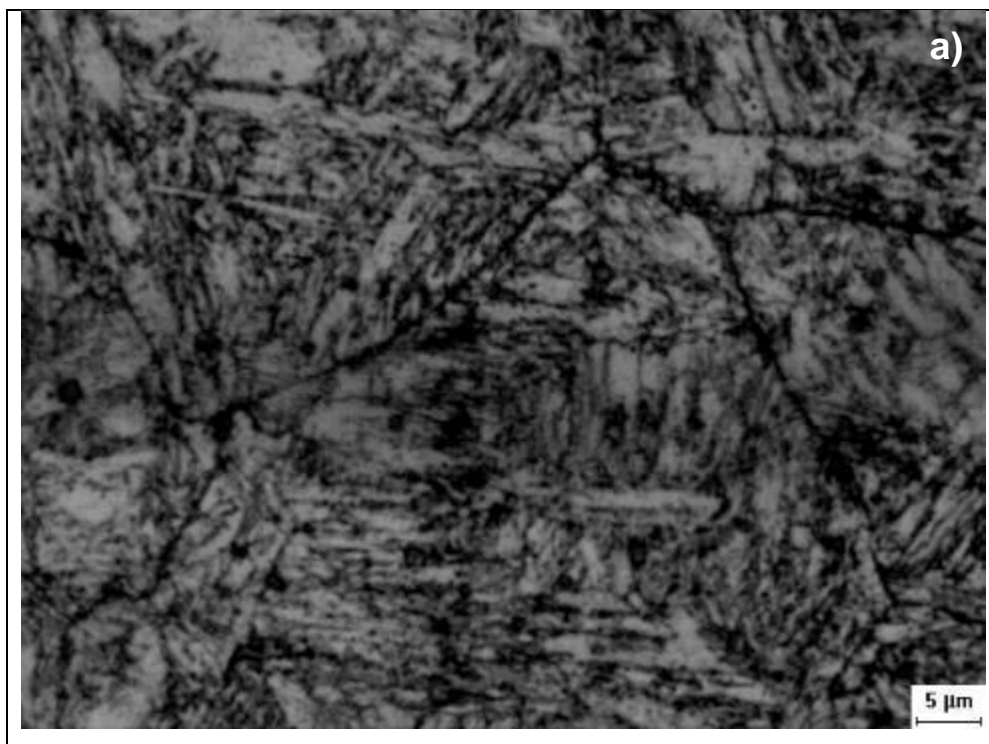
4.1.2.1 Caracterização do Metal de Solda

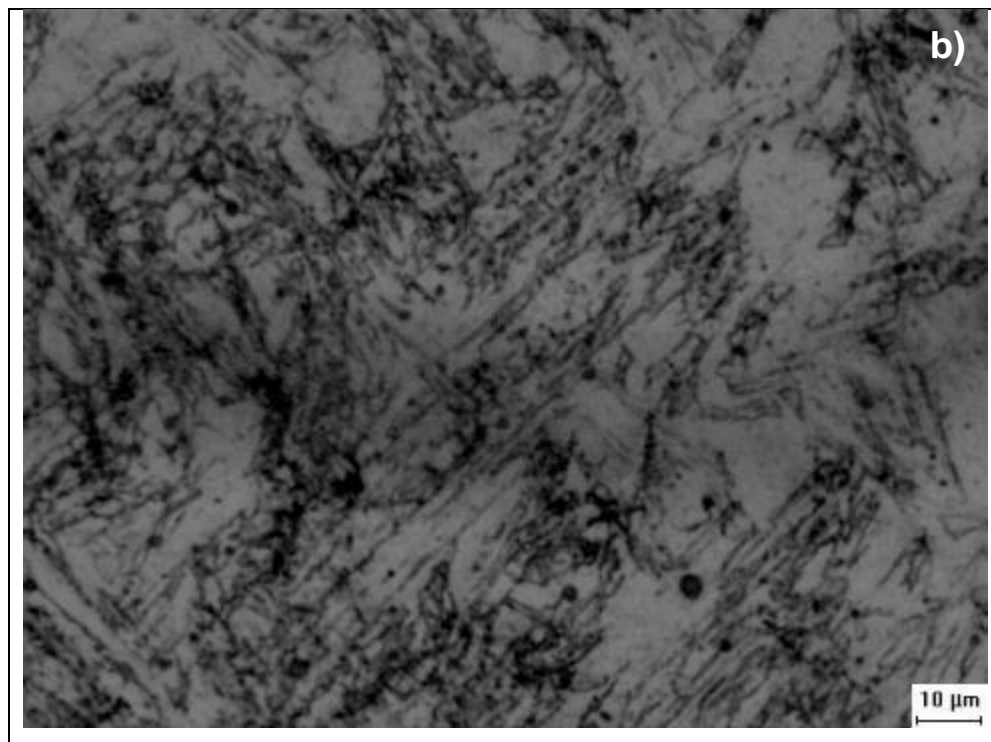
Microscopia ótica

A caracterização microestrutural desta primeira etapa ficou restrita ao metal de solda visto que o foco inicial foi verificar as características do arame eletrodo e suas propriedades.

A Figura 49 a) e b) mostra a microestrutura da primeira e da quarta camadas obtidas por MO com reagente Villela e utilizando aumentos de 1000X e 500X respectivamente. Pode-se perceber um comportamento regular da microestrutura das camadas de soldagem, sendo observada a predominância de estruturas martensíticas em todas as camadas, ilustrado pelas duas micrografias apresentadas na Figura 49. Na primeira camada observam-se contornos de grãos delineando os grãos da austenita prévia, o ataque preferencial dos contornos está mais evidenciado nas camadas internas em consequência da maior concentração de carbono, como apresentado na Tabela 5, que associada aos reaquecimentos posteriores, devido à soldagem das camadas dois, três e quatro subsequentes, favoreceram a precipitação de uma segunda fase que será posteriormente detalhada.

Figura 49 – Microestruturas obtidas por MO (reagente Villela), a) primeira camada e b) quarta camadas,





Utilizando posteriormente o reagente Behara que destaca as fases martensítica, ferrítica e austenítica por diferença de tonalidades obteve-se as micrografias apresentadas na Figura 50 a) e b) que apresentam as microestruturas das camadas um e dois respectivamente, obtidas por MO e com aumento de 500X. Observa-se a estrutura martensítica na tonalidade verde escuro e uma segunda fase em amarelo delineando novamente os grãos da austenita prévia, pela literatura esta tonalidade indica a presença de austenita, esta fase foi caracterizada detalhadamente na etapa seguinte como austenita revertida.

As Figura 50 c) e d) apresentam as mesmas micrografias da Figura 50 a) e b), respectivamente, porém, processadas por um programa de tratamento de imagens que quantificou as fases martensítica e austenítica. A Tabela 6 apresenta os resultados da quantificação dessas fases, onde pode-se perceber uma diminuição da concentração da fase austenítica nas camadas mais externas, confirmando a hipótese da austenita, observada nestas camadas, ser do tipo revertida, que ocorre a temperaturas inferiores a de austenitização.

Figura 50 – a), b) Microestruturas da segunda e primeira camadas, respectivamente atacadas com Behara, c e d) mesmas microestruturas processadas por um software de tratamento de imagem.

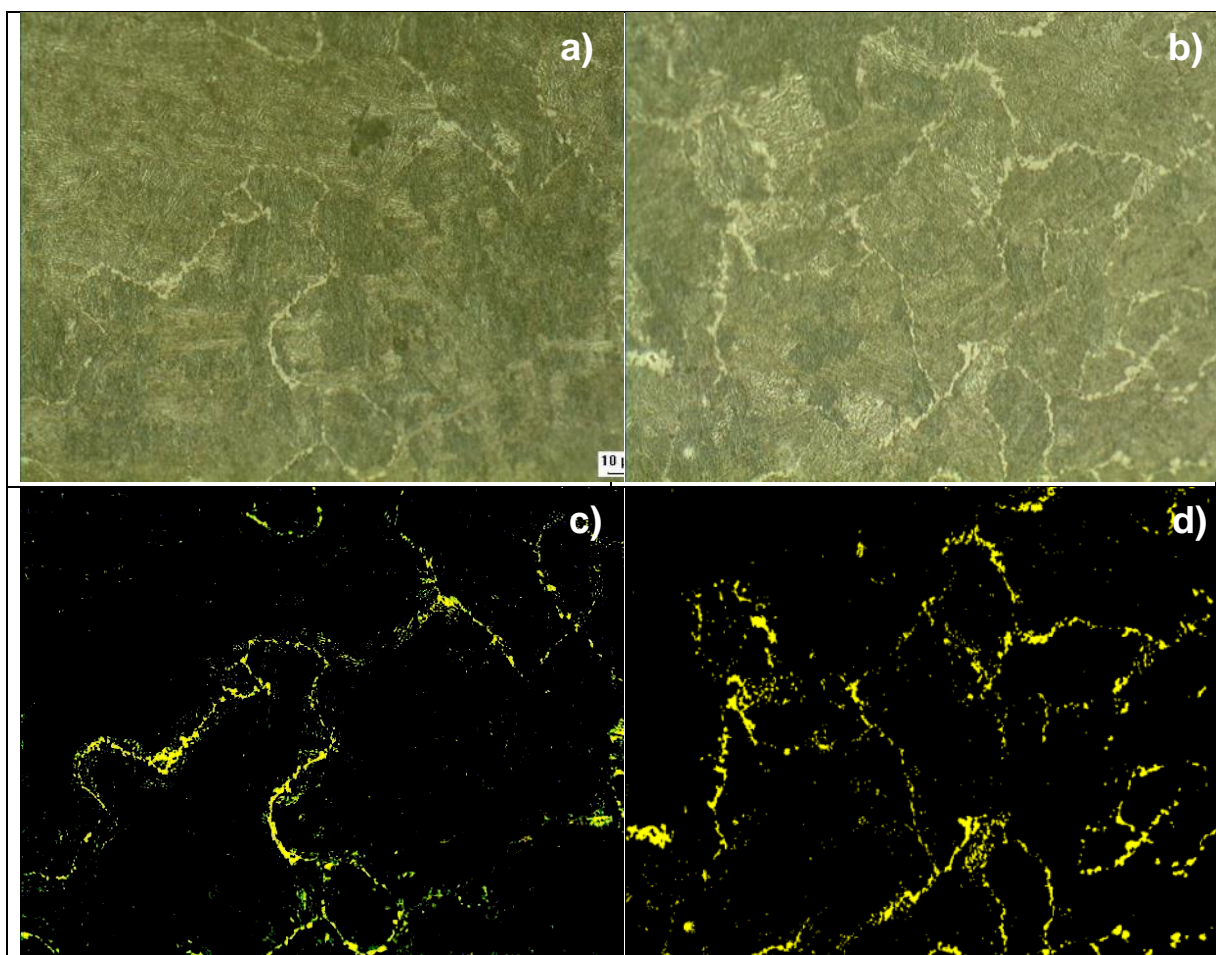


Tabela 6 – Resultado da quantificação das fases pelo processamento de imagem.

Camadas	Região clara (%)	Região escura (%)
2	2,6	97,4
1	3,7	96,3

Difração de Raios-X (fases)

A Figura 51 (a)-(d) apresentam difratogramas para as quatro camadas apresentadas na Figura 3.2. Como a estrutura martensítica formada pelo metal de solda contém baixa concentração de carbono, a estrutura tetragonal característica da martensita se assemelha à estrutura CCC da ferrita, assim os picos de difração da martensita estão coincidindo com os de ferrita, denominados nas figuras de α .

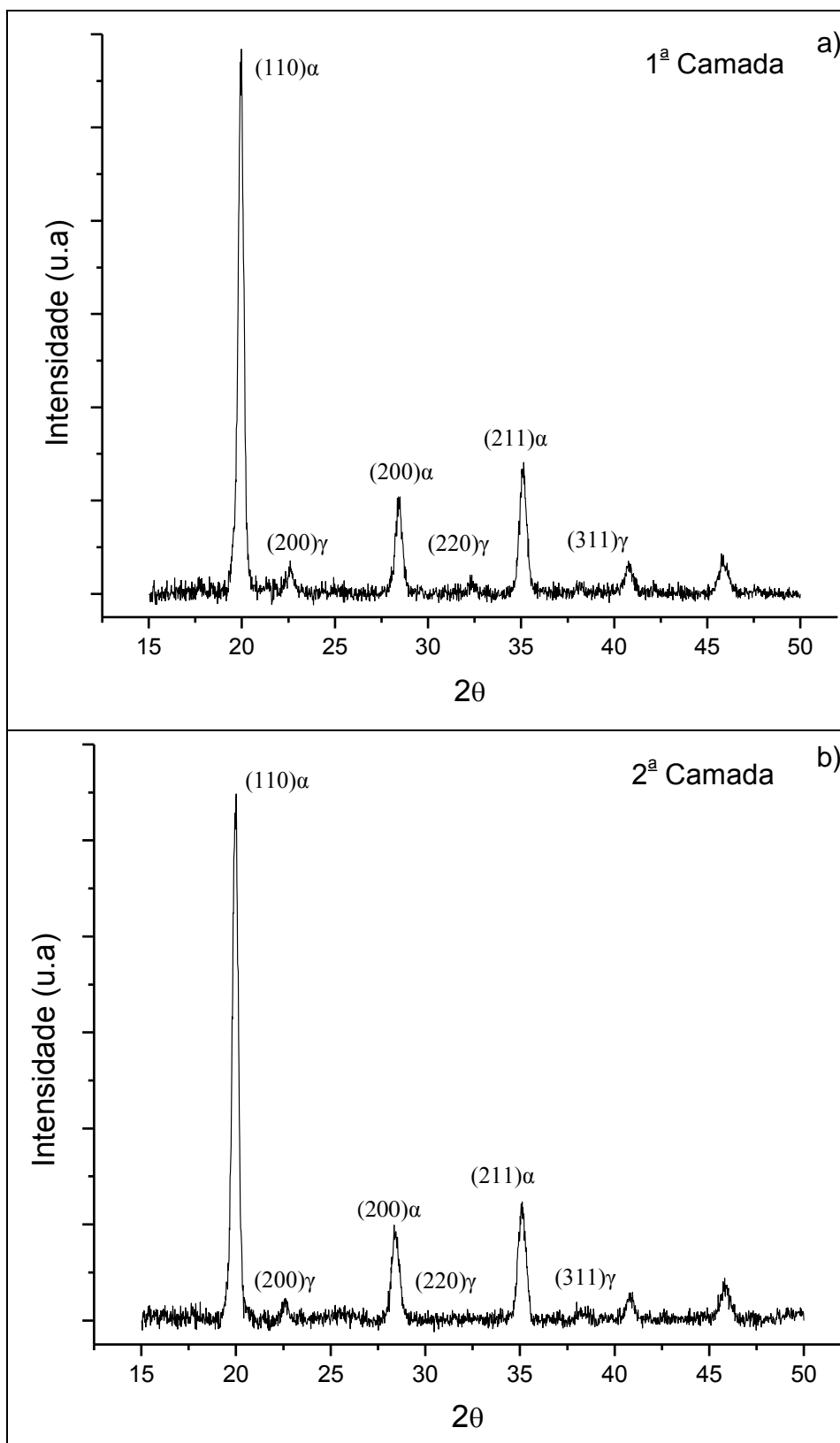
Nos difratogramas da 1ª e 2ª camadas foram detectados pequenos picos característicos da fase austenítica – γ , sendo, picos maiores na 1ª camada e diminuindo nas

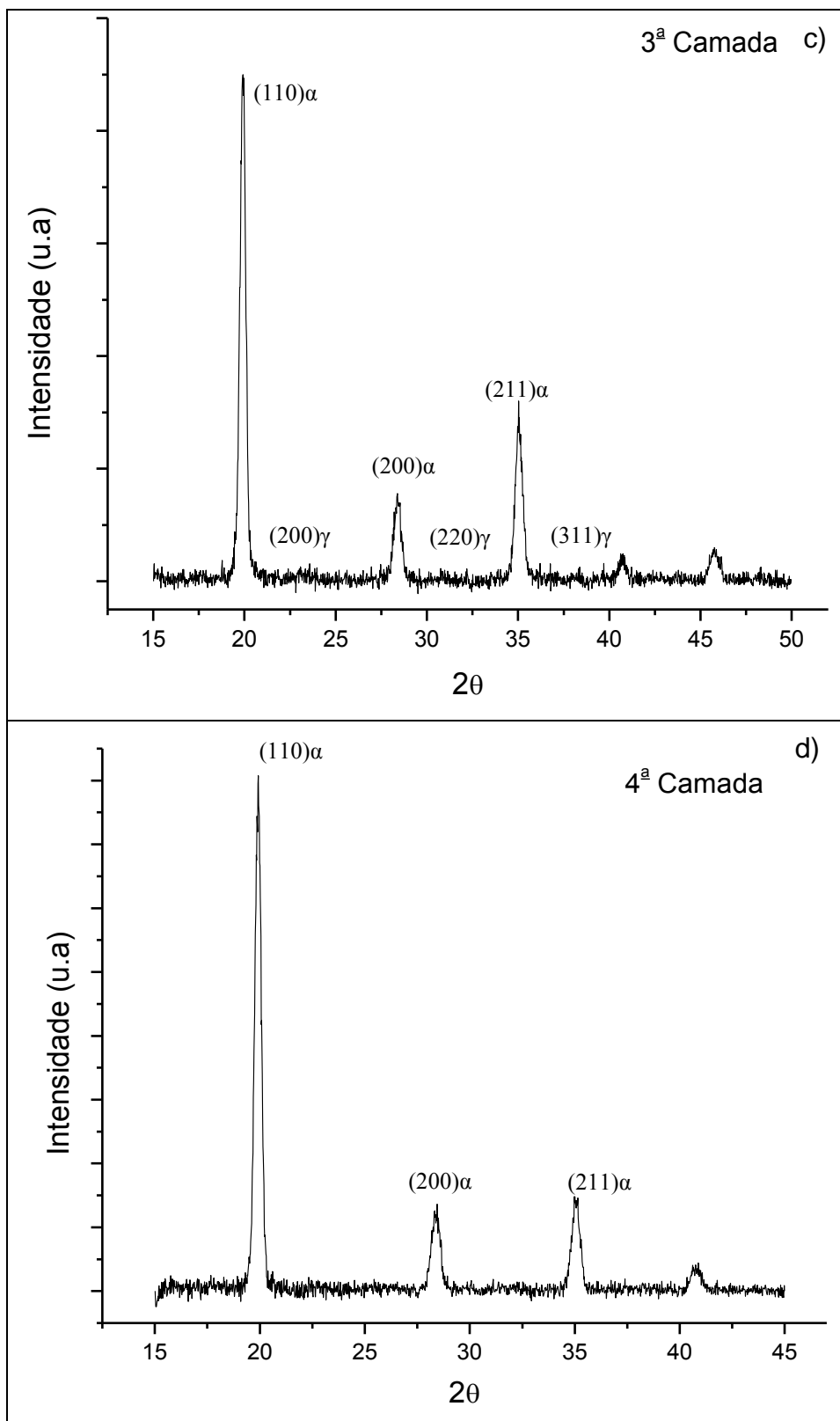
camadas mais externas do corpo de prova. Este resultado confirma os resultados microestruturais observados na seção anterior, sendo a austenita presente nos contornos de grãos do tipo revertida, pois ocorre em regiões de reaustenitização parcial.

Determinando o cromo e o níquel equivalente da 3^a e da 4^a camadas pelas equações de Balmforth et. Al. (2000), utilizando os dados apresentados na Tabela 5 têm-se os seguintes índices 14 e 5, respectivamente, não alterando significativamente esses valores entre essas camadas. Analisando o diagrama de Shaeffler modificado Figura 13 com esses valores de entrada, determina-se a região de interesse como sendo uma região bifásica de 30% de ferrita e 70% de martensítica, e para a 1^a e 2^a camadas o cromo e níquel equivalente ficaram em 11,3 e 5,6, respectivamente, implicando por essa análise que em nenhuma das camadas era esperado a presença de austenita.

Resultados semelhantes foram observados por Fernandes (2009), que de acordo com Invire (1960) fala que quando esse material é exposto à temperatura acima de 300o C pode ocorrer a dissolução de carbonetos do tipo M3C em austenita revertida, contudo através das análises microestruturais realizadas nesse trabalho não foi observada a precipitação de carbonetos nestas camadas, desse modo, a teoria que melhor explica esse fato está de acordo com Solberg, (1999) que devido a uma maior exposição a elevadas temperaturas e uma menor velocidade de resfriamento do corpo de prova, conferem a essas duas primeiras camadas um processo difusional maior dos elementos Ni e C que se agrupam, estabilizando pequenas regiões de austenita à temperatura ambiente

Figura 51 – Difração de raios-x, realizado pelo equipamento Philips (referência) utilizando o tubo de Mo, para as quatro camadas.



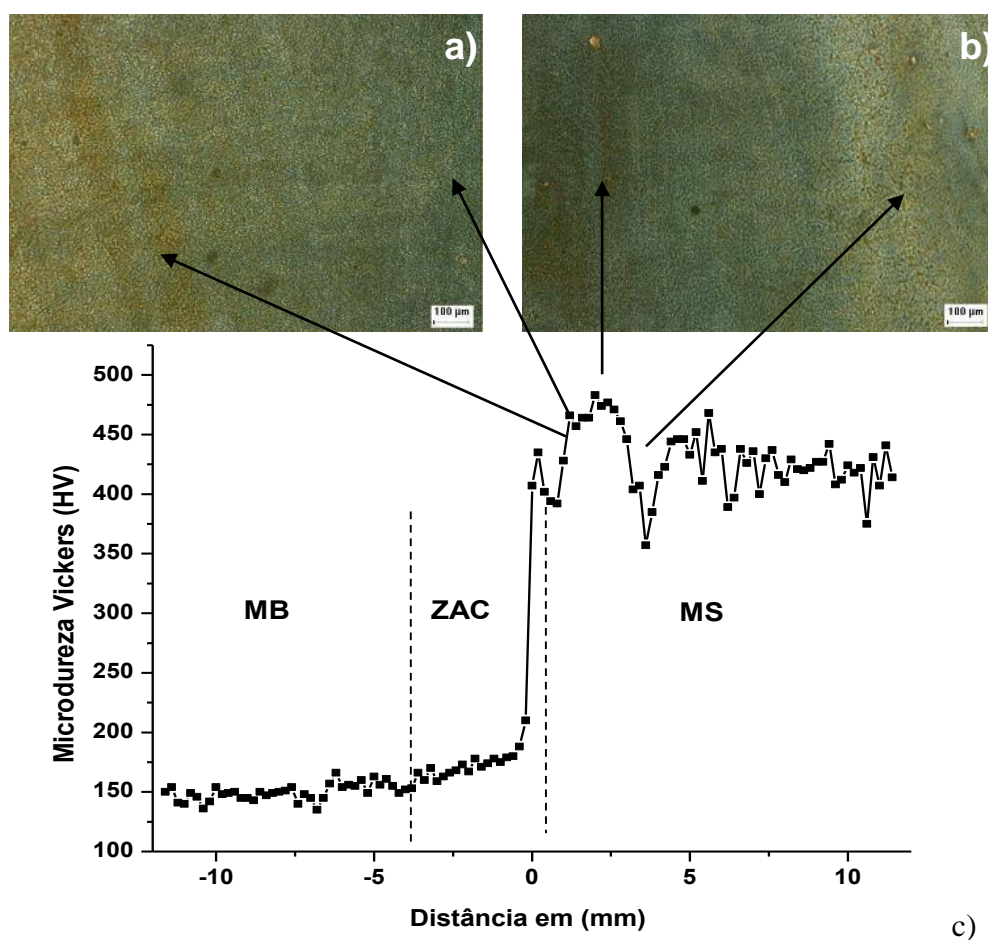


4.1.2.2 Propriedades do Metal de Solda

Microdureza

O perfil de microdureza está apresentado na Figura 52 c). A microdureza medida no metal de base foi 151 ± 6 HV. A microdureza da ZAC – GG correspondente a primeira camada foi de 201 ± 10 HV e o comprimento total da ZAC em torno de 4 mm extensão. O metal de solda apresentou uma microdureza de 428 ± 20 HV. A Figura 52 a) e b) apresenta uma micrografia obtida com reagente Behara do metal de solda da 1ª camada. Pode-se observar que devido à diluição do metal de solda com o metal base, principalmente o carbono, houve o favorecimento da formação da fase ferrítica (regiões amareladas), contudo, à medida que se afasta do metal de base ocorre a predominância de estruturas martensíticas (região azul). É observada ainda na primeira camada, uma região tratada termicamente pela segunda camada, Figura 52 b) onde favoreceu a diminuição dos valores de microdureza nesta região.

Figura 52 – a) Microestrutura da 1ª camada próxima a região diluída, b) Microestrutura da ZAC da 1ª camada próxima da região tratada termicamente pela segunda camada. c) Perfil de microdureza do metal base ao metal de solda.



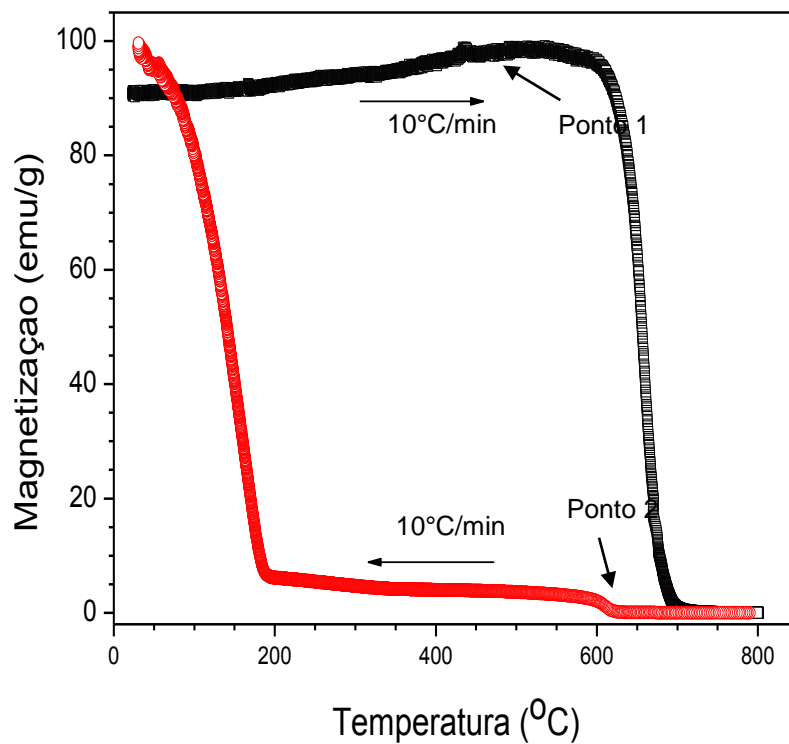
Análises Termomagnéticas

A Figura 53 a) apresenta os resultados da análise termomagnéticas obtidas a partir do aquecimento e resfriamento a uma taxa de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Pode-se determinar por esse resultado as temperaturas de início e fim da transformação austenítica e martensítica (Tavares, 2004), (A_i , A_f , M_i , M_f) que foram de (610° , 690° , 180° e 100°C) respectivamente. É importante salientar a importância deste resultado, pois pesquisas recentes utilizando ligas experimentais (Payares e Asprino, 2008) mostraram que transformações martensíticas a baixa temperatura são os principais responsáveis pelos baixos níveis de tensões residuais no metal de solda e ZAC e melhorando a resistência a fadiga do material.

Continuando a análise da Figura 53 a) observa-se que durante o aquecimento do material, que em sua predominância apresenta estrutura CCC (ferrita), contudo ao chegar próximo à temperatura de 400°C ocorre um aumento do sinal magnético. Pelo diagrama de fases apresentado na Figura 53. b), calculado com a ajuda de um software termodinâmico, utilizando as concentrações teóricas do MS, mostra que na condição de equilíbrio até a temperatura de 400°C pode existir a presença de austenita, sendo do tipo revertida, após essa temperatura essa fase torna-se instável transformando-se em uma fase ferromagnética ou em carbonetos, justificando assim o aumento do sinal magnético observado na Figura 53 a), uma vez que, a amostra retirada para essa análise estava compreendida na segunda camada do revestimento, onde foi observado a presença de austenita pelos resultados de difração de raios-X, apresentados anteriormente.

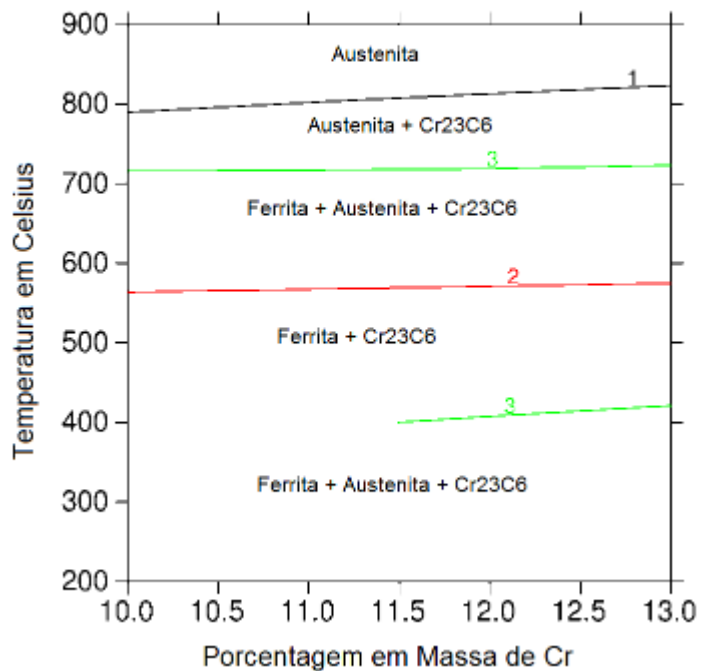
De maneira semelhante pode-se justificar o aumento do sinal magnético próximo a 630°C durante a curva de resfriamento. Este aumento no sinal magnético deve-se à transformação de fases, determinada e quantificada como sendo ferrita de contorno de grão semelhante à observada nas amostras da 3a e 4a camadas.

Figura 53 – a) Análise termo-magnética do metal de solda, b) diagrama de fases calculado pelo Thermo-calc.



a)

DIAGRAMA DE FASES CALCULADO PARA
Ni(%) - 4,8 e C(%) - 0,045



b)

4.2 Etapa 2 – Análise das Juntas Soldadas de Aço API 5L Classe B

Confeção das juntas

A seguir está apresentada na Figura 54 o acabamento superficial das soldas durante o enchimento das juntas. As amostras soldadas com eletrodo martensíticos apresentaram uma boa soldabilidade com um bom acabamento superficial em quase todos os passes com exceção dos cordões de acabamento da amostra MRC3 que apresentou poros.

Figura 54 – a) Foto mostrando o acabamento superficial dos passes de enchimento MCR1, b) acabamento final da amostra MCR1 c) acabamento final da amostra MRC2.





Inicialmente procurou-se soldar as amostras CCR1 e CCR2 com os mesmos parâmetros de soldagem das amostras MCR1 e MCR2, contudo não foi possível obter estabilidade do processo utilizando as mesmas condições. Desta forma foi priorizado manter as mesmas energias variando os principais parâmetros correntes e tensão. Outro parâmetro que foi necessário modificar foi a DBCP de 38 mm no eletrodo martensítico para 20 mm no comum. Com essas modificações alterou-se a taxa de deposição do metal de solda fazendo que no final das soldagens da junta (5 passes) não ocorresse o reforço observado nas juntas soldadas com o eletrodo martensítico.

As amostras CCR1 apresentou poros ao logo dos cordões de soldagens e a junta CCR2 também apresentaram poros contudo apenas no quinto passe de soldagem, como apresentado na Figura 55.

Figura 55 – Foto da junta CCR2 após o quinto passe de soldagem.



Ciclo Térmico - Medidas experimentais

Como um dos focos deste trabalho foi estudar as tensões residuais provenientes do processo de soldagem e relacionar às transformações de fases, o levantamento do ciclo térmico é interessante para complementar o estudo e obter informações sobre a cinética de transformação de fases, pois uma vez determinada a temperatura e o tempo de permanência acima desta temperatura pode-se associar as diferentes microestruturas formadas nas camadas de soldagem.

Os termopares foram afixados à superfície inferior do chanfro, *Figura 39 a*), de modo a contemplar a ZAC do primeiro cordão e os devidos reaquecimentos dos demais passes de soldagens. A *Figura 56* apresenta o ciclo térmico da amostra MCR1, é possível notar a receptibilidade dos valores em ambos os termopares que se apresentam sobrepostos no gráfico. As temperaturas de interesse foram determinadas para o nosso material na etapa anterior sendo de 610° a 690° faixa de temperatura delimitada pelas (A_i e A_f) de austenitização e 180° a 100° faixa de temperatura delimitada pelas (M_i e M_f) para a transformação martensítica.

A temperatura de interpasses foi controlada pelos sinais dos gráficos, sendo adotado o nível inferior à M_f em torno de 100° C.

Pode-se observar na *Figura 56* que apenas o primeiro cordão de solda conseguiu atingir temperaturas altas o suficiente para promover a austenitização nas regiões onde foram afixados os termopares, esse resultado pode ser usado como referência para estimar a região austenitizada durante os demais passes de soldagem. Essas regiões são de fundamental interesse nesse estudo, de modo a verificar as alterações microestruturais da martensita.

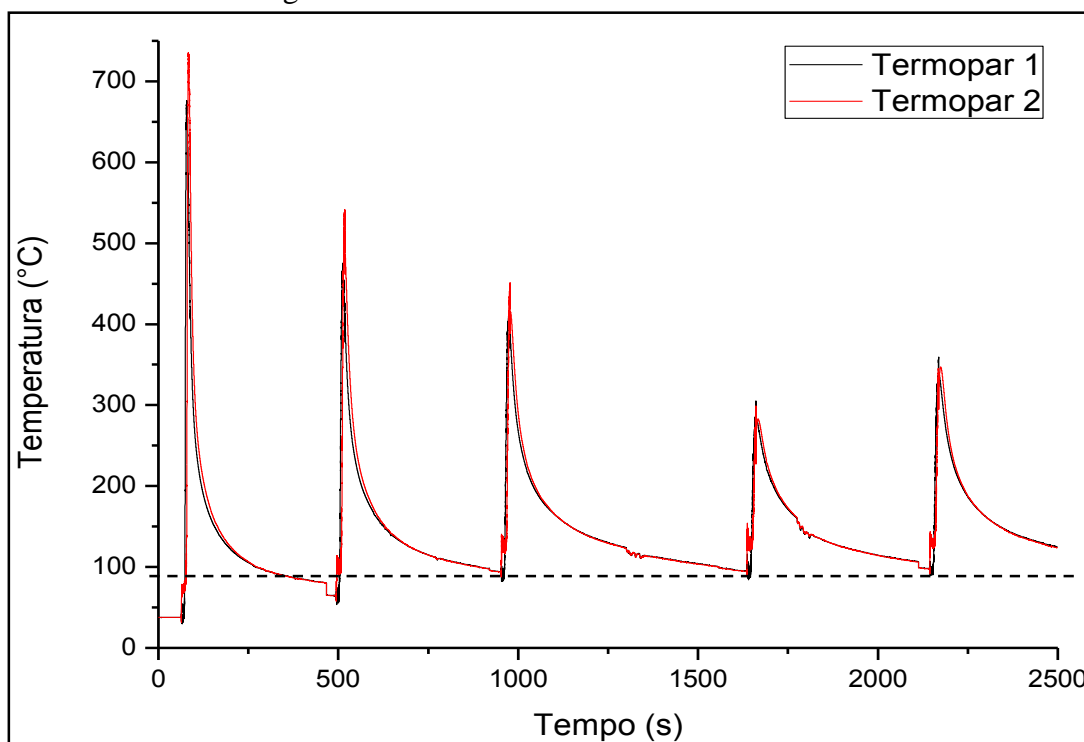
Os ciclos térmicos das demais amostras MRC2, MCR3 e CCR2 estão apresentadas no Apêndice 1 Ciclo térmico. Apesar das energias empregadas nas demais amostras serem maiores a energia dos cordões 2, 3, 4 e 5 não chegaram às temperaturas de austenitização, contudo maiores temperaturas foram atingidas como vai ser apresentado mais à frente.

Com base nesses resultados de ciclos térmicos e pela taxa de deposição do arame eletrodo, pode-se estimar a distância geométrica da fonte de calor da soldagem para o ponto de fixação dos termopares, sendo em torno de 3,5 a 4 mm, dependendo da energia empregada no processo de soldagem. Deste modo, a distância aumenta entre a fonte de calor dos posteriores passes de soldagem e o ponto de fixação, fazendo que as temperaturas máximas alcançadas sejam menores, e abaixo da temperatura de austenitização.

Outra informação relevante obtida dos sinais térmicos é o tempo de permanência nas faixas de interesse, faixas essas discutidas no item 2.4.3 desse trabalho. Nota-se pela *Figura 56* que apesar das temperaturas máximas atingidas pelos posteriores passes de soldagem

diminuírem, pelos motivos supracitados, o tempo de permanência na faixa de temperaturas entre M_i e M_f aumentam em consequência de um maior aquecimento de todo o sistema, composto pelo suporte e a junta, fazendo com que a taxa de resfriamento diminuía.

Figura 56 – Ciclo térmico da amostra MCR1.

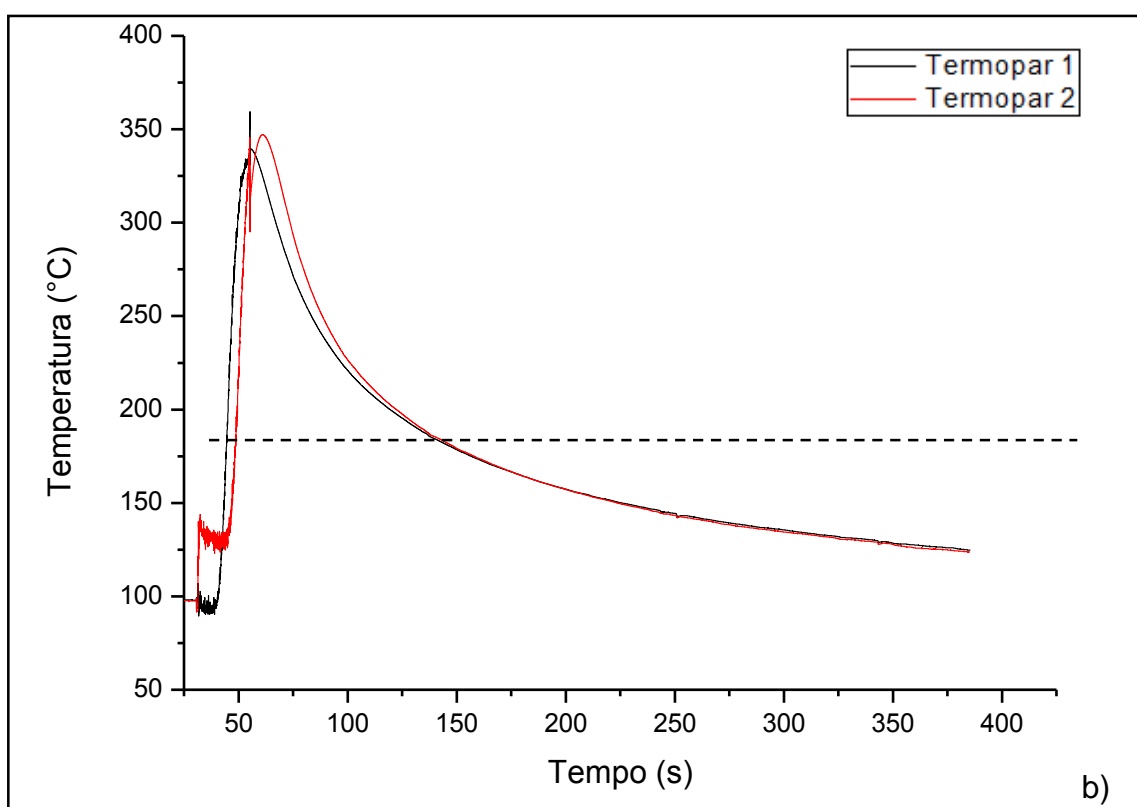
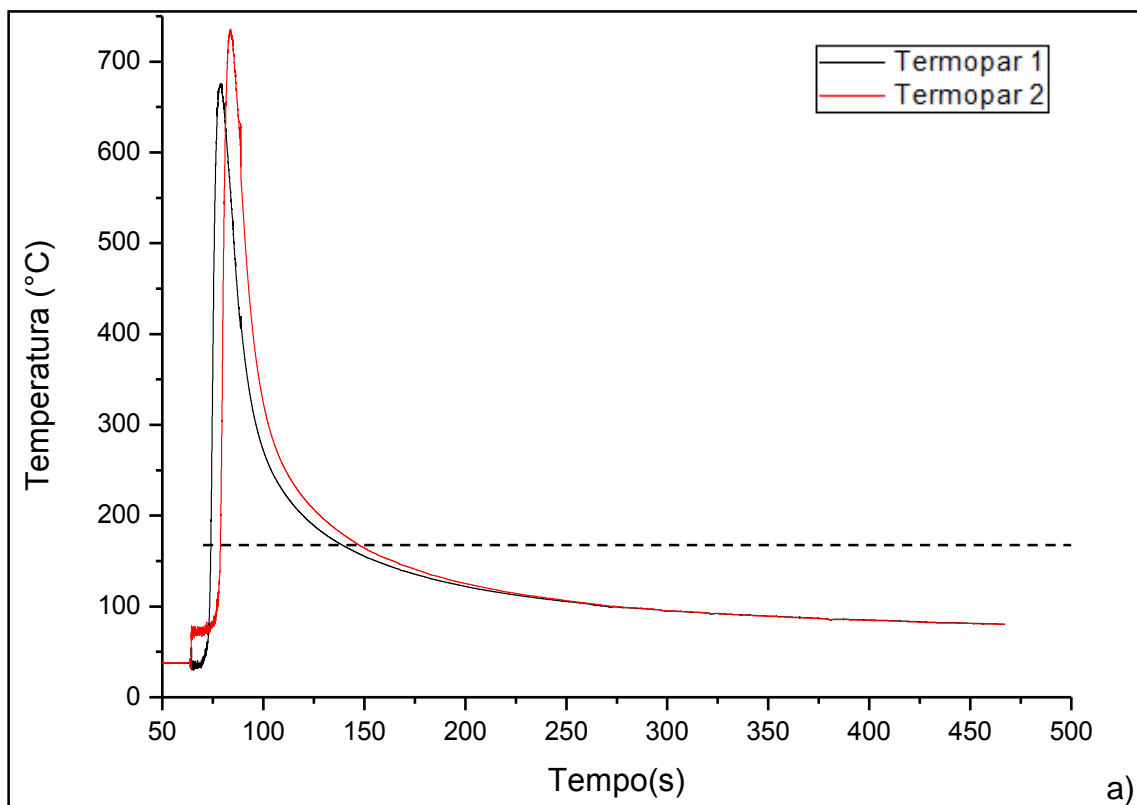


A Figura 57 a) e b) apresentam, em detalhes o ciclo térmico do primeiro e do último passes de soldagem da amostra MCR1, respectivamente. Pode-se observar claramente uma diferença na posição dos picos que se deve ao posicionamento dos termopares na junta, assim o termopar 1 em preto na Figura 57 a) e b) foi afixado a $\frac{1}{4}$ do início da solda sendo o primeiro a captar o aquecimento da fonte de calor, o segundo termopar afixado no meio da junta sofre o aquecimento em seguida e normalmente apresenta temperaturas maiores, consequência da junta estar mais aquecida neste momento do que no início da soldagem.

Observa-se também que no primeiro passe de soldagem demandou mais tempo, de aproximadamente 150 s, para que a amostra atingisse uma uniformidade de temperatura ao longo da junta, e em nível de temperatura menor, de aproximadamente 130°C . Já no último cordão o tempo demandado para uniformizar a temperatura na peça foi de aproximadamente 90 s, e ocorreu em maior níveis de temperatura, de aproximadamente 180°C . Esses fatos mostram que os gradientes de temperatura mudam em cada cordão soldado, influenciam diretamente o

nível das tensões residuais, deste modo, no ultimo cordão tanto o tempo como a temperatura contribuem para diminuir o nível das tensões.

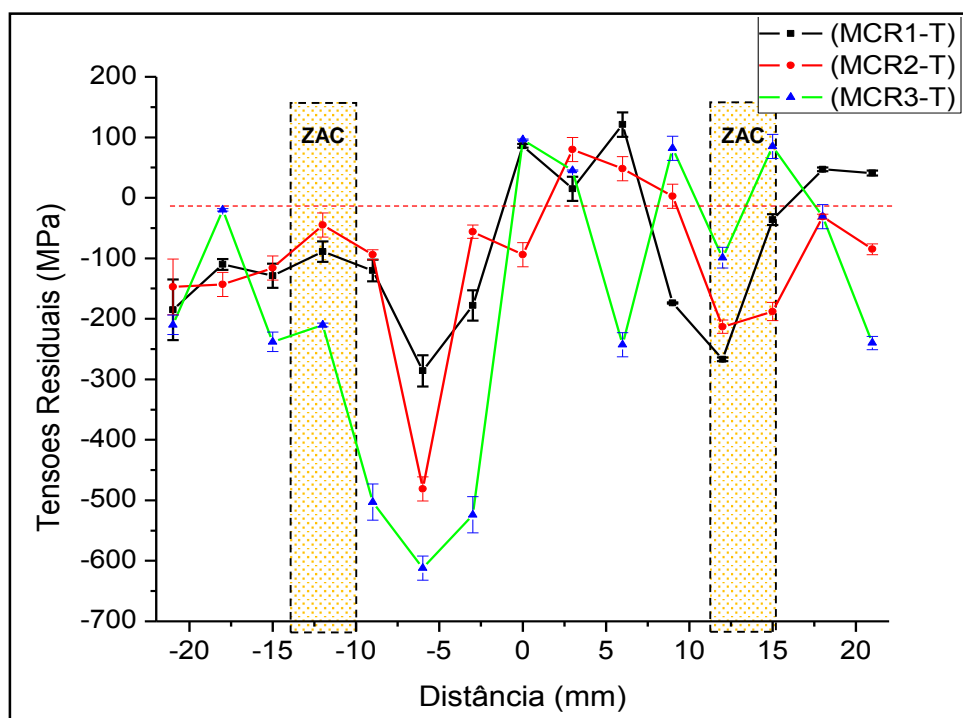
Figura 57 – a) e b) Perfil de temperatura para o primeiro e o ultimo cordão de solda da amostra MCR2, respectivamente.



4.2.1 Tensões Residuais por Difração de Raios-X

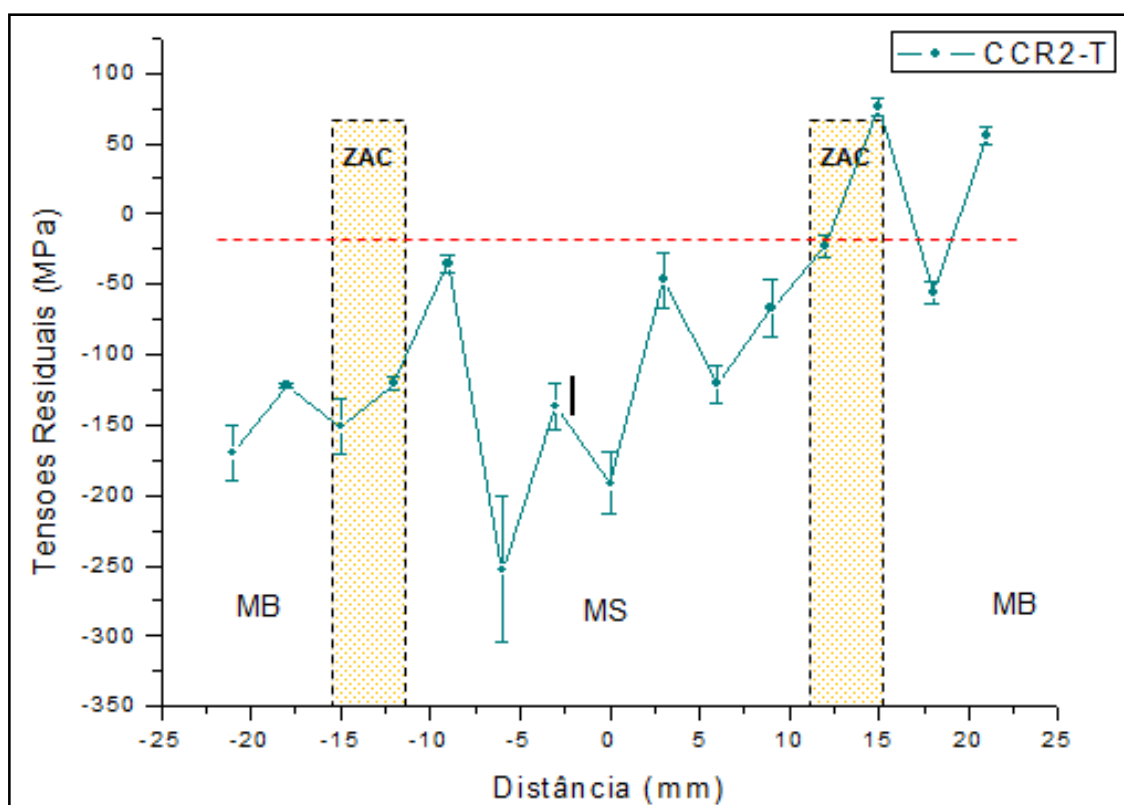
As medidas de tensões residuais por difração de raios-X foram realizadas na UFF (Universidade Federal de Fluminense). A Figura 58 apresenta os perfis de tensões residuais das amostras ao longo da direção transversal ao cordão de solda das juntas soldadas com o eletrodo martensítico. De um modo geral o padrão das tensões residuais foram muito parecidos, observam-se tensões compressivas de aproximadamente 150 MPa na região do MB e ZAC do lado do quarto passe de soldagem. No metal de solda do quarto passe de soldagem foi observado compressão em todos os pontos, com níveis de compressão bastante expressivos principalmente na condição MCR3 aonde chegou a níveis de -600 MPa. No metal de solda do quinto e último passe de soldagem foram observadas tensões de tração em quase todos os pontos, porém com intensidade baixa, próximo a 100 MPa, já na região diluída deste cordão com o metal de base foi observada uma queda do nível de tensão em todas as amostras, atingindo níveis de compressão em torno de -200 MPa para as amostras MCR1 e MCR2 e -100 MPa para a amostra MCR3. A amostra MCR2 apresentou o melhor resultado de tensões residuais, principalmente na ZAC, onde em nenhum momento apresentou tensões trativas e associado ao acabamento superficial da solda isentas de defeitos visíveis.

Figura 58 – Perfil de tensões residuais transversais ao cordão de solda da soldagem com eletrodo martensítico.



A Figura 59 apresenta os perfis de tensões residuais das amostras ao longo da direção transversal ao cordão de solda das juntas soldadas com o eletrodo comum. O perfil das tensões residuais inicialmente apresenta-se de forma semelhante ao observado nas juntas soldadas com o eletrodo martensítico, tensões compressivas no MB e na ZAC do lado do quarto passe de soldagem, com níveis de -200 MPa e -100 MPa respectivamente. No metal de solda do quarto cordão os níveis de tensões residuais foram de 250 MPa compressivas, porém no metal de solda do quinto passe de soldagem foi observado tensões residuais compressivas de 100 MPa. Com relação à ZAC proveniente do quinto passe de soldagem foram observadas tensões trativas na amostra CCR2-T e tensões compressivas na amostra CCR1-T.

Figura 59 – Perfil de tensões residuais transversais ao cordão de solda da soldagem com eletrodo comum.

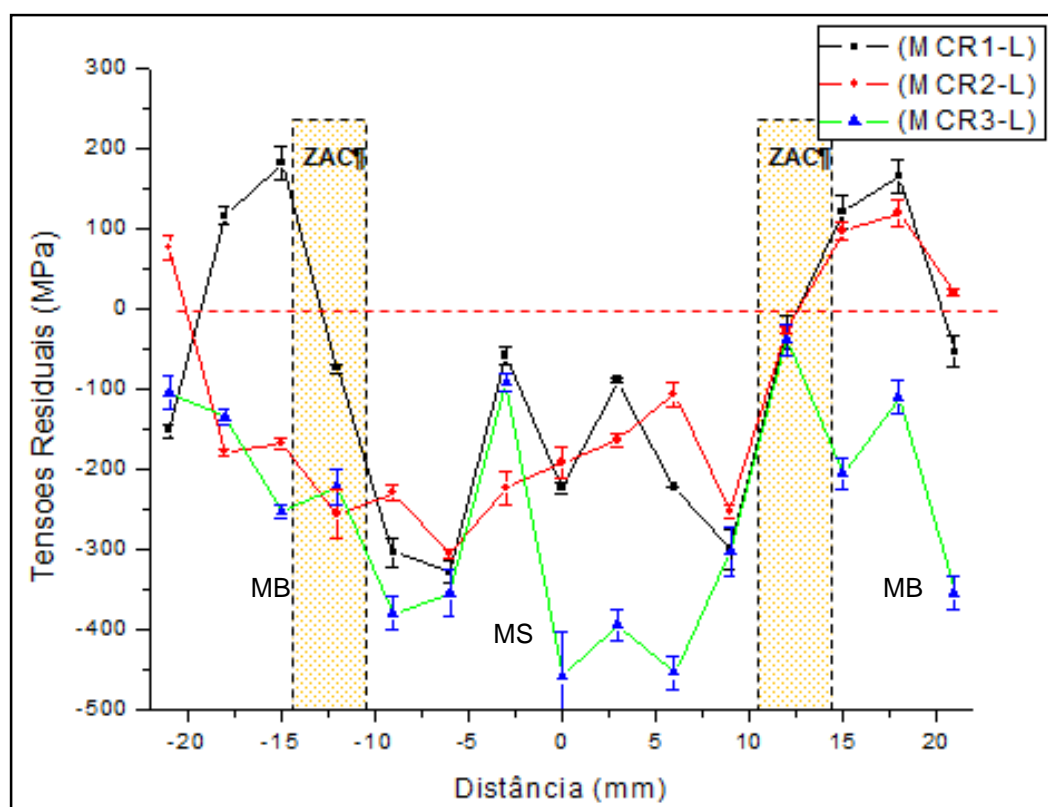


Alguns pesquisadores trabalhando com medições de tensões residuais em tubulações (Silva, 2006; Oliveira, 2010; Costa, 2007) obtiveram tensões residuais compressivas no metal de solda, porém de forma geral na região da ZAC destas soldagens foi observado tensões trativas.

A Figura 60 apresenta os perfis de tensões residuais ao longo da direção longitudinal ao cordão de solda das juntas soldadas com o eletrodo martensítico. No MB e na

ZAC do lado do quarto passe de soldagem foram observadas tensões compressivas de aproximadamente -200 MPa para as amostras de maior energia de soldagem MCR2 e MCR3, contudo na amostra MCR1, de menor energia, foi observado tensões trativas na ZAC-GF de 180 MPa. Todas as amostras soldadas com o eletrodo inoxidável martensítico apresentaram tensões residuais compressivas no metal de solda, as tensões residuais no quarto passe de soldagem tiveram níveis de aproximadamente -300 MPa e no quinto passe de soldagem as amostras MCR1 e MCR2 tiveram níveis semelhantes de tensões próximo a -150 MPa, já na amostra MCR3 os níveis de tensões reduziram para -450 MPa. Na ZAC do quinto passe foram observados tensões trativas de baixa intensidade na ZAC-GF das amostras MCR1 e MCR2, já na amostra MCR3 apresentou somente tensões compressivas.

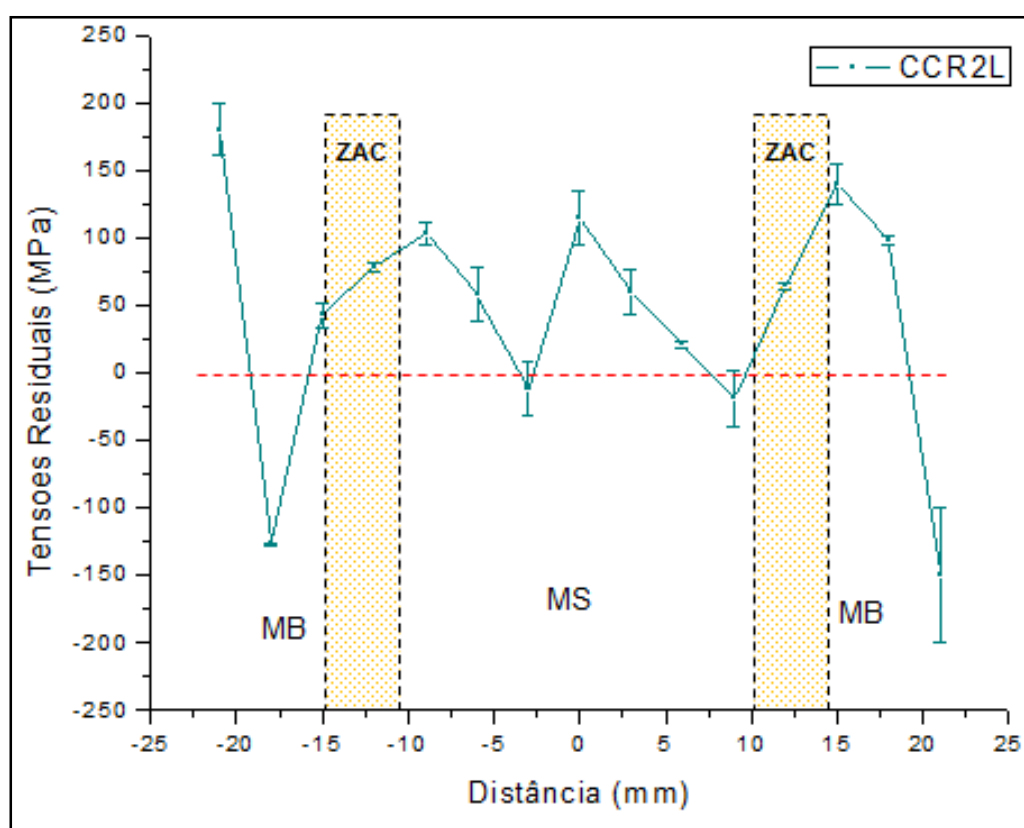
Figura 60 – Perfil de tensões residuais longitudinais ao cordão de solda das soldas com eletrodo martensítico.



Considerando as juntas MCR2 e MCR3 soldadas com a mesma energia apresentaram diferenças nos níveis de tensões residuais longitudinais principalmente no cordão 5 onde foi possível observar níveis de tensões compressivas de 450MPa e na ZAC deste cordão que não foi observado tensões trativas.

A Figura 61 apresenta os perfis de tensões residuais ao longo da direção longitudinal ao cordão de solda da junta soldadas com o eletrodo comum. Como pode ser observado nesta figura a amostra CCR2 apresenta um perfil de distribuição de tensões o comportamento oscilatório ao longo dos cordões de solda, sempre em intensidades pequenas porém, em valores trativos, com um tendência na região da ZAC de predominância de tração que representa uma condição crítica quando os problemas de soldagens se apresentam na região do metal de base e ZAC's de soldagens.

Figura 61 – Perfil de tensões residuais longitudinais ao cordão de solda com eletrodo comum.

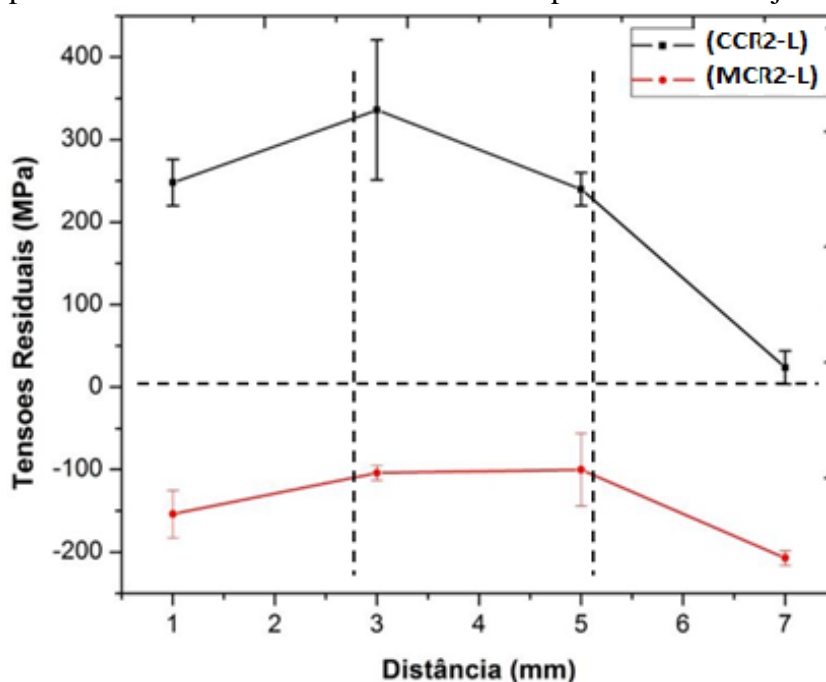


A Figura 62 a) mostra os perfis de tensão residual longitudinais nos passes de raiz para as juntas MCR2 e CCR2. O perfil de tensões apresentado pelo eletrodo comum pode ser explicado pelo mecanismo "torniquete", desenvolvido para explicar tensões residuais em soldagens de tubos de pequeno diâmetro como discutido por (Brickstad, 1998 e Silva, 2009), no entanto, podem existir diferenças nos valores medidos, porque apesar de todas as restrições fornecidas pelo suporte, existem diferenças geométricas da junta experimental desse trabalho para a condição real de tubos soldados.

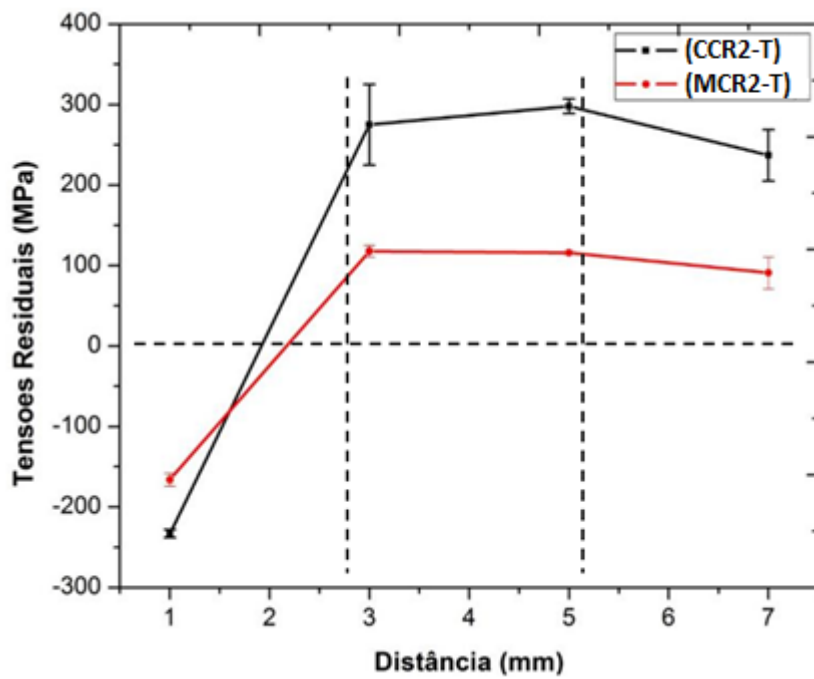
As tensões residuais foram medidas na região inferior do passe de raiz. Apesar das soldagens subsequentes para enchimento das juntas, não havia alívio de tensões residuais nessas regiões, este fato pode ser explicado pela ZAC dos passes posteriores não serem capazes de proporcionar um alívio eficaz das tensões ao longo de todo o passe de soldagem anterior (Silva, 2009). Esta afirmação é reforçada pelos resultados dos testes de microdureza no sentido vertical (ver Figura 4.42) realizado ao longo do MCR2, que apresenta regiões onde foram observadas pequenas quedas na dureza do metal de solda. Além disso, para o metal de solda com BTTM, apenas tensões residuais compressivas foram observadas no metal de solda no sentido longitudinal do passe de raiz, mostrando que realmente ocorreu uma diminuição das tensões nestas direção relacionada à transformação de fases do metal.

No entanto, as tensões residuais transversais ao passe de raiz, ver Figura 62 b) novamente mostraram ser a condição mais crítica quando comparadas com as tensões longitudinais, sendo de tração ao longo de todo o metal de solda para ambas as juntas MCR2 e CCR2. Deve-se notar que, apesar das tensões residuais na junta MCR2 serem de tração elas se apresentaram cerca de 180 MPa menores do que as medidas na amostra soldada com a mesma energia utilizando metal comum (CCR2). Para equilibrar estas tensões compressivas que ocorrem predominantemente nos aço com baixa temperatura de transformação martensítica, tensões residuais trativas devem ocorrer nas regiões do metal de base longe das zonas críticas da solda.

Figura 62 – a) Perfis de tensões residuais longitudinais nos passes de raiz da juntas MCR2 e CCR2 e b) perfis de tensões residuais transversais no passe de raiz das juntas MCR2 e CCR2.



a)



b)

4.2.2 Caracterização Microestrutural

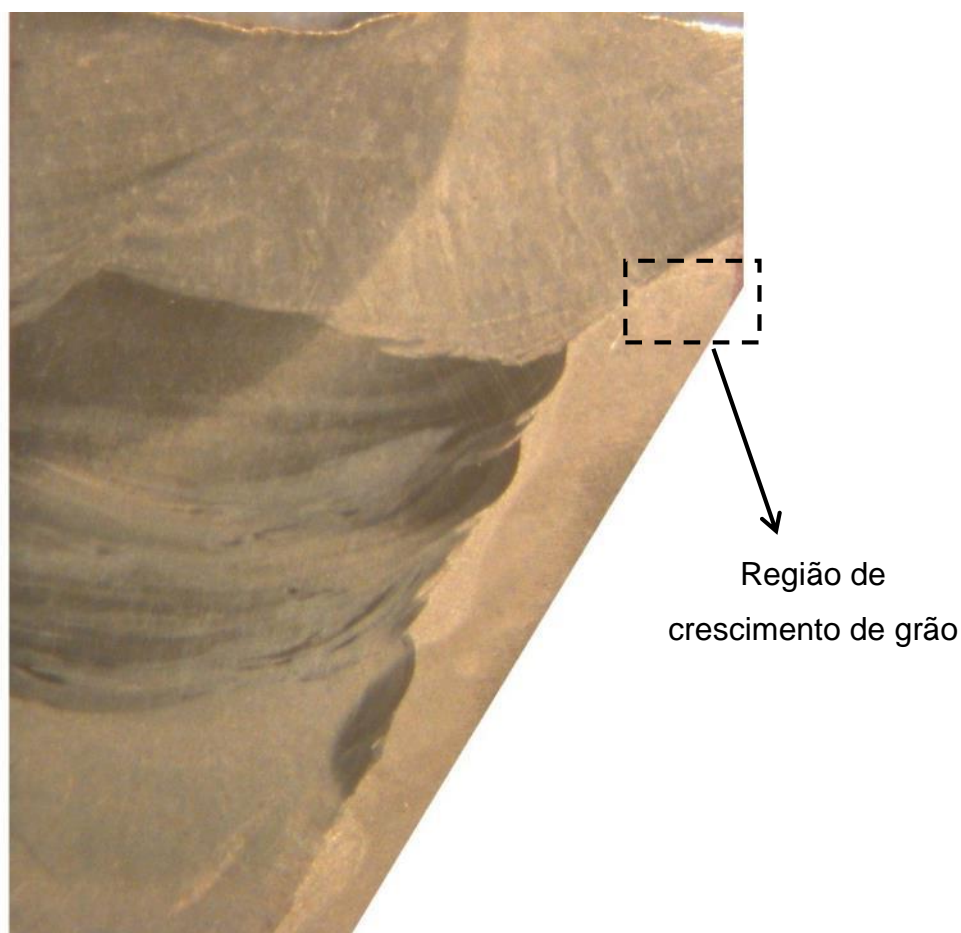
Microscopia Ótica

ZAC (Zona afetada pelo calor)

Foi realizada a caracterização microestrutural da ZAC através de amostras da seção transversal das juntas. As Figura 63, 64 e 65 apresentam as macrografias das amostras MCR1, MCR2 e MCR3 respectivamente, a microestrutura foi revelada utilizando o reagente Vilella com um aumento de 5x.

Analisando a microestrutura da amostra MCR1 pela Figura 63 foi possível caracterizar a microestrutura da ZAC's desta junta. Foi observada uma estrutura de grão refinados em quase toda a extensão da junta, contudo na ZAC proveniente do 5º passe de soldagem foi observado um crescimento de grãos na região da ZAC-GG, indicando tal fato, que ocorreu possivelmente um refino de grãos das ZAC's das camadas mais internas pelo reaquecimento dos passes de soldagens posteriores.

Figura 63 – Microestrutura do perfil transversal da mostras MCR1.



A Figura 64 a) apresenta a macrografia da seção transversal da junta MCR 2, é possível identificar cinco regiões distintas, correspondentes às camadas de soldagem, bem como o efeito dos reaquescimentos posteriores no metal de solda e nas ZAC's no aço API.

Analisando as ZAC's do aço API, foram observadas regiões onde ocorreu crescimento de grãos próximo às interfaces entre o primeiro e o segundo passes e entre o segundo e terceiro passes bem como na ZAC do 5º passe de soldagem, semelhante ao observado na amostra MCR1. Contudo, as existências de crescimento de grãos nas ZAC's das camadas internas indicam que a maior energia de soldagem fez com que se alterasse a condição ideal da técnica da dupla camada, que seria a sobreposição da região da ZAC-GF da segunda camada sobre a região da ZAC-GG da primeira, deste modo não refinando a microestrutura por completa da ZAC. Foi constatado novamente o comprimento da ZAC, entorno de 4 mm de extensão, ligeiramente superior ao comprimento da ZAC da junta MCR1, esse fato pode confirmar a discussão da dupla camada, uma vez que, mantendo-se constante a taxa de deposição do metal fundido, o crescimento da ZAC pode implicar na sobreposição da ZAC-GG da primeira camada com a ZAC-GG da segunda camada, condição essa que não promove o refino da microestrutura.

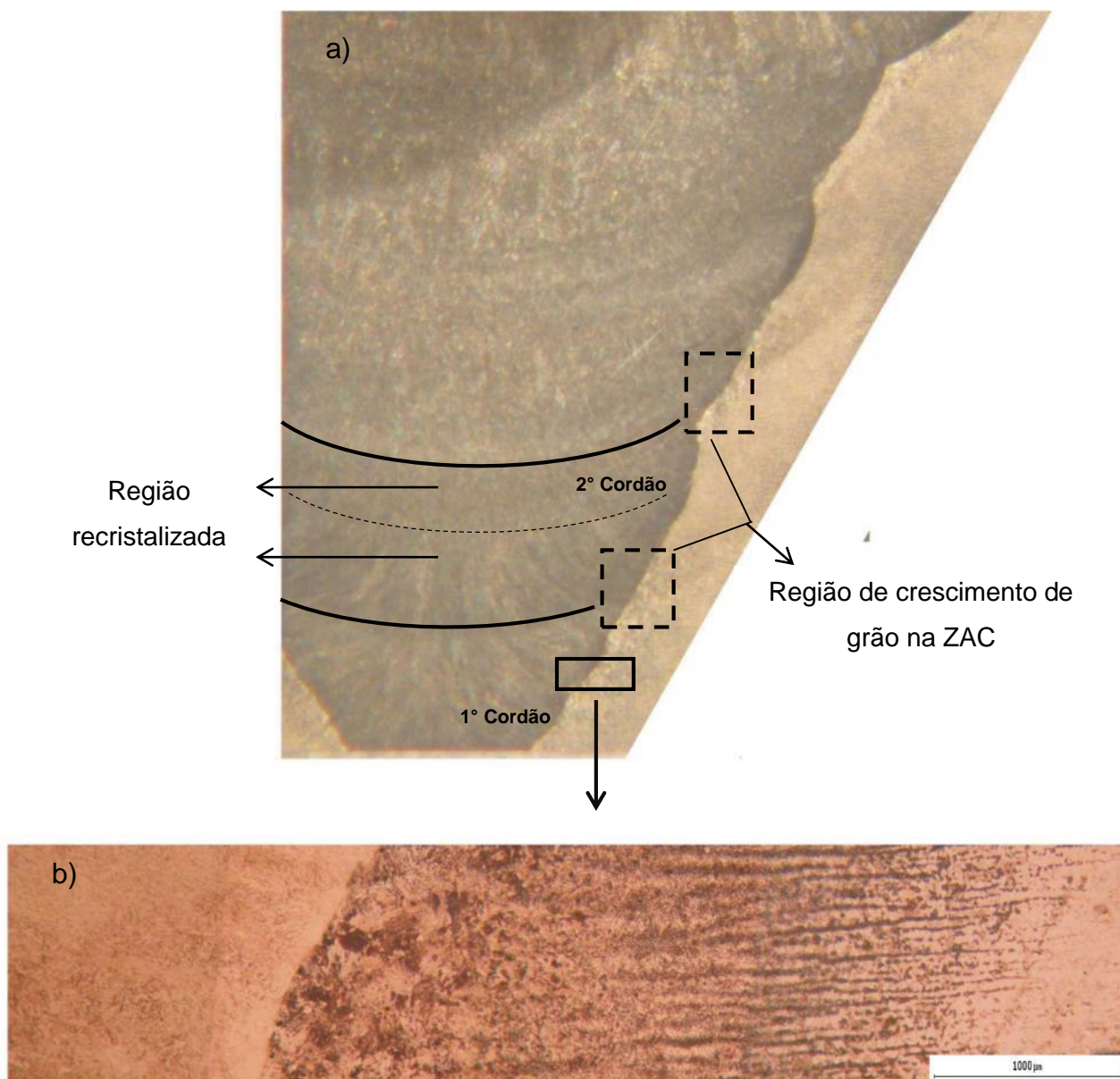
Na Figura 64 b) está apresentada a microestrutura de toda a extensão da ZAC, no aço API utilizado no trabalho. O aço API é classificado como aço baixa liga, e tratando-se de um aço transformável, a microestrutura obtida na ZAC deste material apresentou os microconstituintes típicos esperados, sendo dividida em três regiões distintas: região de crescimento de grão (ZAC-GG), região de grãos finos (ZAC-GF) e região onde ocorre austenitização parcial (ZAC-Intercrítica) que compreende a faixa de temperatura de 727° C à temperatura A3.

Como mencionado, uma das principais motivações para essa pesquisa foi verificar as alterações microestruturais da martensita devido aos sucessivos passes de soldagem, desse modo as Figura 64, a) deram informações relevantes a esse respeito. Analisando a macrografia da amostra MCR2 no primeiro e segundo cordões Figura 64 a) observa-se indícios que a textura da martensita é controlada pelo modo de resfriamento da amostra, tratando-se de um crescimento competitivo dos grãos. Esse crescimento colunar também pode ser observado na camada mais externa, 5º cordão.

Como não foi observado esse comportamento nas camadas intermediárias, acredita-se que devido ao reaquescimento posterior, todo o 3º e 4º cordões e parte do 2º cordão tenha sido austenitizados e modificada a estrutura dos grão martensíticos. Um outro fator que contribuiu para o 1º e parte do 2º cordões apresenta-se crescimento colunar foram as

características geométricas do chanfro que aumentou a altura do metal depositado, que contribuiu para que não ocorresse a austenitização total desses grãos pelos passes posteriores, e juntamente com uma menor área de condução do calor, definindo a forma dos grãos colunares como visto no destaque da Figura 64.

Figura 64 – a) Microestrutura do perfil transversal da mostras MCR2, b) região de interface do MS e da ZAC apresentando as sub-regiões ZAC-GG, ZAC-GF e ZAC-Intercrítica.



Como mencionado anteriormente à amostra MCR3 apresentou problemas de poros nas camadas de acabamento, esses defeitos foram melhor observados na caracterização da secção transversal apresentada na Figura 65 sendo observados poros no interior do quinto

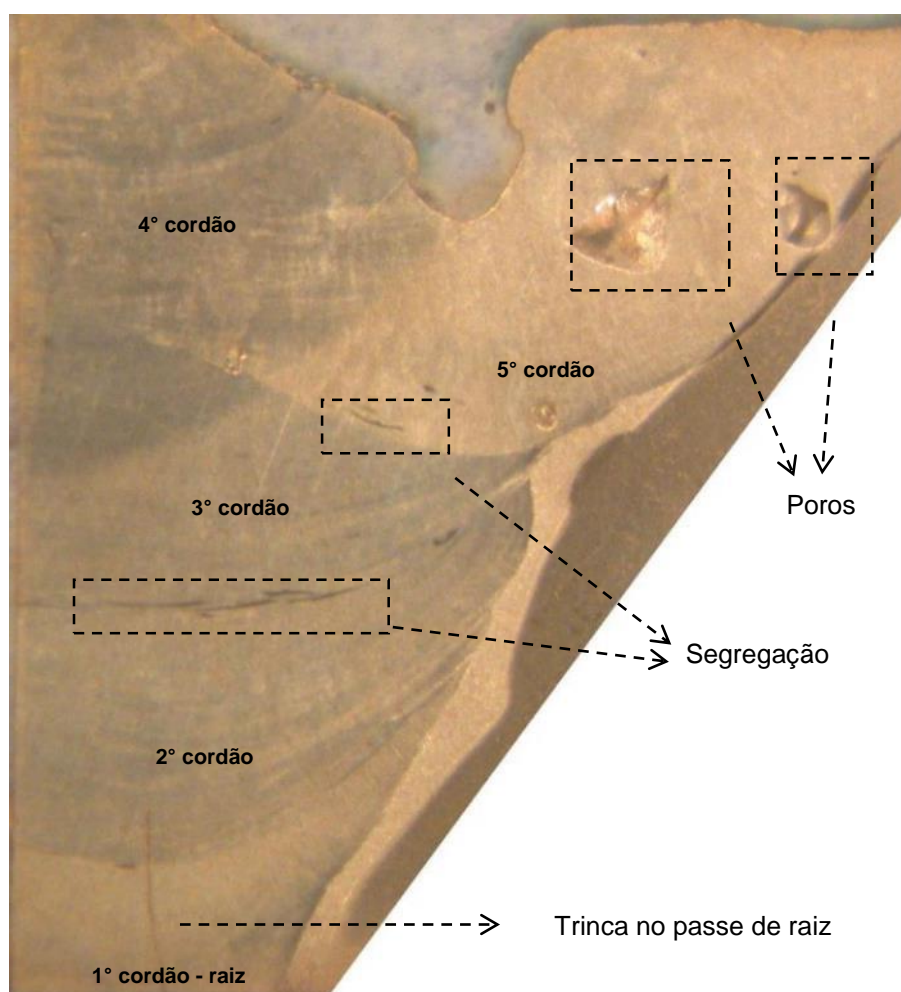
cordão de solda e falta de reforço, provavelmente pela perda de metal fundido na forma de respingos devido a elevadas correntes utilizadas.

Foi observado trinca de raiz no 1º cordão, essa trinca está associada a formação de filme de baixa resistência ao final da solidificação, uma vez que utilizando maiores energias, contribuir para um resfriamento mais lento e conseqüentemente favorecendo a processos difusionais de elementos como enxofre e silício, diminuindo a temperatura coerente.

É possível observar na Figura 65 na interface do 2º e 3º cordões e na interface do 3º e 5º cordões a presença de regiões de segregação. Essa estrutura será melhor detalhada no próximo tópico.

Tais problemas apresentados na soldagem dessa junta não interferiram na caracterização ótica, porém, dificultaram a obtenção de amostras para as etapas seguintes e inviabilizaram a análise da etapa de determinação das propriedades mecânicas.

Figura 65 – Microestrutura do perfil transversal da mostras MCR3.



Metal de solda

Conforme apresentado nas Tabelas 3.1 e 3.2 a composição química do aço API 5L classe B difere da composição química do metal de solda. Isso vai acarretar em mudanças microestruturais no metal de solda ao longo das camadas de soldagem devido à área de interface submetida à diluição está em constante alteração. Desse modo, devem-se considerar dois fatores principais para determinar a microestrutura, composição química e reaquecimento a que cada camada foi submetida. Desse modo, foram retiradas amostras para realizar a caracterização por MO de cada camada. As Figura 66, 67 e 68 apresentam as microestruturas das amostras MCR1, MCR2 e MCR3 respectivamente.

As Figura 66, 67 e 68 apresentaram estruturas predominantemente martensíticas na forma de ripas (lath) em todas as camadas. Esse característica foi melhor observada na microestrutura obtida por microscopia eletrônica de varredura onde apresenta mais claramente o perfil topográfico da estrutura. A Figura 69 apresenta a microestrutura do 5º cordão de solda da amostra MCR1.

Não foi observado por (MO) nem por (MEV) a precipitação de nenhum tipo de carboneto ou carbonitreto, até na condição mais favorável, que seria no passe de raiz. Devido aos reaquecimentos não foram observados fases intermetálicas. Esse fato pode ser justificado pelo gráfico TTT apresentado na Figura 23 do item 2.4.1. “Temperabilidade e Soldabilidade”, sendo constatada a presença de precipitações apenas em tempos de austenitização próximo a 200 s, e como apresentado no item anterior 4.2.2 “Ciclo térmico medidas experimentais” o tempo de austenitização de cada cordão não ultrapassou 131 s atingido pelo 5º passe da amostra MCR2.

Observa-se que nas camadas internas ocorreu o revenimento da martensita, e em algumas camadas é possível observar claramente um aumento do tamanho de grão da microestrutura (Figura 66 d) e (Figura 66 c). O revenimento foi mais intenso nas segunda e terceira camadas devido aos aquecimentos das camadas no topo promover em uma austenitização parcial e conseqüentemente essas camadas ficaram sujeitas as temperaturas na faixa de Ac3 e Ac1. Na amostra MCR3 soldada com maiores níveis de corrente também foi observado o crescimento dos grãos, Figura 68, d) e e).

Figura 66 – Caracterização por microscopia ótica da amostra MCR1 a) camada 5, b) camada 4, c) camada 3, d) camada 2 e e) camada 1.

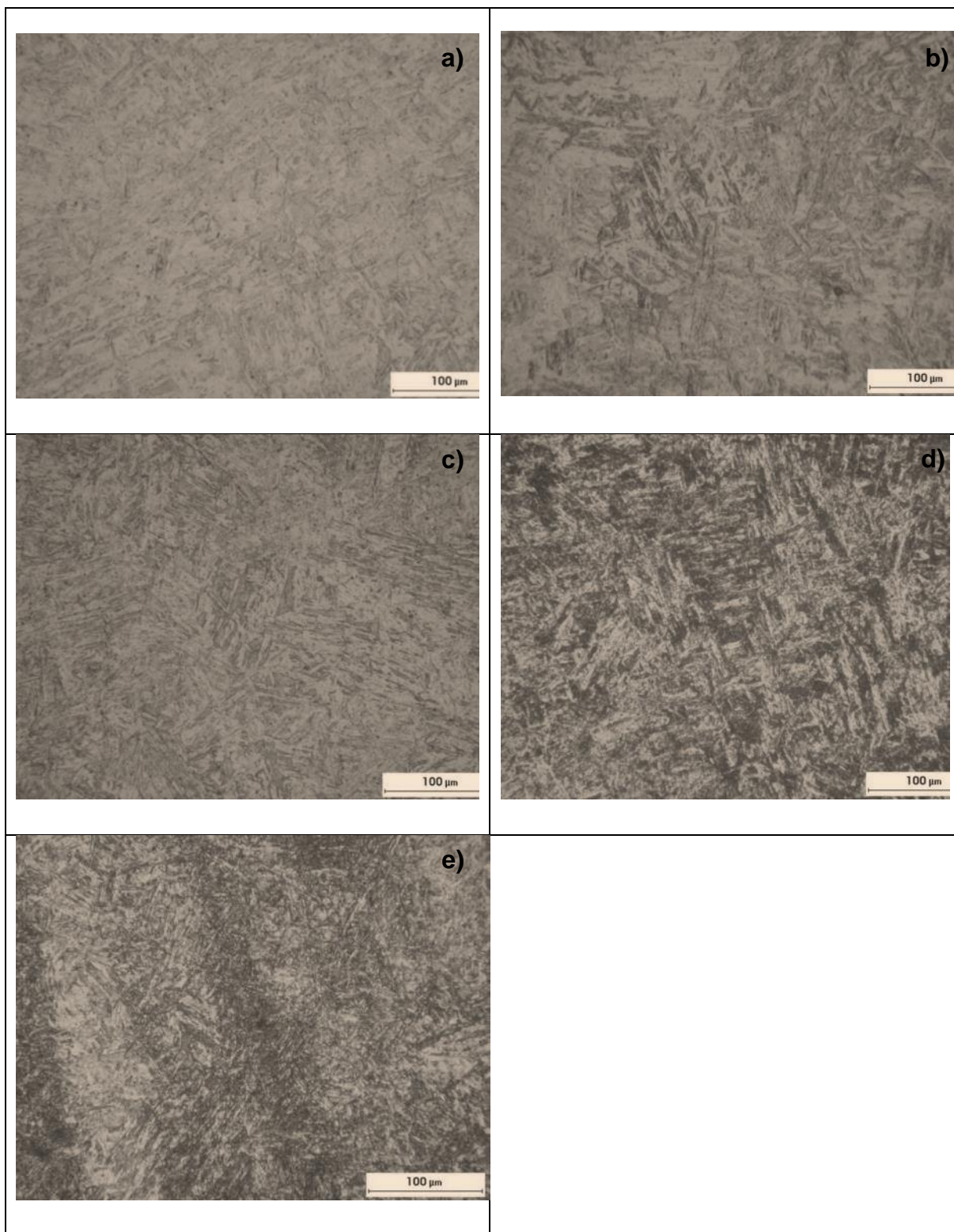


Figura 67 – Caracterização por microscopia ótica da amostra MCR2 a) camada 5, b) camada 4, c) camada 3, d) camada 2 e e) camada 1.

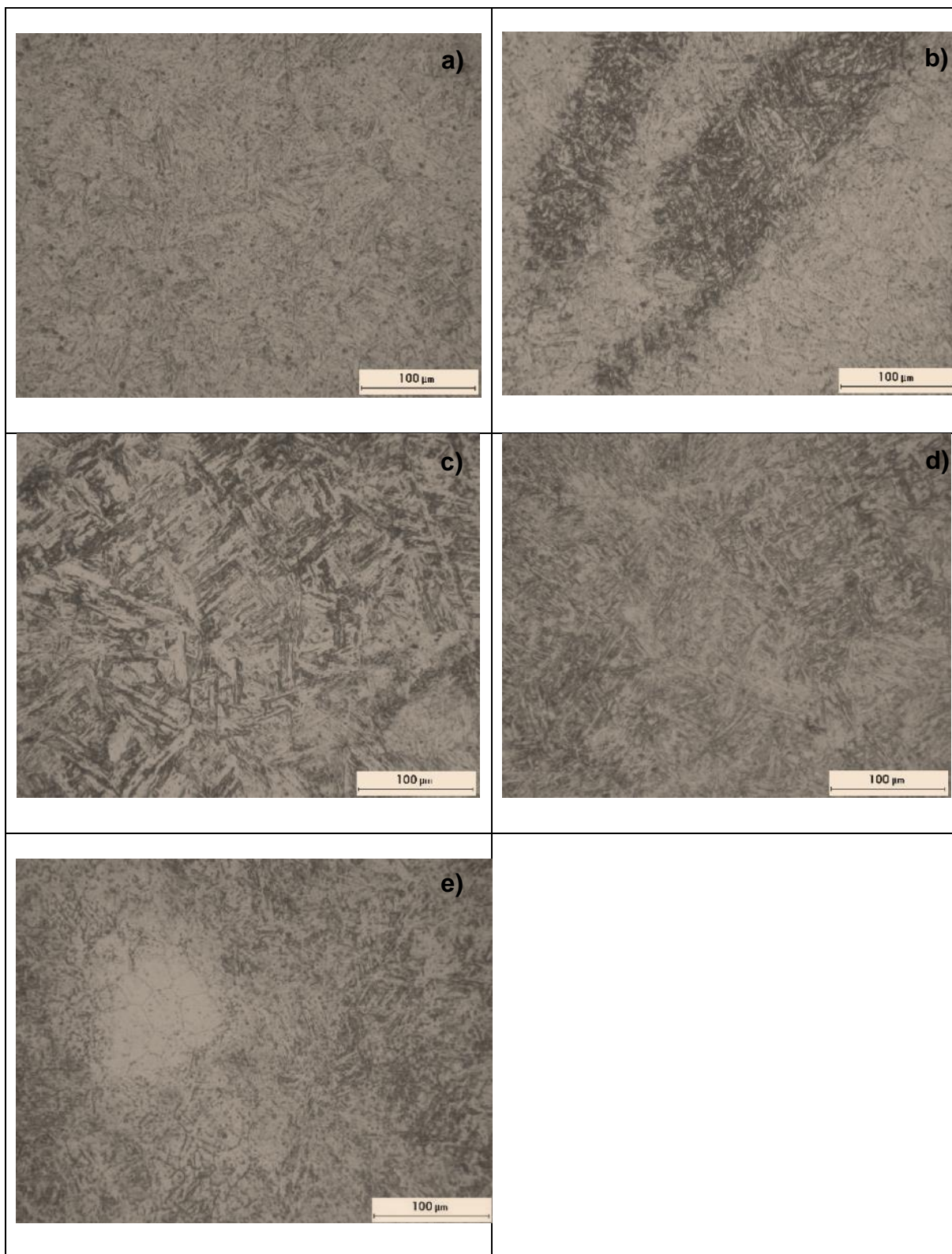


Figura 68 – Caracterização por microscopia ótica da amostra MCR3 a) camada 5, b) camada 4, c) camada 3, d) camada 2 e e) camada 1.

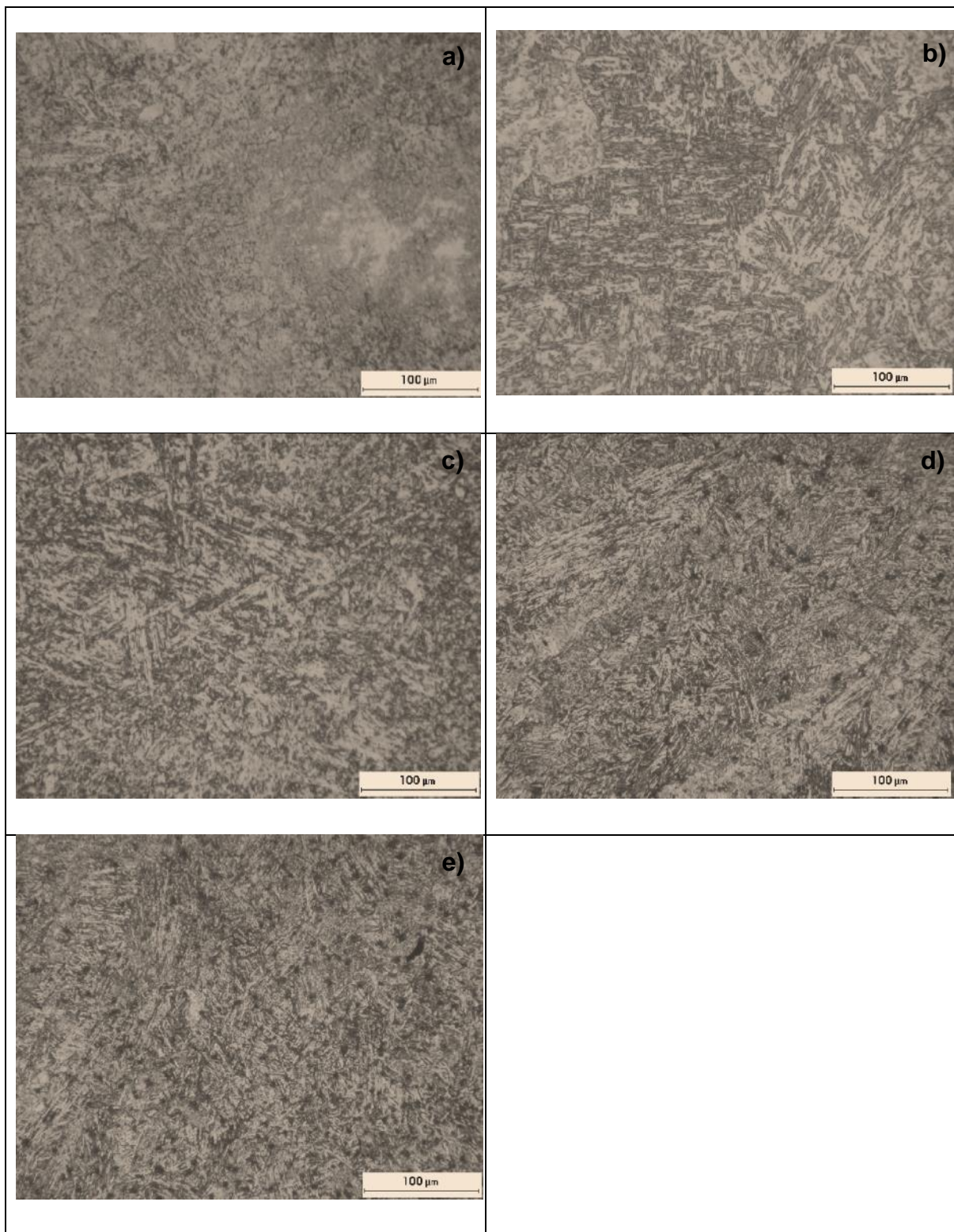


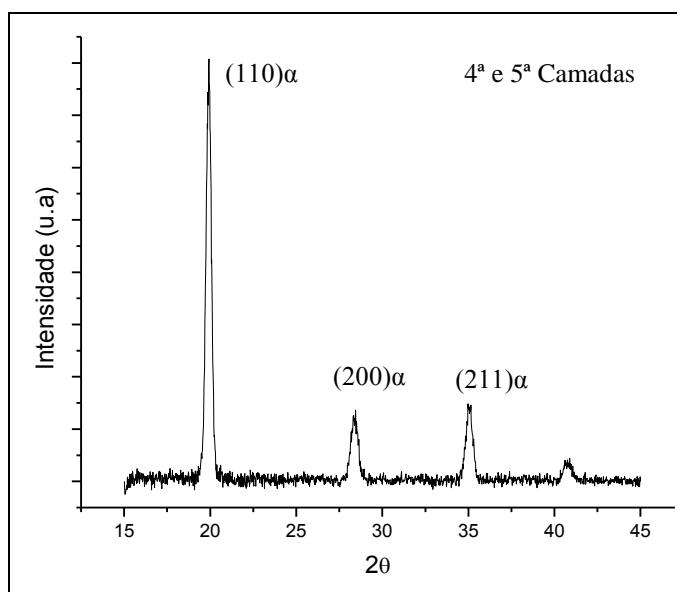
Figura 69 – Microestrutura do 5º cordão da amostra MCR1 obtida por (MEV).



Difração de Raios-X (fases)

Os resultados da difração de raios-X foram realizados nas camadas de topo (4ª e 5ª camadas) nas juntas soldadas com eletrodo martensítico MCR1, MCR2 e MCR3. Os resultados confirmaram as observações por microscopia ótica, onde só foram identificados picos característicos da martensita/ferrita. Assim, a Figura 70 apresenta a difração de raios-x da amostra MCR1 ilustrando os resultados obtidos para as demais difrações.

Figura 70 – Difração de raios-X nas camadas 4 e 5 da junta MCR1.



EDX

Conforme apresentado nas Tabela 5 a composição química do aço API 5L classe B difere da composição química do metal de solda. Isso vai acarretar em mudanças microestruturais no metal de solda ao longo das camadas de soldagem devido à área de interface submetida à diluição está em constante alteração. Desse modo, devem-se considerar dois fatores principais para determinar a microestrutura final da junta, são elas; composição química e reaquecimento a qual cada camada foi submetida.

Para determinar a variação dos elementos de liga ao longo das camadas de soldagem foi realizada análise de EDX. As Figura 71, Figura 72 e Figura 73 apresentam os gráficos de como esta variando os principais elementos químicos nas 1^o, 3^o e 5^o cordões de soldagem das juntas MCR1, MCR2 e MCR3, respectivamente. É importante observar que a composição química da primeira camada se afasta da composição do metal de solda deixando com menor concentração de cromo e de níquel do que na terceira e quinta camada, este fato está relacionado com a área de diluição entre o metal de solda e o metal base, sendo maior no passe de raiz do que nas camadas mais externas devido a geometria da junta.

Uma tendência semelhante foi observada quando considerado os elementos cromo e níquel ao longo da junta, diminuindo à medida que penetra na junta. Contudo o efeito contrário foi observado com relação ao elemento silício, principalmente na amostra de menor energia, MCR1, este efeito ocorre devido ao processo de soldagem com arame tubular apresentar no seu fluxo de revestimento o silício como elemento desoxidante, e devido à geometria da raiz da junta combinado com uma menor energia dificultarem o escape desse elemento. Já para a amostra MCR2 e MCR3 como foi utilizada uma maior energia, os gases presentes no metal fundido tiveram mais tempo para escaparem.

O nitrogênio N, tem um importante papel para na estabilidade de fase autêntica revertida, como apresentado por Ma, 2012, contudo, ele não foi quantificada nesta análise.

Apesar de existir a tendência de variação das concentrações dos elementos de liga ao longo dos cordões de solda, esta variação foi pouca significativa para alterar a temperatura de transformação martensítica.

Figura 71 – Composição química dos principais elementos de liga do metal de solda determinado por EDX na 1° 3° e 5° cordões da junta MCR1.

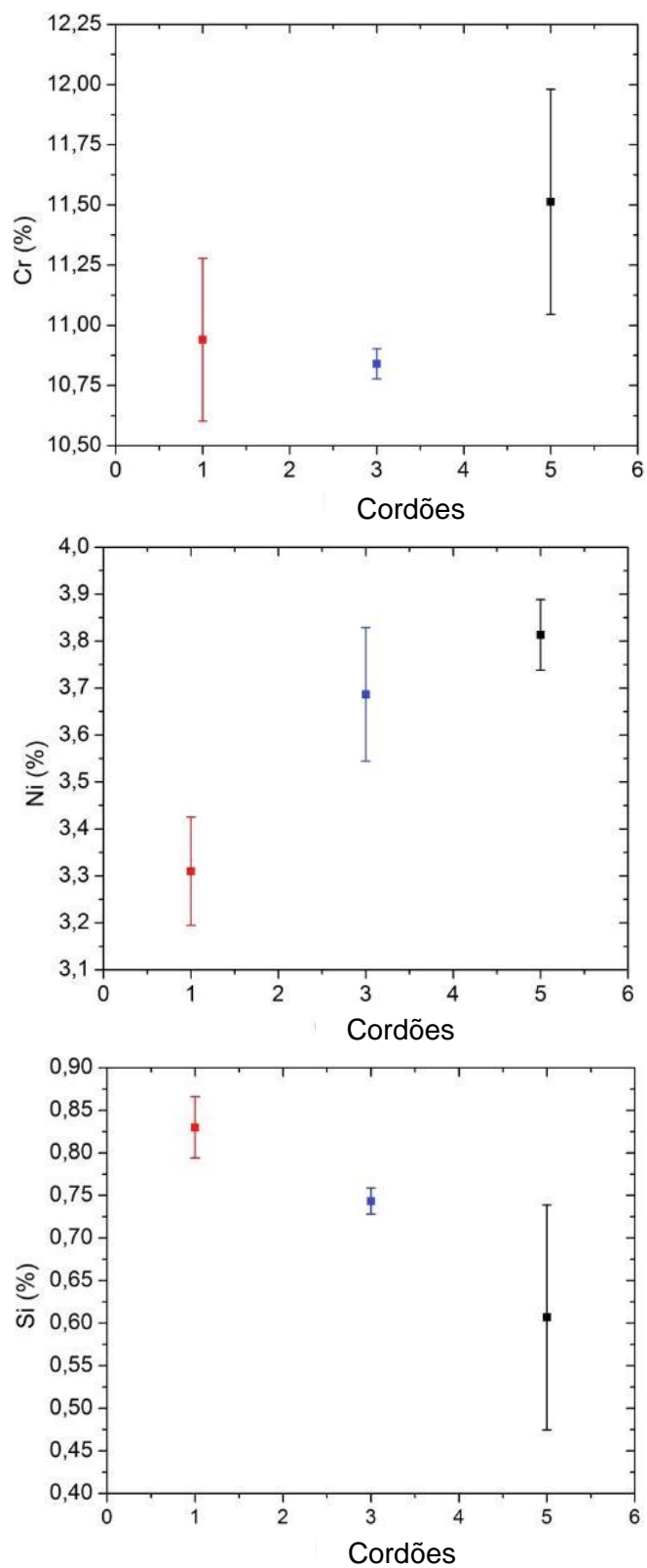


Figura 72 – Composição química dos principais elementos de liga do metal de solda determinado por EDX na 1° 3° e 5° cordões da junta MCR2.

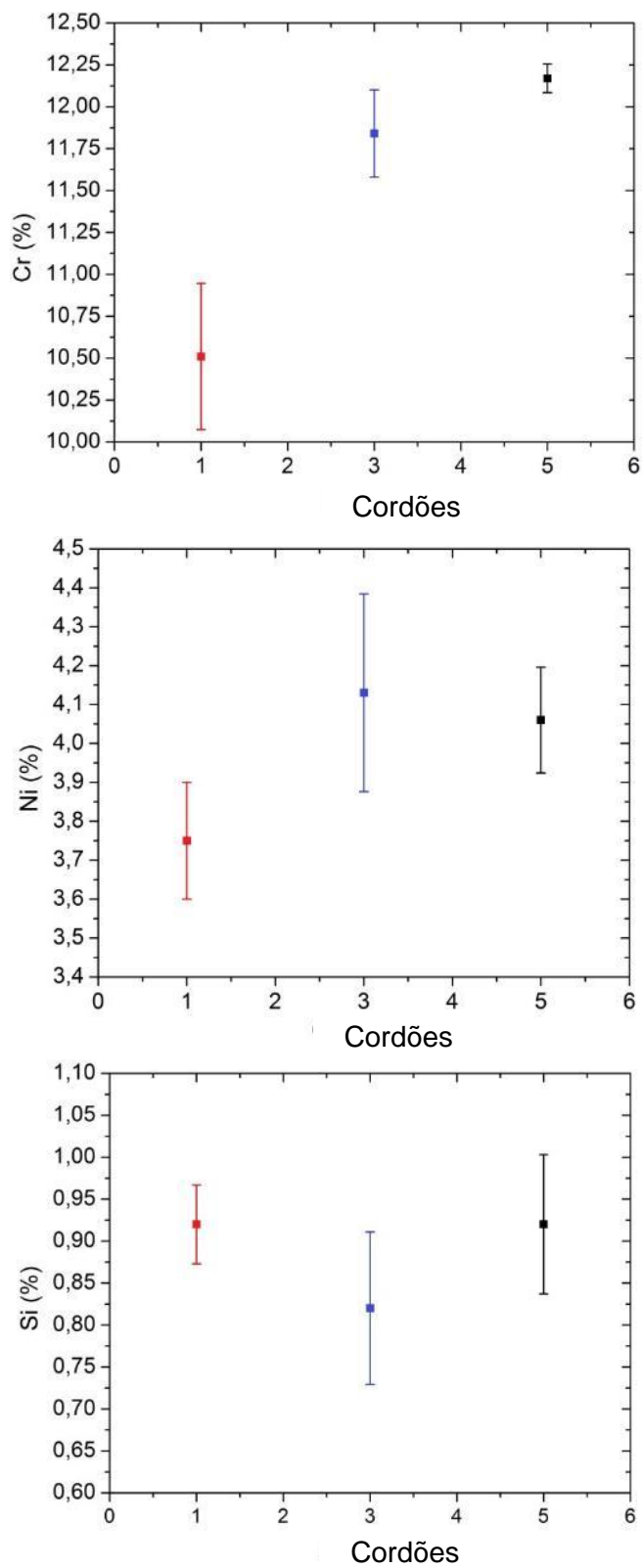
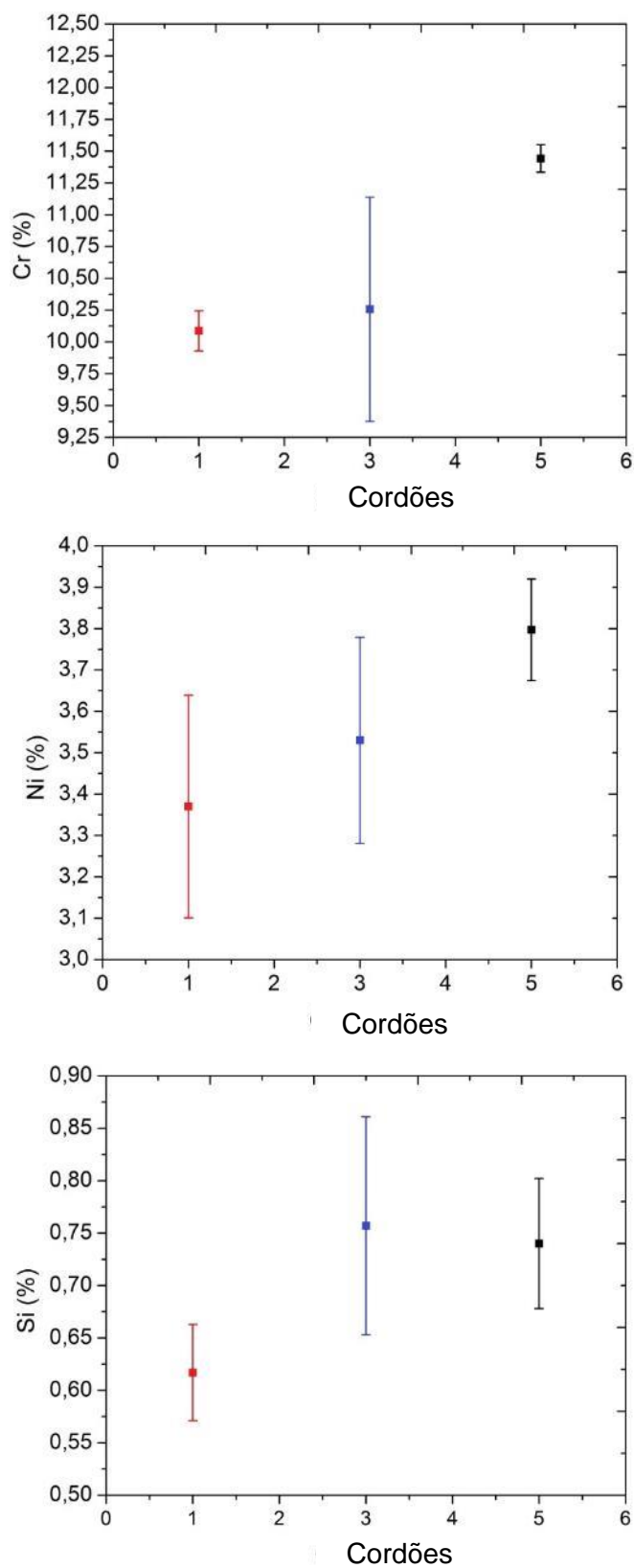


Figura 73 – Composição química dos principais elementos de liga do metal de solda determinado por EDX na 1° 3° e 5° cordões da junta MCR3



TEM

As Figura 74 a) e b) apresentam as microestruturas da junta MCR1 na camada de raiz próxima à interface com a segunda camada, obtidas por Microscopia Eletrônica de Transmissão – MET, basicamente a microestrutura é composta por martensita revenida e alguns micro precipitados.

Analisando as microestruturas apresentadas nas Figura 74 a) e b) do metal de solda foi possível observar a presença de martensita revenida, pelas características das agulhas mais escuras de martensita, pois quanto mais escura a fase obtida em transmissão maior a densidade de elementos presentes na fase, que no presente estudo corresponde à martensita rica em carbono.

A Figura 74 c) apresenta o resultado de EDX realizado por MET nos precipitados supracitados, encontrados próximo ao passe de raiz. Por esse resultado, pode-se concluir que os precipitados correspondem predominantemente a óxidos de zircônio. A presença destes óxidos pode ser explicada devido à junta MCR1, soldada com menor energia, não possibilitar um escape completo dos gases presentes na poça de fusão, acarretando o aprisionamento dos elementos presentes no revestimento do arame eletrodo.

O óxido de zircônio é um elemento refratário que normalmente é empregado em cerâmicas, no caso dos eletrodos ele é responsável por melhorar a solidificação da poça de fusão, diminuindo a taxa de resfriamento compondo a escória do cordão.

A Figura 75 a) apresenta a microestrutura da camada intermediária sendo semelhante à camada de raiz porém, sem a presença de óxidos, consequência da maior área de escape dos gases. Na Figura 75 b) pode-se observar a presença da estrutura martensítica sem estruturas revenidas, como observado anteriormente na caracterização ótica.

Figura 74 – a) e b) regiões entre o 1° e 2° cordões da amostra MCR1, imagem de MET, c) Resultado de EDX obtido por MET.

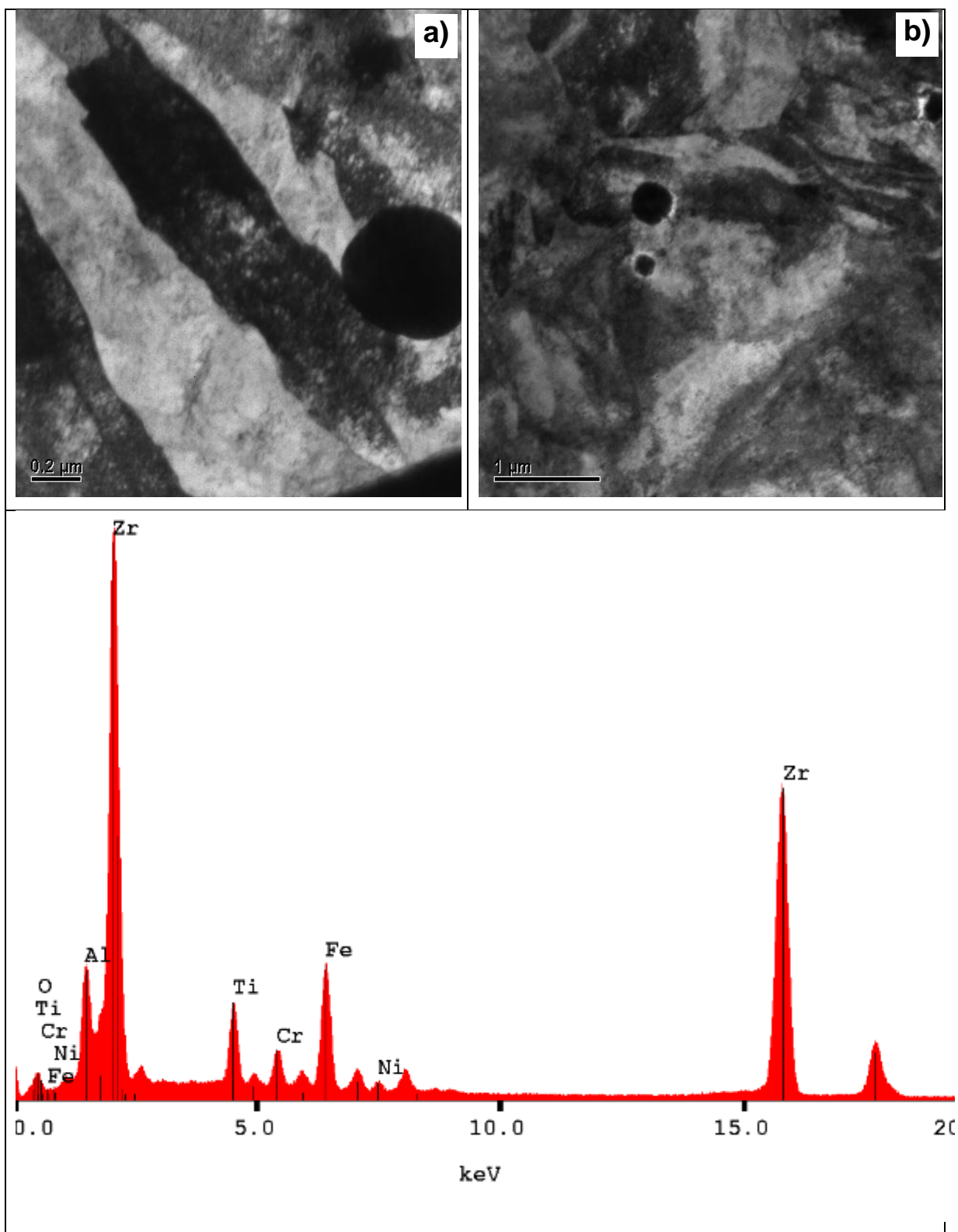
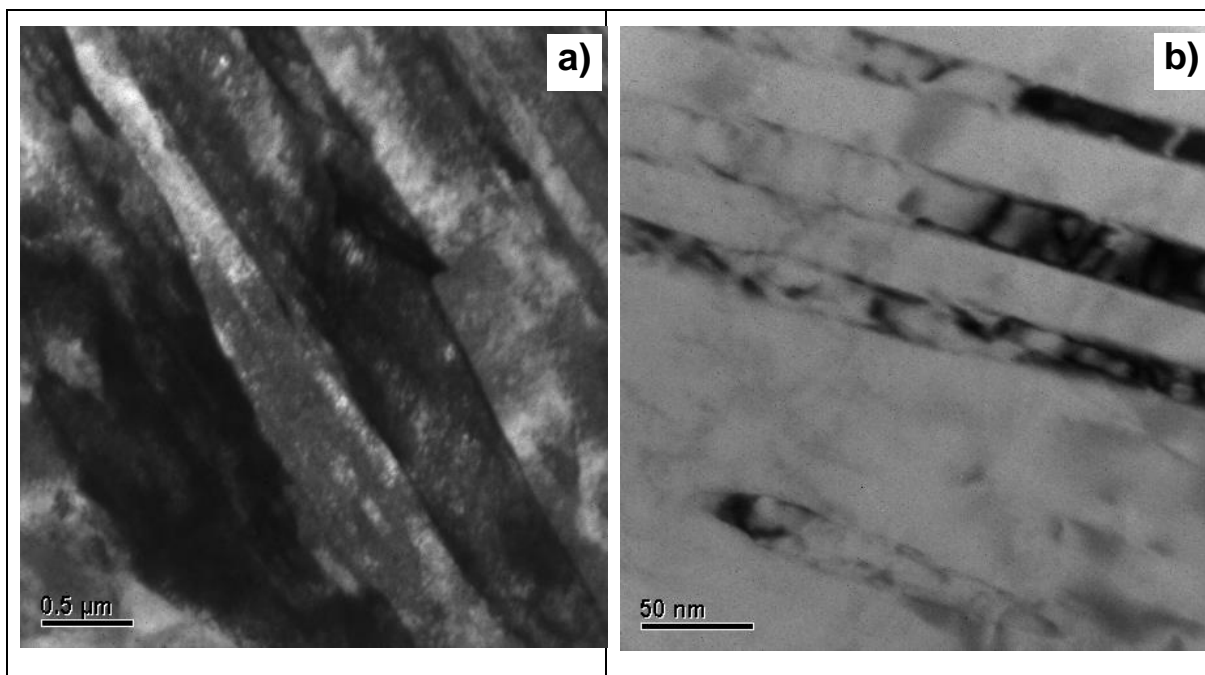


Figura 75 – Imagem de MET da amostra MCR1, todas em campo claro, a) e b) entre 4° e 5° cordões.

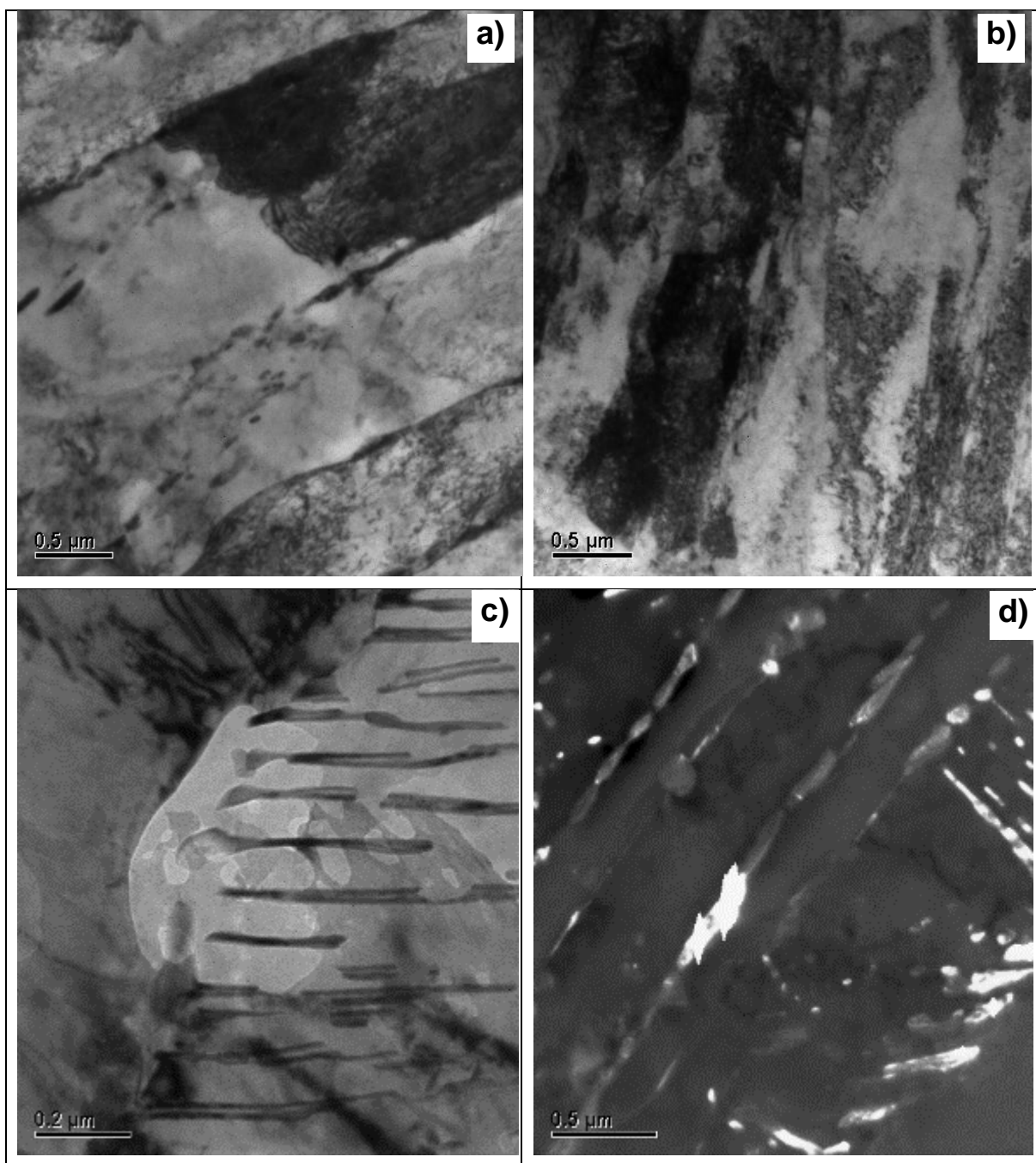


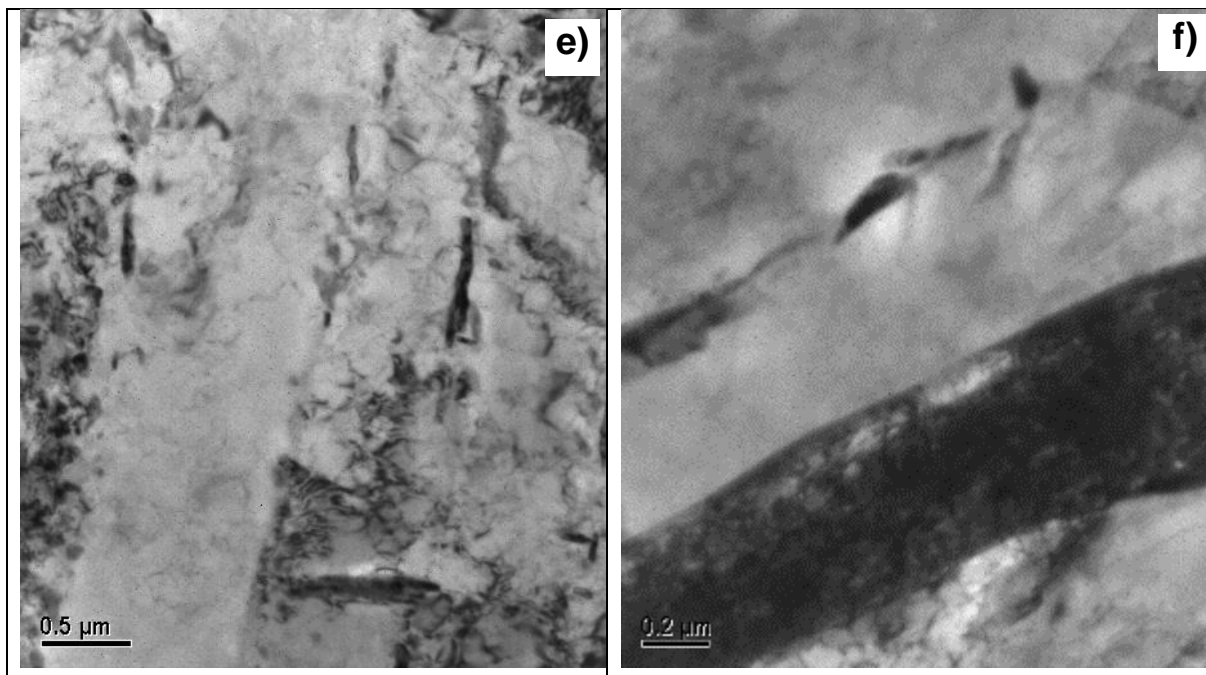
A Figura 76 a) e b) apresentam imagens obtidas por MET da microestrutura da amostra MCR2 na camada de raiz próxima à interface com a segundo cordão, foi observado uma microestrutura típica de martensita revenida. A maior energia possibilitou o escape completo dos gases, não sendo observado nessa junta os óxidos de zircônio encontrados na junta soldada com menor energia.

A Figura 76 c) e d) apresenta imagem de campo claro e escuro, respectivamente, da microestrutura da camada intermediária da junta, pode-se observar a formação de austenita revertida nos contornos de grãos das agulhas de martensita, esse microestrutura é semelhante a observada por Ma, 2012 e Song, 2010, em suas amostras temperadas e revenidas, mostrando que a condição de maior energia foi capaz de promover a formação de austenita no metal de solda.

Na Figura 76 e) e f) apresenta a microestrutura da camada mais externa da amostra MCR2, apresentando uma microestrutura apenas martensítica, uma vez que, não houve reaquecimento desta camada por passes posteriores, o tempo de exposição à elevadas temperaturas devido a apenas um cordão de solda se enquadra na região compreendida antes do Joelho da curva TTT para esse material (Mariano, 2010).

Figura 76 – Imagem de MET da amostra MCR2, a) e b) regiões compreendidas da 1ª e 2ª camadas, c) e d) estrutura obtidas por campo claro e escuro da 3ª camada, respectivamente, e) e f) estrutura das camadas mais externas 4ª e 5ª.





EBSD (Tamanho de Grão)

A determinação do tamanho de grão foi realizada através de análises dos mapas de EBSD das amostras de cada cordão de soldagem. O tamanho de grão ASTM da austenita prévia, está apresentado na Tabela 7, sendo estimado por uma média de dois mapas de EBSD, com scans realizados com magnitudes de 600X e 500X. Apesar das amostras não terem apresentado austenita retida na microestrutura, resultado esse verificado nos mapas de EBSD, uma forma encontrada neste trabalho para poder estimar o tamanho de grão da austenita prévia foi através dos contornos de grãos de alto ângulo.

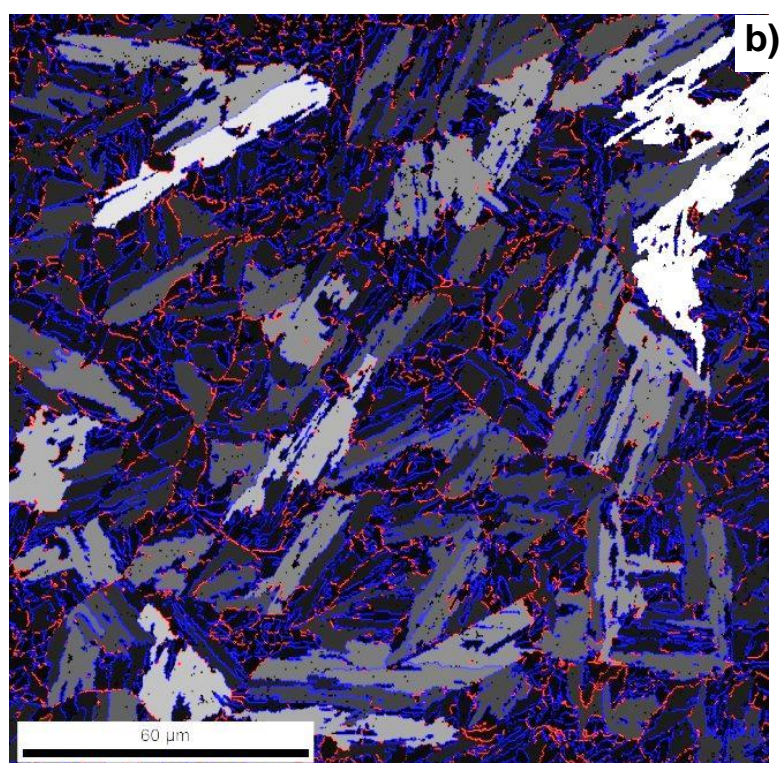
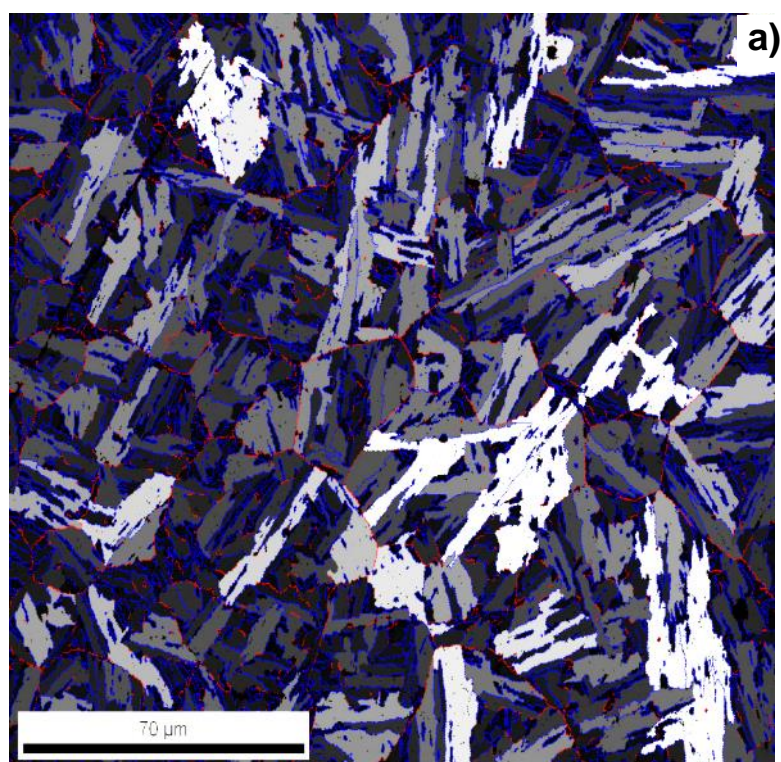
Pode-se verificar no mapa de orientação por cor obtidos por EBSD que os contornos de grãos correspondentes aos grãos de austenita têm um ângulo de desorientação em torno de 60°, e os contornos das agulhas de martensita, por se tratar de contornos semi-coerentes, se assemelham com os contornos de macla, baixo ângulo.

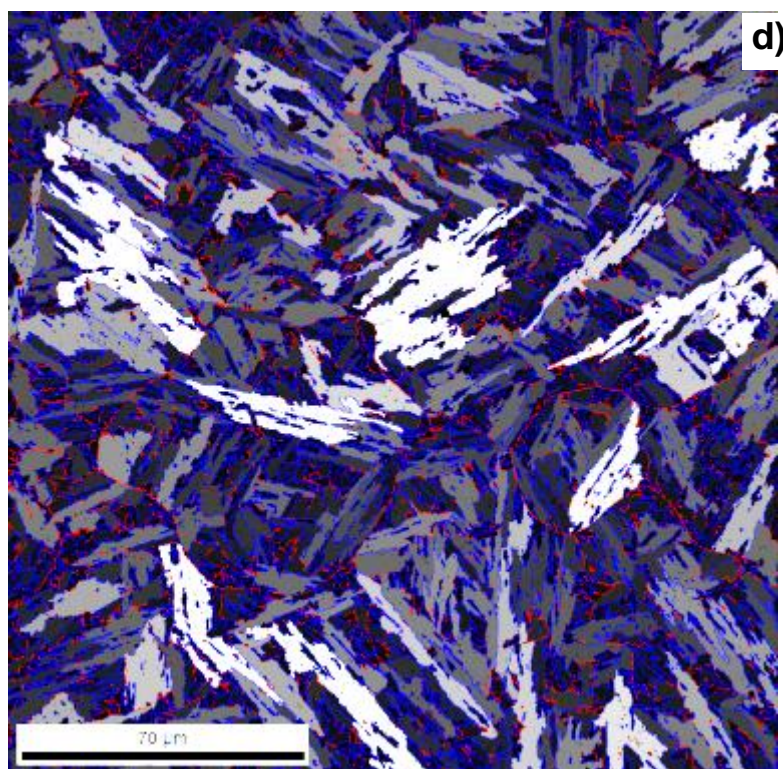
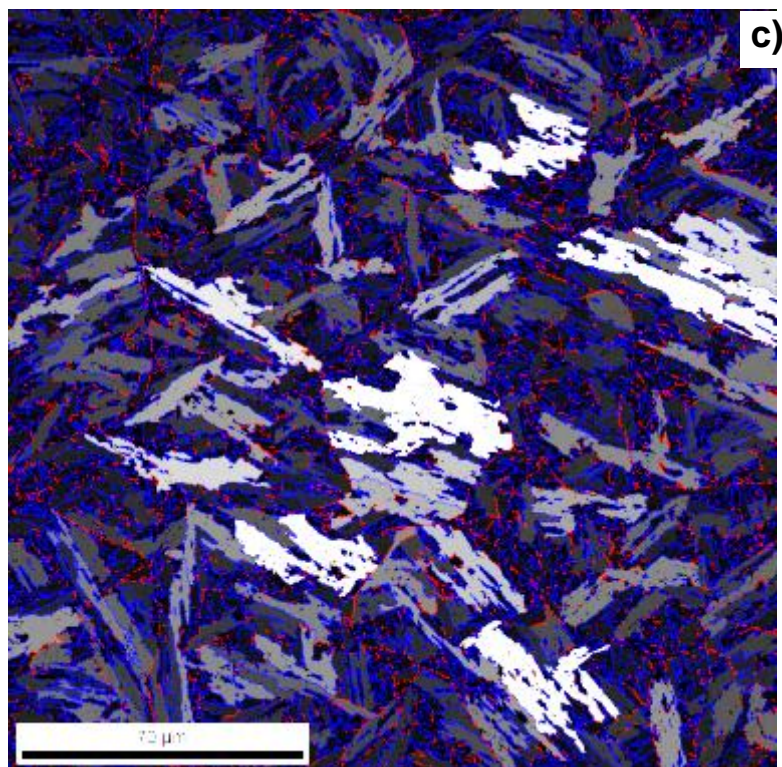
Assim, foi quantificado o comprimento dos contornos de grãos na faixa de desorientação entre 15°-50° correspondentes aos contornos entre grão martensíticos sendo destacados na cor azul e contornos de grãos com desorientação na faixa de 50°-65° correspondente aos grãos austeníticos, destacados na cor vermelha. O programa determina do tamanho de grão ASTM pelo método dos interceptos.

A Figura 77 apresenta os mapas de orientação por cor em tons de cinza para a junta MCR2, apresentando a análise dos contornos de grãos. As amostras MCR1 e MCR3 tiveram

aspectos semelhantes ao exposto pela Figura 77. Pode-se observar que nos cordões mais internos a delimitação dos contornos da austenita prévia é mais clara.

Figura 77 – Mapa de EBSD da amostra MCR2 - 2a, 3 a, 4 a e 5 a camadas, em a), b), c) e d) respectivamente. Análise dos contornos de grãos, em vermelho grão com desorientação entre $15^\circ - 50^\circ$ e em azul desorientação entre $50^\circ - 65^\circ$.





A Tabela 7 apresenta os valores fracionários quantificados nas faixas de desorientação de interesse e o tamanho de grão correspondente a cada cordão.

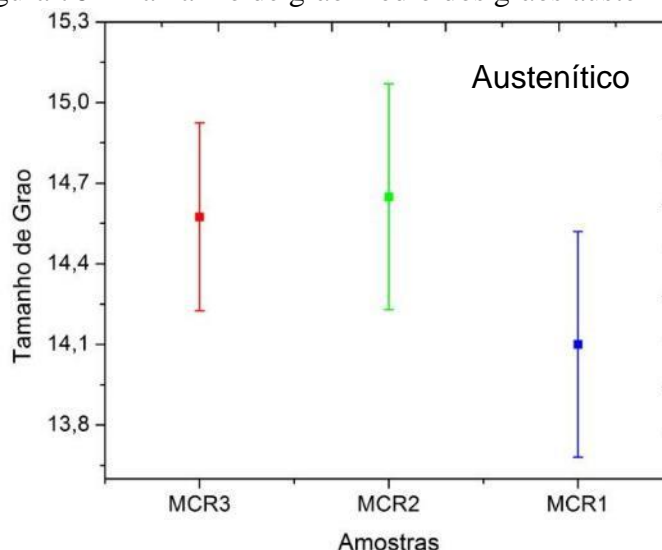
Tabela 7 Resultados de desorientação dos grãos e tamanho de grãos austenítico.

Amostras	Fração 15°-50°	Fração 50°-65°	Tamanho(ASTM) Austenítico
MCR1-2°	0,157	0,843	14,5
MCR1-3°	0,093	0,907	13,9
MCR1-4°	0,097	0,903	14,4
MCR1-5°	0,09	0,91	13,6
MCR2-2°	0,119	0,881	14,2
MCR2-3°	0,236	0,764	14,9
MCR2-4°	0,178	0,822	15,1
MCR2-5°	0,168	0,832	14,4
MCR3-2°	0,197	0,803	14,5
MCR3-3°	0,182	0,818	14,8
MCR3-4°	0,168	0,832	14,9
MCR3-5°	0,184	0,816	14,1

Analisando os valores apresentado na Tabela 7 não foi possível determinar um comportamento claro para a variação do tamanho de grão austenítico, quando considerado a variação do tamanho de grão dentre os cordões de soldagem de uma mesma junta.

Contudo uma análise estatística pode ser realizada comparando o tamanho de grão médio de cada junta, assim, verificando a influência da energia de soldagem sobre o tamanho de grão austenítico. A Figura 78 apresenta esta análise, sendo observado a tendência dos grãos austenítico serem mais refinados na junta MCR1 soldada com menor energia. Já o tamanho dos grãos austeníticos para as juntas MCR2 e MCR3 tiveram tamanhos equivalentes e ligeiramente superiores à MCR1, contudo, não sendo estatisticamente significativos.

Figura 78 – Tamanho de grão médio dos grãos austeníticos.



4.2.3 Microtextura Cristalográfica

Difração de Raios-X (Textura)

Foram realizados scanners de difração de raios-X nas camadas de topo das amostras MCR1, MCR2 e MCR3 tentando determinar uma possível textura cristalográfica e correlacionar com as tensões residuais medidas nas respectivas camadas, contudo não foi possível, pois não foi observada uma textura cristalográfica em nenhuma das juntas.

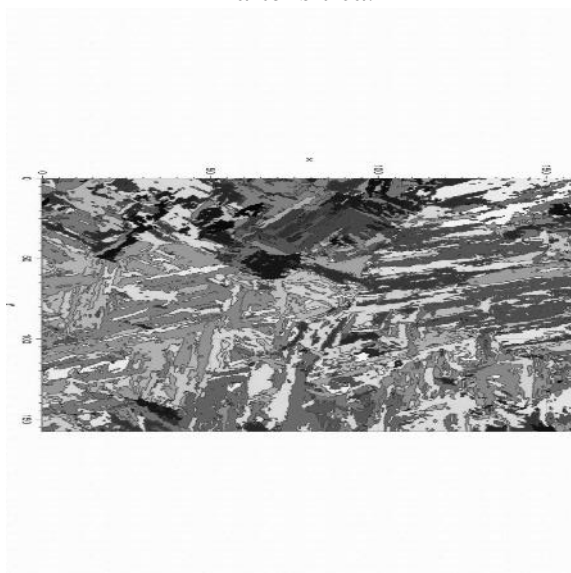
As camadas internas não foram contempladas com essas análises devido a pouca área disponível para a realização dessas medidas, porém, uma análise da orientação cristalográfica dessas camadas foi possível pela técnica de EBSD, discutida na seção seguinte.

EBSD (Microtextura)

A Figura 79 apresenta um mapa de IQ (índice de qualidade) do metal de solda com baixa temperatura de transformação martensítica, o qual está em escala de cinza, onde para a cor branca é atribuído uma melhor qualidade da medida no EBSD, enquanto que para a cor preta é atribuída a uma pior qualidade na aquisição da medida. Segundo Lopes (2001) o mapa IQ pode revelar eventuais problemas durante a coleta de dados, tais como: oscilação da corrente do feixe e fornece parâmetros para avaliar o nível de distorção da rede.

Para o trabalho foi estipulado um índice mínimo de IQ aceitável de 0,55 em uma escala de 0 a 1, um índice médio, porém aceitável quando se trata de um material que possui alto nível de defeitos e distorções da rede cristalina como é o caso de metal de solda com estrutura martensítica.

Figura 79 – Apresenta o IQ do metal de solda de baixa temperatura de transformação martensítica.



Os resultados obtidos, na análise por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), são apresentados em forma de mapa de grãos, sendo que cada cor representa a orientação cristalográfica do grão em relação à direção normal à superfície, na qual foi efetuada a medida. A Figura 80, 81 e 82 apresenta o mapa de orientação por cor da amostra MCR1 do 2°, 3°, 4° e 5° cordão, respectivamente, não foi realizada a análise no 1° cordão por impossibilidades geométricas da junta, contudo, um padrão pode ser estabelecido analisando as demais camadas. Foi padronizada a apresentação dos mapas de orientação por cor de modo a melhor compreender o modo de solidificação da poça de fusão, assim, as imagens apresentadas na Figura 80, 81 e 82 estão apresentadas na direção vertical seguindo o deslocamento da tocha durante a soldagem, ou seja, direção de soldagem (DS) e na horizontal direção transversal a soldagem (TS).

Um padrão observado em todas as camadas do metal de solda da junta MCR1 foi o crescimento colunar da martensita, sendo este crescimento aleatório nas camadas mais internas, porém já nas camadas mais externas onde não foram submetidas ao reaquecimento devido a soldagens posteriores, 4ª e 5ª camadas, foi observado um crescimento colunar inclinado com relação à direção de soldagem (DS) este fato pode ser explicado pelos grãos martensíticos estarem seguindo o modo de solidificação da poça de fusão.

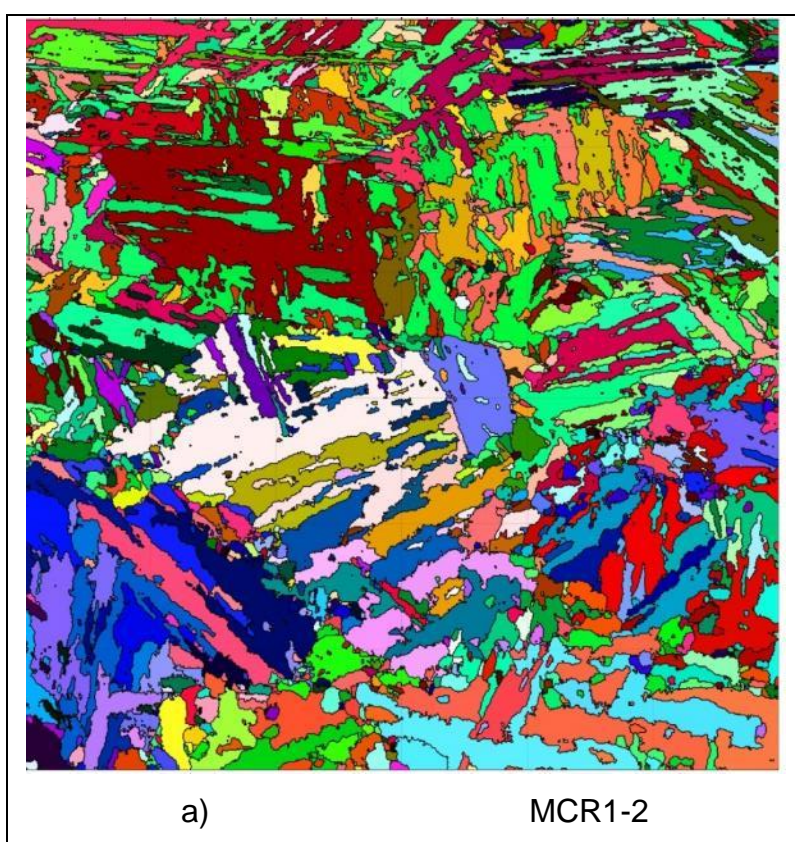
Quando analisado o mapa de orientação por cor da amostra MCR2 apresentado na Figura 81 também foram observados o crescimento colunar dos grãos em todas as camadas, porém na 2ª camada desta junta apresentou regiões com predominância de grãos com crescimento epitaxial, sendo este um indicio que a maior energia de soldagem aplicada nesta junta fez com que ocorresse uma recristalização parcial da microestrutura nesta camada.

Através dos resultados de EBSD foi possível verificar a presença das fases presentes em cada camada em particular. Desta forma para a amostra MCR1 só foi observado a presença de martensita em todas as camadas. Já na junta soldada com maior energia MCR2 foi observado a presença de austenita revertida na 3ª camada, contudo em uma quantidade inferior a 1% da área analisada. Uma relação de orientação destas austenita/martensita foi realizada. Já na amostra MCR3 não foi observado indícios de austenita revertida nas amostras analisadas por EBSD, Figura 82, o que pode ter ocorrido nesta amostra foi que a maior corrente de soldagem contribuiu para uma maior segregação dos elementos químicos, principalmente nas camadas internas, como o que ocorreu em sua 3ª camada que foi verificado uma grande quantidade de austenita retida, caracterizada por MO e por EDX, resultados esses apresentados na seção 4.2.1.3 Caracterização microestrutural.

Na camada de topo (4° e 5° cordões) das juntas MCR1, MCR2 e MCR3, não foram observada a presença da fase austenítica, confirmando os resultados prévios realizados por difração de raios-X na superfície das juntas.

Comparando os mapas de orientação por cor das juntas soldadas com mesma energia MCR2 e MCR3, nota-se uma semelhança entre as estruturas dos grãos com a predominância de grãos colunares e alguns grãos epitaxiais nas camadas mais internas.

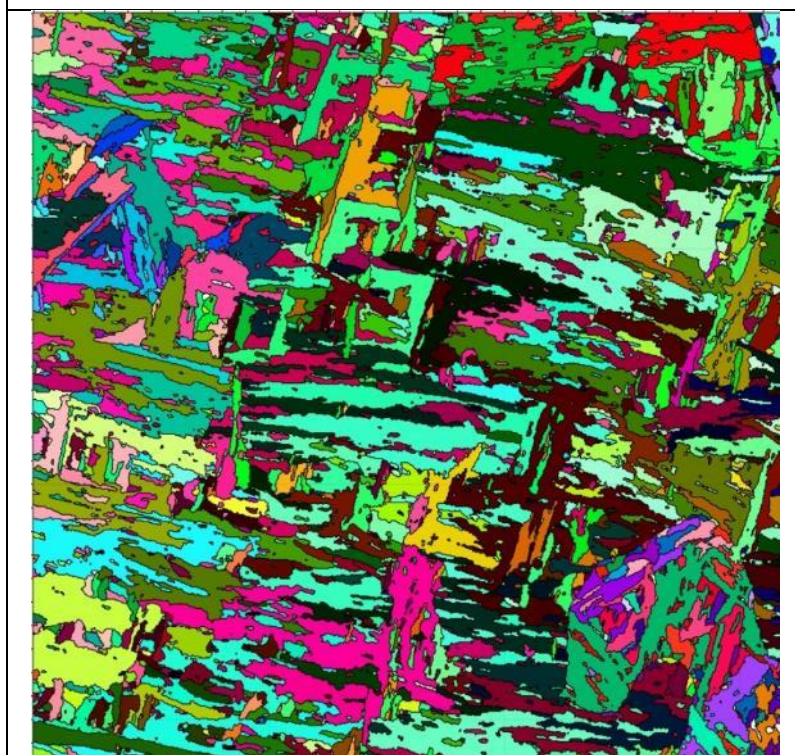
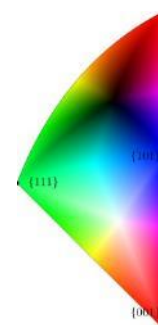
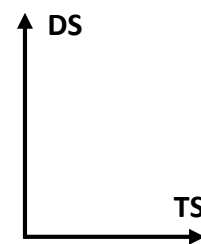
Figura 80 – Mapa de orientação por cor da junta MCR1, sendo a), b), c) e d) amostras da 2°, 3°, 4° e 5° cordões, respectivamente.





b)

MCR1-3



c)

MCR1-4

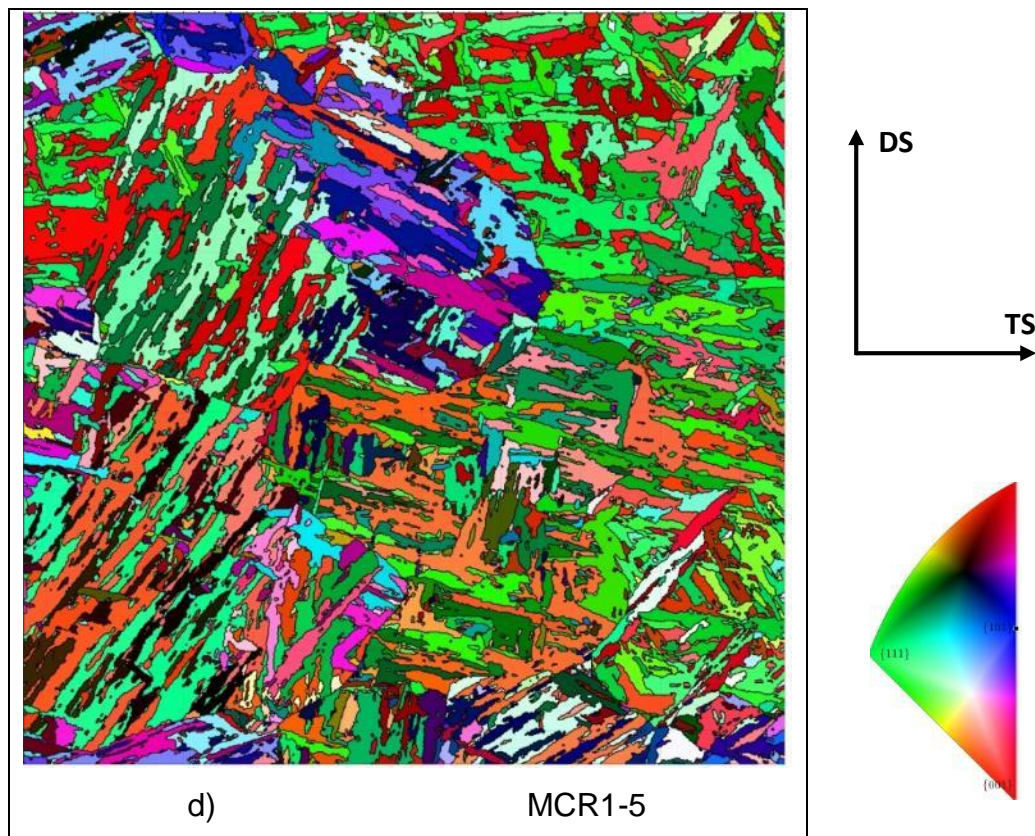
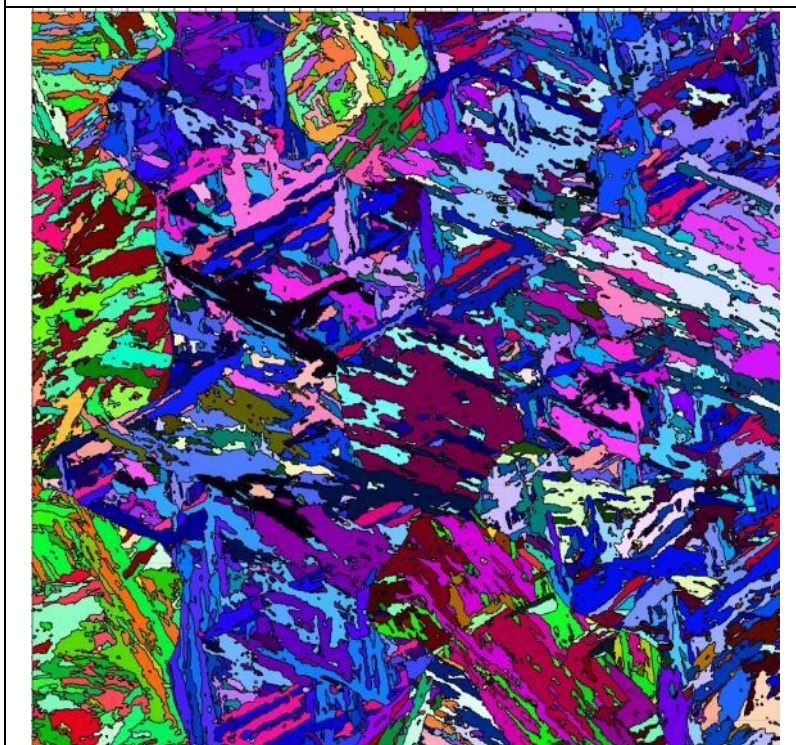


Figura 81 – Mapa de orientação por cor da junta MCR2, sendo a), b), c) e d) amostras da 2°, 3°, 4° e 5° cordões, respectivamente.

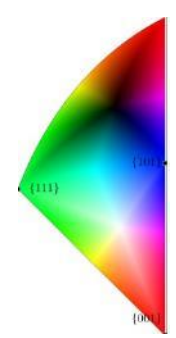
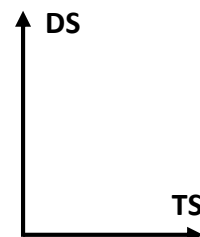




MCR2-3



MCR2-4



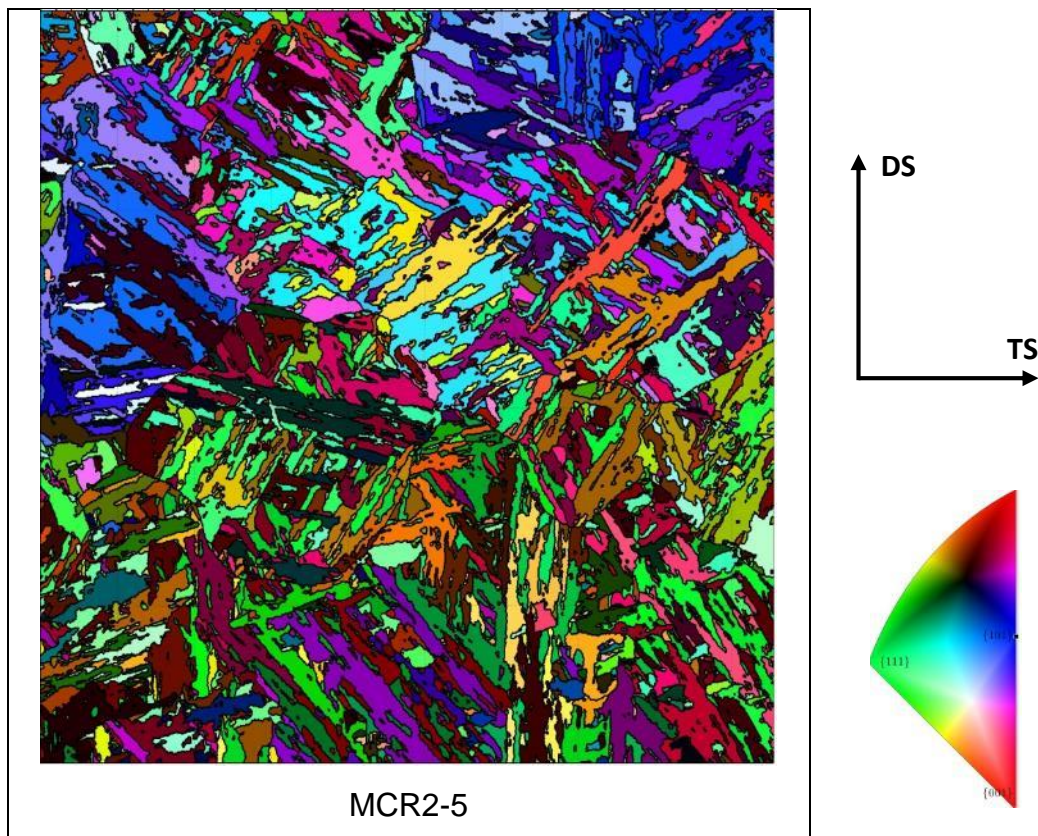
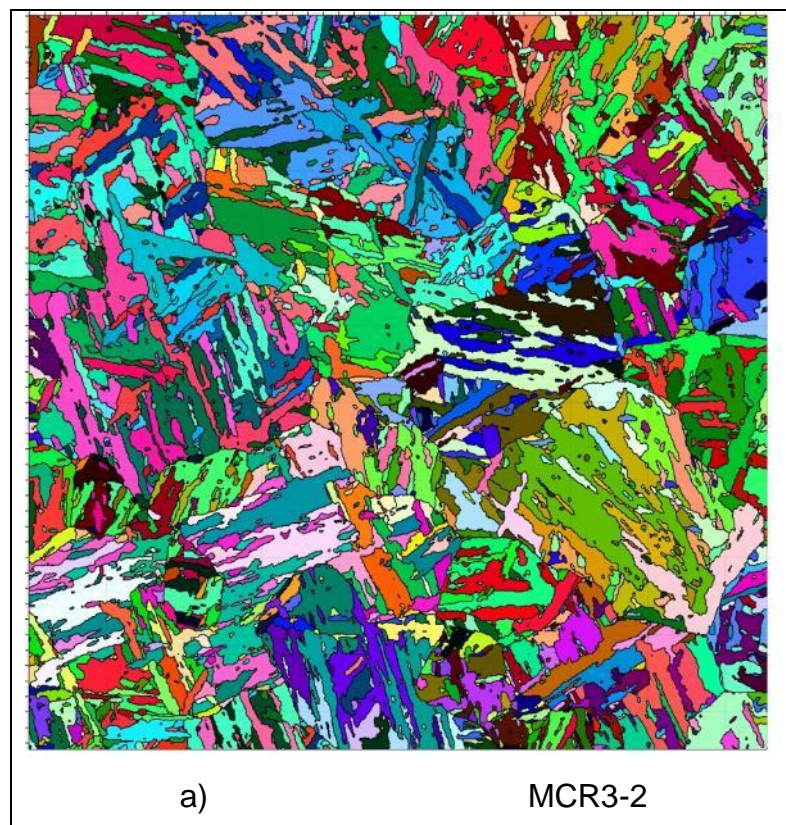
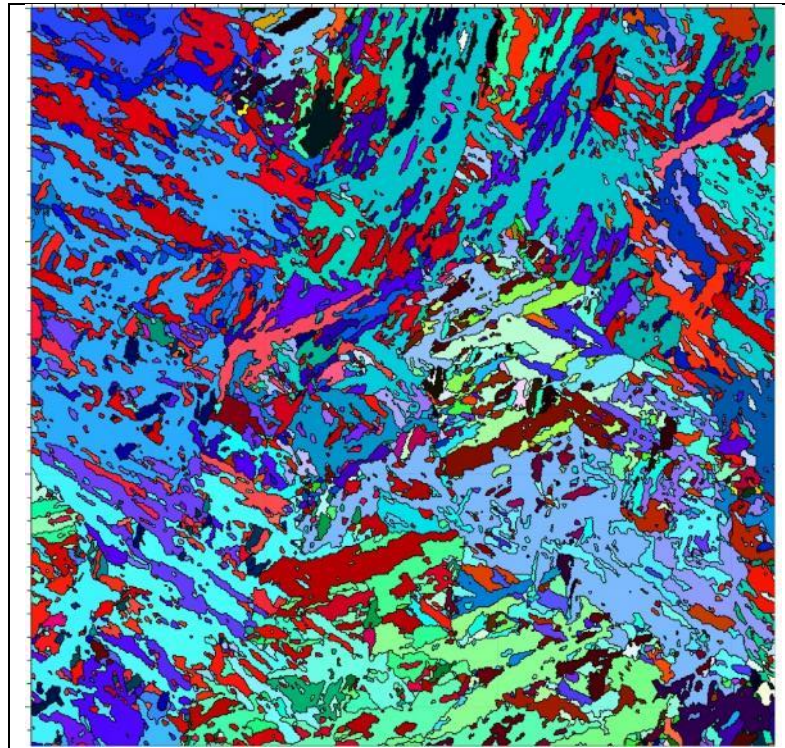


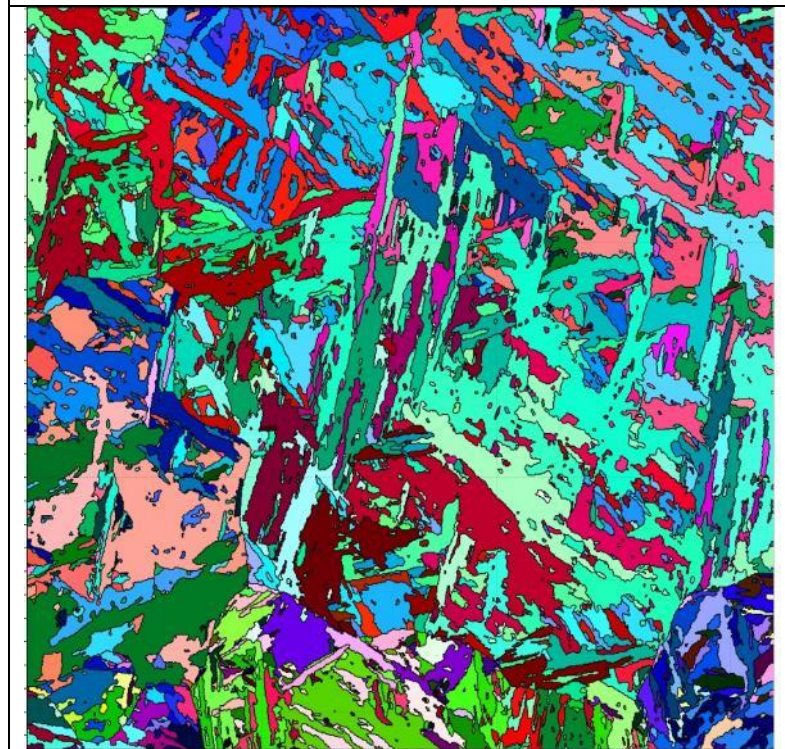
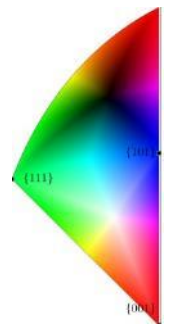
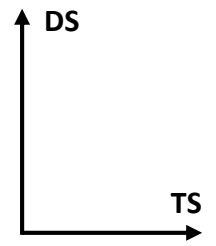
Figura 82 – Mapa de orientação por cor da junta MCR3, sendo a), b), c) e d) amostras da 2^o, 3^o, 4^o e 5^o cordões, respectivamente.





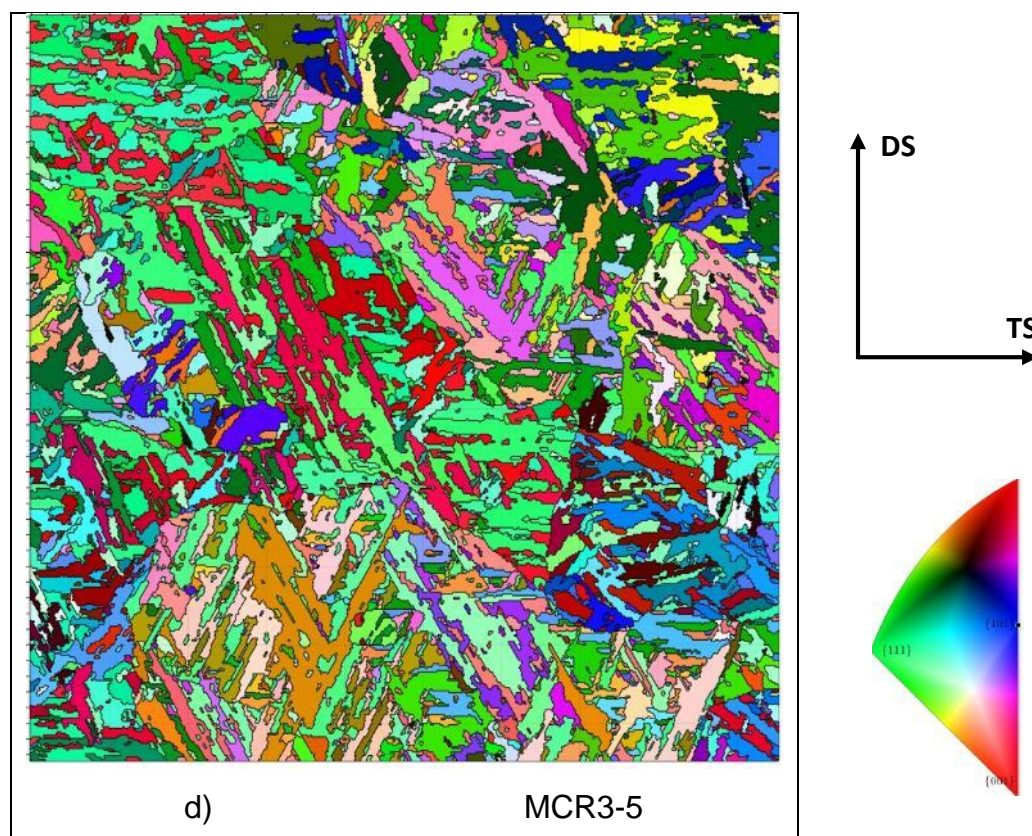
b)

MCR3-3



c)

MCR3-4



Tendo como uma das propostas iniciais desse trabalho a verificação da influência das tensões residuais oriundas durante o processo de resfriamento dos cordões de soldas sobre a formação e orientação cristalográfica dos grãos martensíticos, de modo à texturar ou não o metal de solda. Assim, análises de textura foram realizadas na superfície das juntas, contemplando a camada de topo, regiões do 4° e 5° cordões, contudo nenhuma textura superficial no metal de solda foi observado, esse resultado pode ser explicado pelo fato de que no momento que ocorre a transformação martensítica os níveis de tensões residuais estavam baixos, pelo fato da maior plasticidade do metal aquecido e sobretudo pela temperatura de transformação martensítica ser próxima à temperatura ambiente, não dando condições para que as tensões residuais atingisse valores trativos de tensões.

Para verificar esse comportamento com mais detalhes a microtextura por EBSD foi realizada. Em cada mapa de orientação por cor apresentado anteriormente nas *Figura 80*, *81* e *82* foram selecionados grãos maiores correspondentes à austenita prévia, através dessas regiões foram construídos figuras de pólos {001} como esta apresentada na *Figura 83* para a junta MCR1, *Figura 84* para a junta MCR2 e *Figura 85* para a junta MCR3.

Foi observado nas figuras de polos apresentada na *Figura 83 c) e d)*, 4° e 5° cordões respectivamente, da junta MCR1 que existe um semelhança na estrutura das figuras de polo desses cordões com a figura de polos padrão calculada pela relação de orientação da teoria de

kurdjumov-Sachs apresentada na Figura 19, contudo, rotacionada conforme a orientação da austenita prévia, deste fato, pode-se concluir que existem as 24 variantes da martensita, com intensidades próximas. De acordo com a literatura quando as 24 variantes estão presentes em um grão e com intensidades parecidas o material não está texturado, confirmando assim os resultados de macrotextura.

Analisando as camadas externas da junta MCR2 Figura 84 c) e d), 4° e 5° cordões respectivamente, foi observado uma comportamento semelhante à junta MCR1 com a presença de todas as 24 variantes, porém na 4ª camada desta junta foi observado uma diferença nas intensidades das variantes como destacado na figura em questão, isso poderia indicar uma possível textura, porém essa hipótese não foi confirmado nos resultados de macrotextura.

Quando analisado o 4° e 5° cordões da junta MCR3, apresentado na Figura 85, foi verificado um comportamento semelhante às demais juntas, pois no 5° cordão de solda dessa junta foi observado a presença de todas as variantes na figura de polo e para o 4° cordão foi verificado a ausência de algumas variantes e uma leve distorção da estrutura cristalina, visto a posição das variantes presentes não estarem na posição padrão. Contudo, esse indício de textura não foi confirmado nos resultados de textura por difração de raios-X.

Figura 83 – Mapa de orientação por cor de grãos de austenita prévia e a respectiva figura de polo para a junta MCR1, a) 2º cordão, b) 3º cordão, c) 4º cordão e d) 5º cordão.

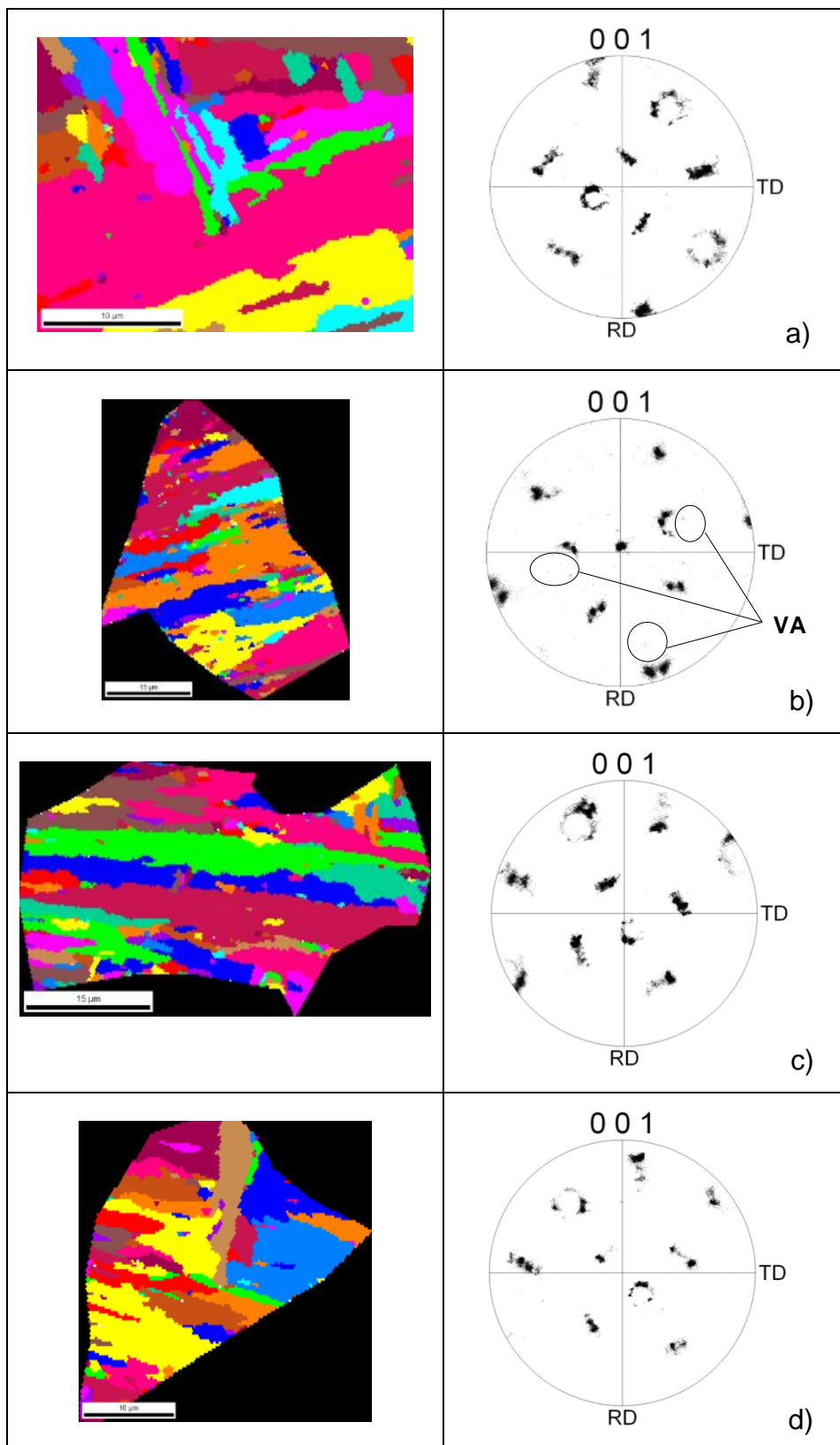


Figura 84 – Mapa de orientação por cor de grãos de austenita prévia e a respectiva figura de polo para a junta MCR2, a) 2° cordão, b) 3° cordão, c) 4° cordão e d) 5° cordão.

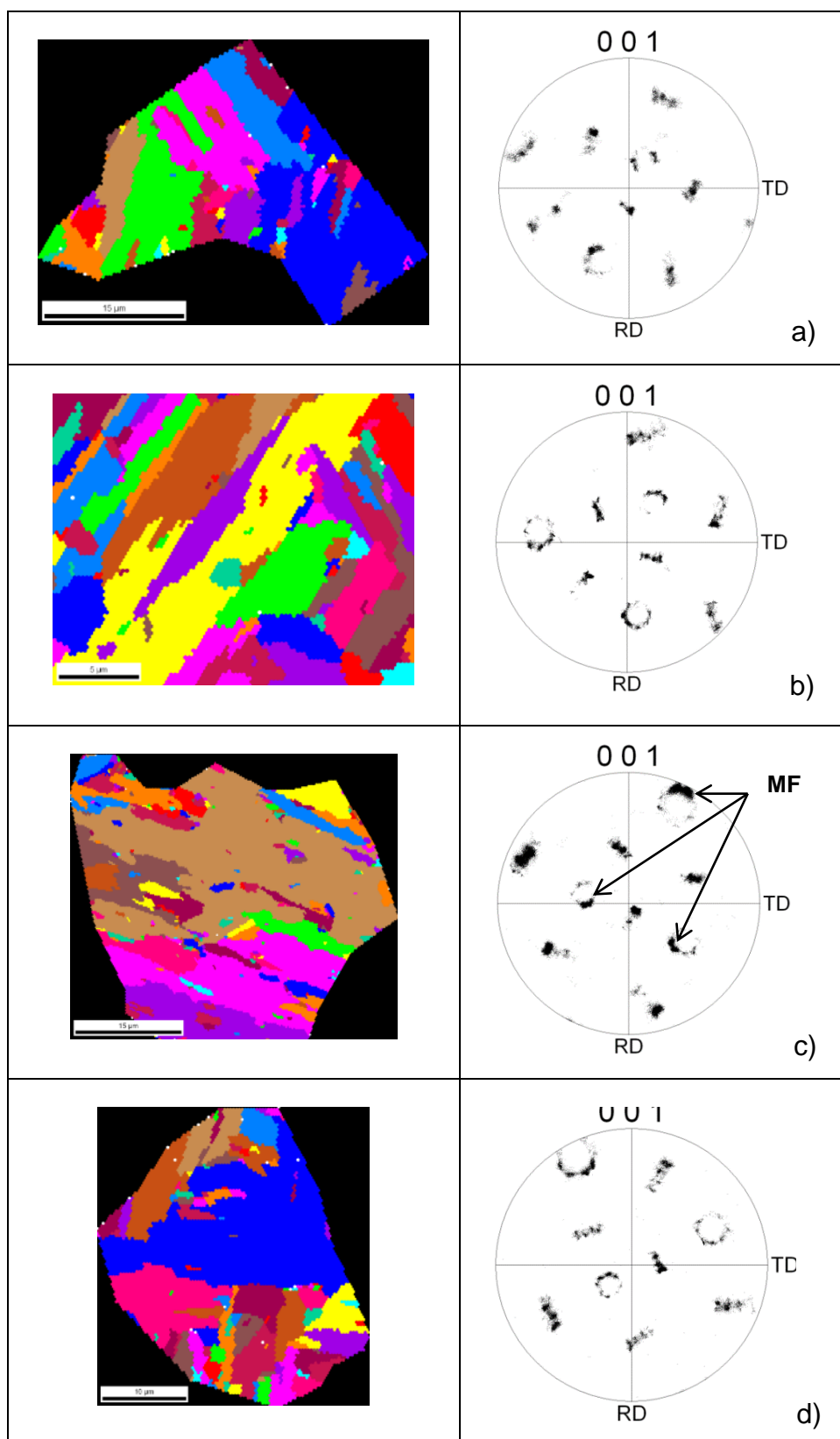
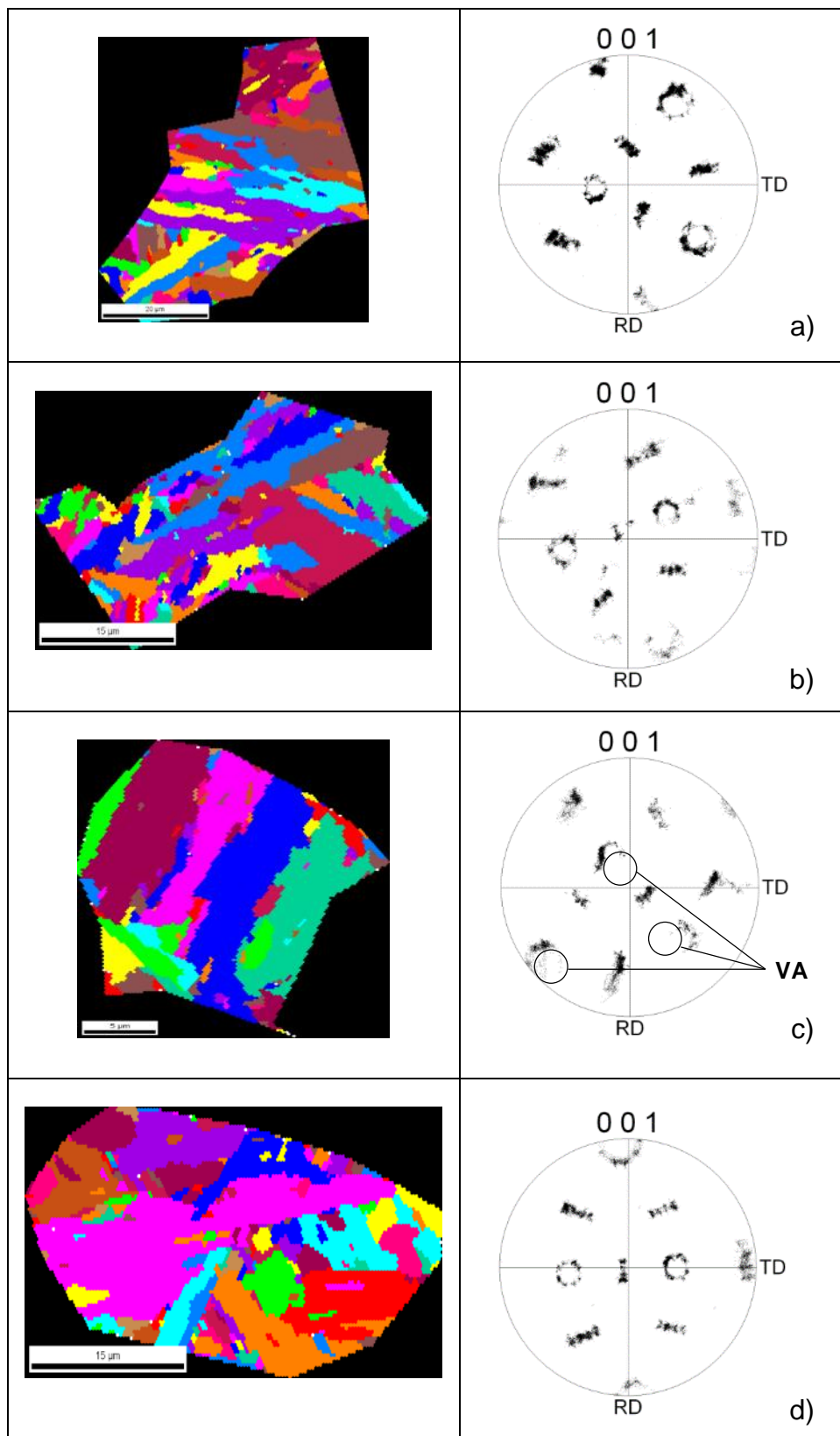


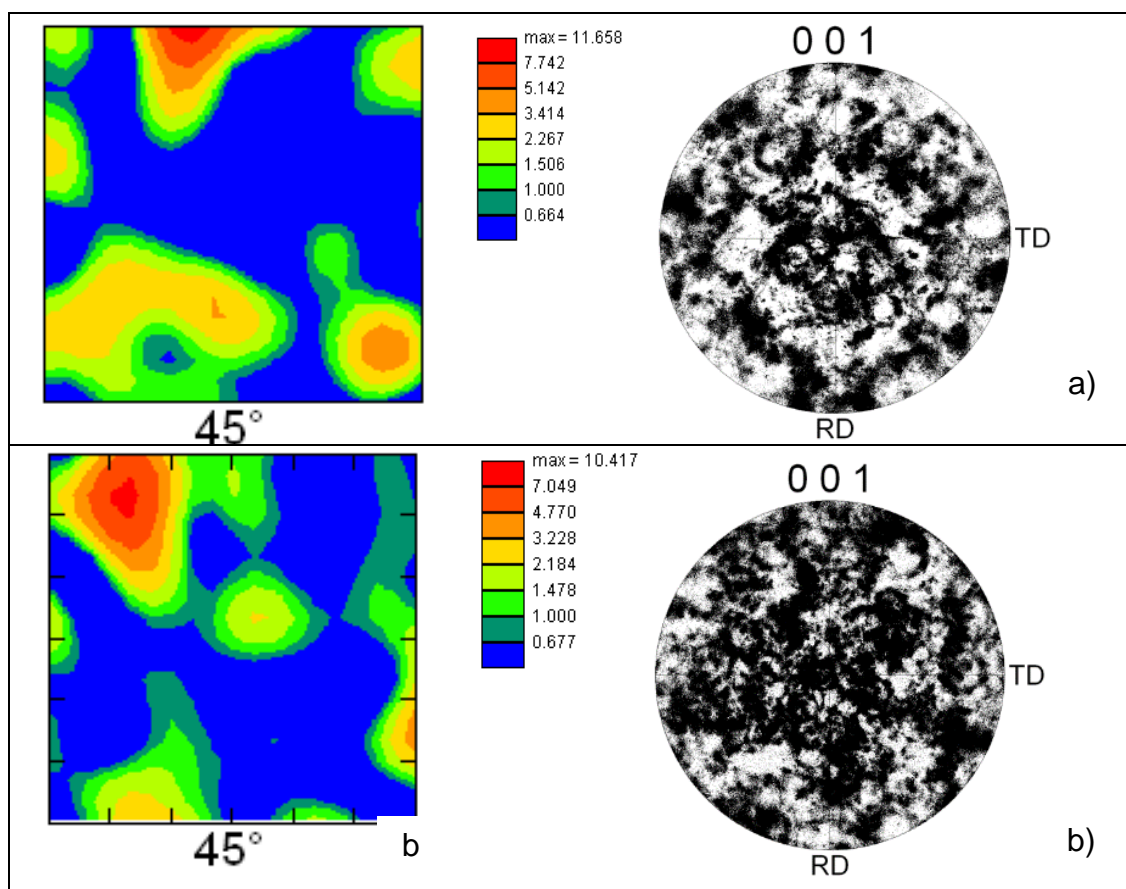
Figura 85 – Mapa de orientação por cor de grãos de austenita prévia e a respectiva figura de polo para a junta MCR3, a) 2º cordão, b) 3º cordão, c) 4º cordão e d) 5º cordão.



Analisando a amostra do 3º cordão de solda da junta MCR1, Figura 83 b) vê-se que estão faltando variantes na figura de polos, indicando uma seleção de variantes nesta região com a presença de aproximadamente 12 variantes. Um comportamento parecido foi observado no 3º cordão da amostra MCR2, revelando a ausência de 4 variantes indicando uma seleção de variantes, porém mais fraca que na outra junta, soldada com menor energia. Devido a esse indício de seleção de variantes nessas camadas de soldagens foram realizadas análises de textura por FDOC.

A Figura 86 a) e b) a seguir mostram as seções de ϕ_2 igual a 45° das FDOC's, das amostras MCR1 e MCR2 da 3ª camada. A notação utilizada foi a de Bunge, nesta representação a intensidade $f(g)$ (função distribuição de probabilidade) é plotada contra os ângulos de euler ϕ_1 e Φ . As intensidades de textura mostradas para martensita alcançaram o valor máximo de 11.6, sendo que esse valor de intensidade indica, por exemplo, que essa textura apresenta a probabilidade de ocorrer 11,6 vezes mais que um material não texturado.

Figura 86 – a) e b) Apresentam as FDOC's para as amostras MCR1 e MCR2, respectivamente.



Analisando a FDOC da junta MCR1, Figura 86 a) vê-se que a textura do tipo $\{111\}\langle uvw \rangle$ chamada de fibra DN, família de direções $\langle 111 \rangle$ paralela à direção normal ao plano da chapa (DN), ocorreu com uma probabilidade mediana de 5,1, contudo, sendo mais forte a componente (001)[010] com a probabilidade de 11,5 vezes. A textura da fibra DN é observada em materiais martensíticos quando submetidos a tensões simples como observadas por Viana (2010). Uma possível explicação para o surgimento de textura cristalográfica nas camadas internas das juntas soldadas é devido ao aumento das tensões residuais nessas regiões resultantes das soldagens posteriores.

Quando analisado a FDOC da junta MCR2, Figura 86 b) não se observou textura característica para materiais martensíticos ou ferríticos, contudo, foi verificada a ocorrência da componente (001)[010] com uma intensidade de 10,4 vezes. Com as análises de microtextura dessas camadas pode-se concluir que não existe um comportamento definido em cada camada, pois a energia de soldagem altera o alcance da ZAC que por sua vez altera a textura cristalográfica ao longo das camadas.

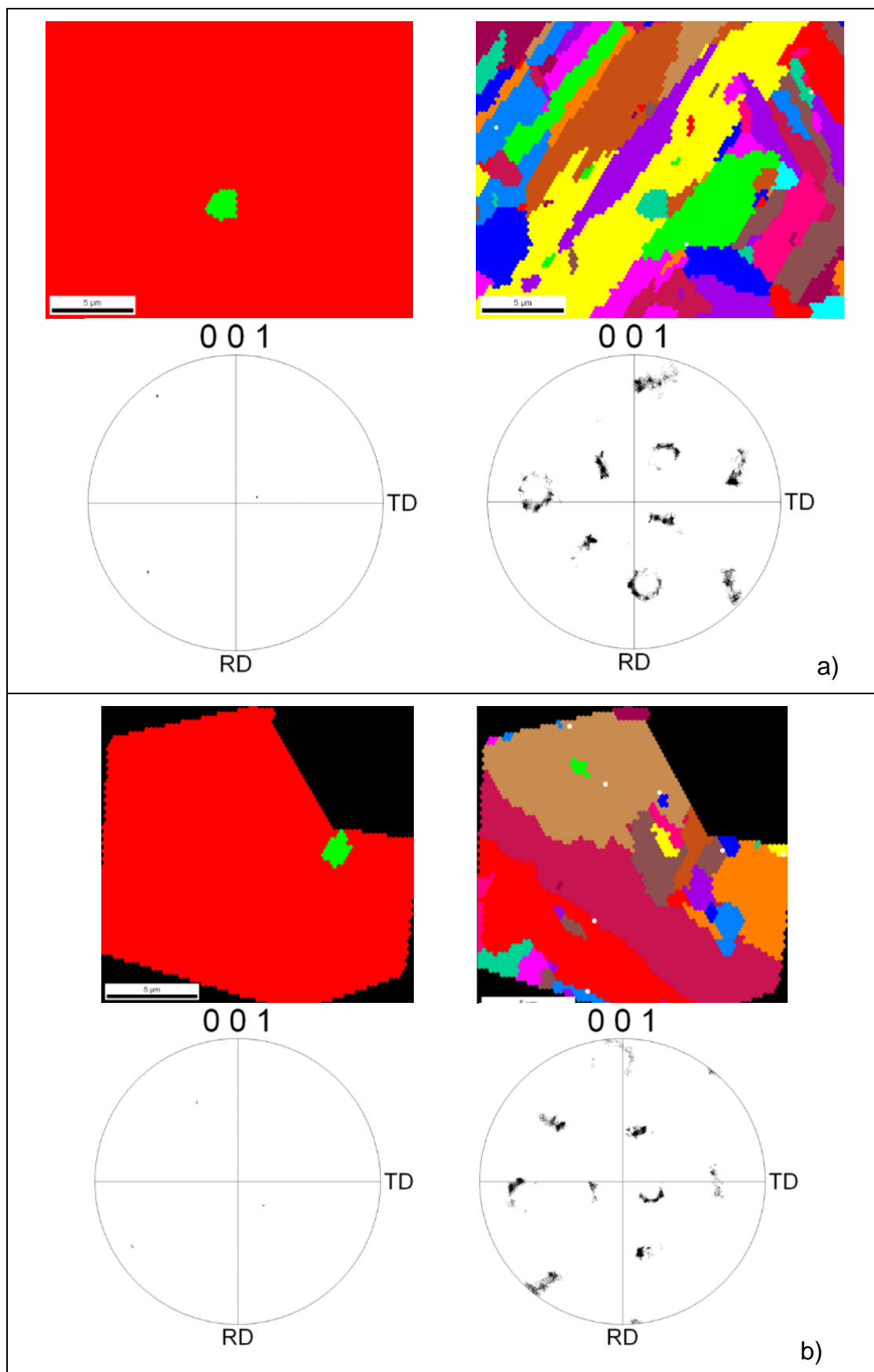
Relação de Orientação

Como mencionado no subitem anterior, à única camada a apresentar austenita revertida foi a 3ª camada da junta MCR2. Esta característica foi devido a uma combinação de vários fatores, sendo os principais: a maior energia de soldagem, aumentando o tempo de difusão dos elementos e uma composição química adequada uma vez que a composição química do metal de solda mudar ao longo das camadas, devido à diluição com o metal de base.

Para realizar a análise de relação de orientação da austenita prévia e a martensita, foi selecionado um grão no mapa de orientação por cor, onde existisse austenita retida de modo a obter os ângulos de Euler e construir as respectivas figuras de polo. Assim, a Figura 87 a) e b) apresentam dois mapas de fases, onde a cor vermelha representa a martensita e a cor verde representa a fase austenítica, e para cada fase austenítica foi construída a figura de polo correspondente.

Para o primeiro grão apresentado na Figura 87 a) os ângulos de Euler foram (138° 28° 252°) e para o segundo grão apresentado na Figura 87 b) os ângulos foram (196° 17° 202°)

Figura 87 – a) e b) Apresentam mapas de cor para identificação de fases e figura de polo (001) para as fases austeníticas presentes na amostra MCR2 3° cordão.



4.2.4 Propriedades Mecânicas

Na seção de propriedades mecânicas - tenacidade ao impacto, só foram realizadas as análises nas juntas MCR1 e MCR2, devido a problemas de qualidade na junta MCR3, que apresentou defeitos internos de poros, inclusão de escória e em algumas regiões a presença de trincas no passe de raiz. Tendo em vista esses graves defeitos na soldagem dessa junta tornou as análises da supracitada propriedade prejudicadas, inviabilizando a realização dos ensaios Charpy e sua discussão.

Microdureza.

Os perfis de microdureza levantados na seção transversal aos cordões de solda iniciando nas camadas superiores e finalizando na primeira camada “raiz”, estão apresentado na Figura 88 para as amostras MCR1 e MCR2. Pelos perfis de microdureza foi observado que a maior energia de soldagem influenciou significativamente para a diminuição da microdureza do material, passando de 405 ± 41 HV, dureza média ao longo da seção da junta de menor energia, para 334 ± 30 HV dureza média da junta de maior energia. É possível verificar também que as ZAC da amostra MCR1 revelou a martensita do passe anterior em pequenas faixas de aproximadamente 1,2 mm destacadas na Figura 88. Já a junta de maior energia foi capaz de diminuir a microdureza ao longo de todo o cordão soldado anteriormente.

A Figura 89 apresenta o perfil de microdureza da junta MCR3 no sentido vertical da amostra, indicando que não foi observado o revenimento nas regiões afetadas pelo calor de passes posteriores, como verificado na amostra MCR1. Foi observada uma regularidade dos valores de microdureza em níveis elevados, com média de 423 ± 27 HV, ou seja, a energia de soldagem, apesar de ser a mesma nas amostras MCR2 e MCR3, a corrente de soldagem influenciou significativamente a dureza do material, deixando os valores de microdureza mais elevados que os valores fornecidos pelo fabricante do eletrodo.

Figura 88 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido vertical das juntas MCR1 e MCR2.

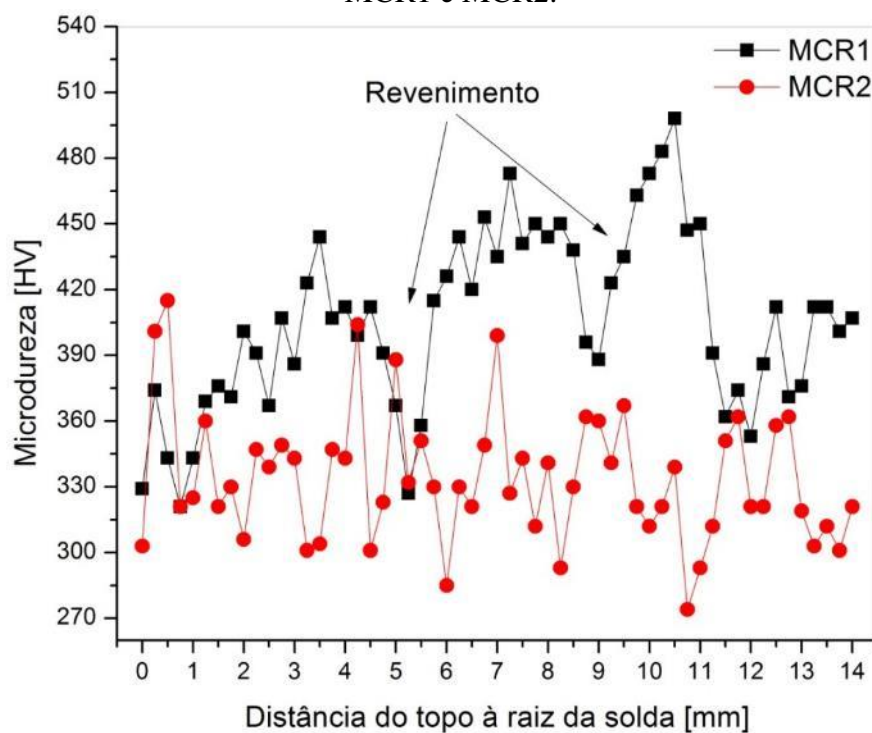
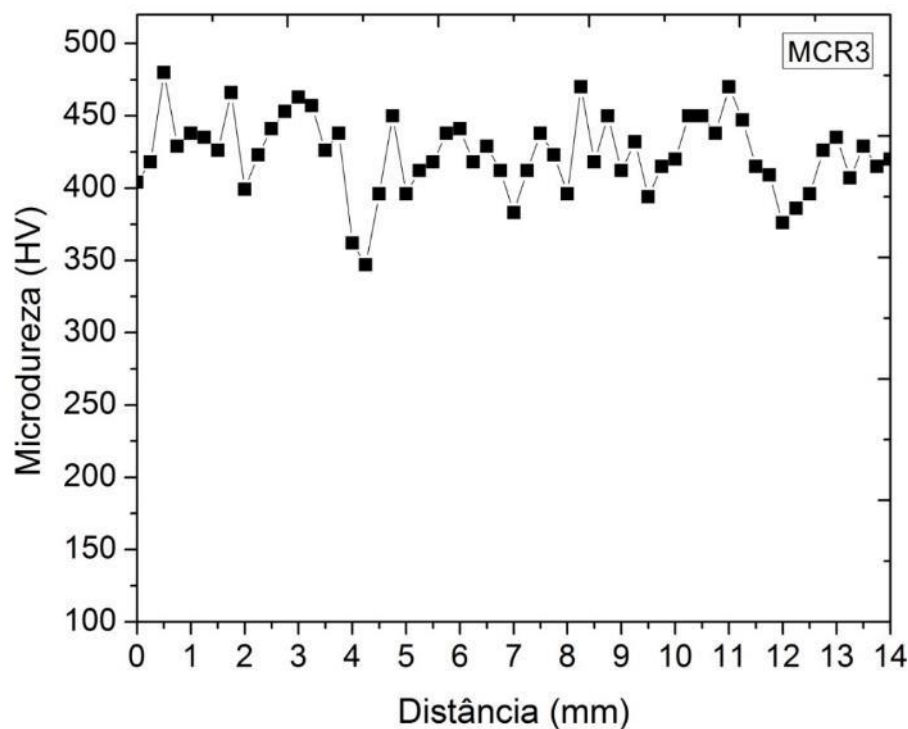


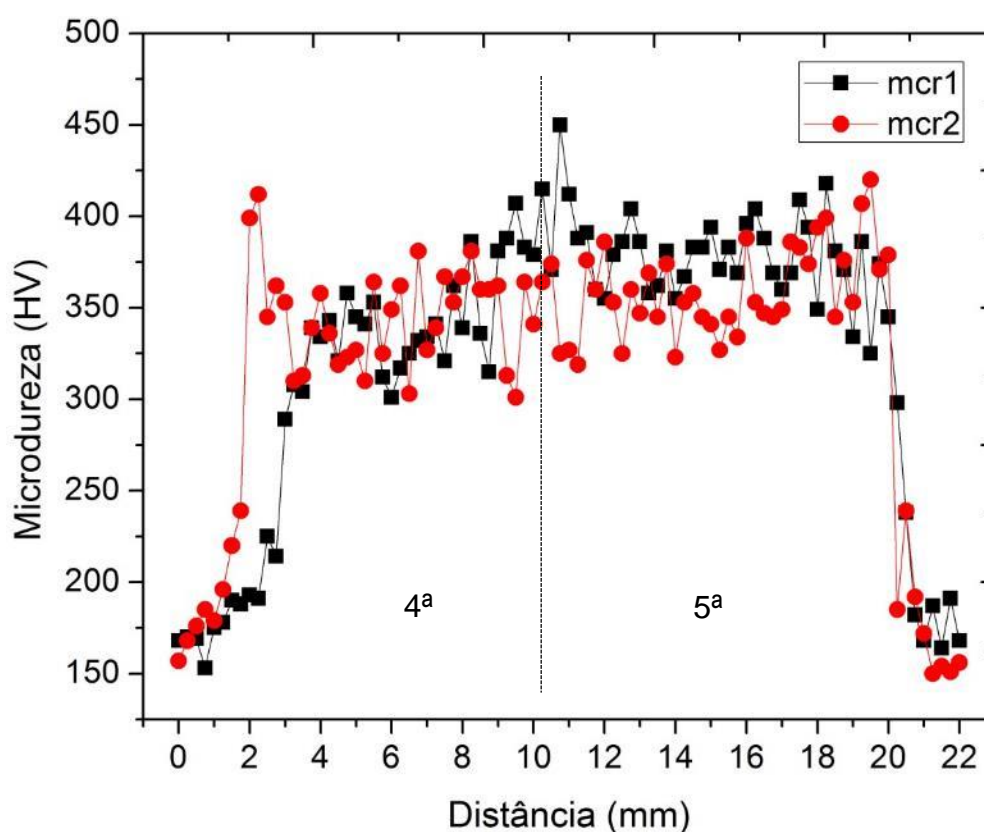
Figura 89 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido vertical da junta MCR3.



A Figura 90 apresenta os perfis de microdureza das juntas MCR1 e MCR2 na direção horizontal da amostra, começando na região do metal de base perto da quarta camada

de soldagem, percorrendo-a passando pela quinta camada e finalizando no MB. Foi observado que a quarta cordão de solda da junta MCR1 teve sua microdureza diminuída devido ter sido submetida ao aporte térmico durante a soldagem do quinto cordão, chegando a apresentar microdurezas próximas a 300 HV enquanto que no restante da amostra, no quinto cordão, a microdureza média foi de 383 ± 21 HV. Contudo, na amostra soldada com maior energia não foi percebido uma diminuição no nível de microdureza entre a quarta e a quinta camada, porém a microdureza média desta amostra ficou ligeiramente inferior à apresentada pela MCR1, em 353 ± 26 HV.

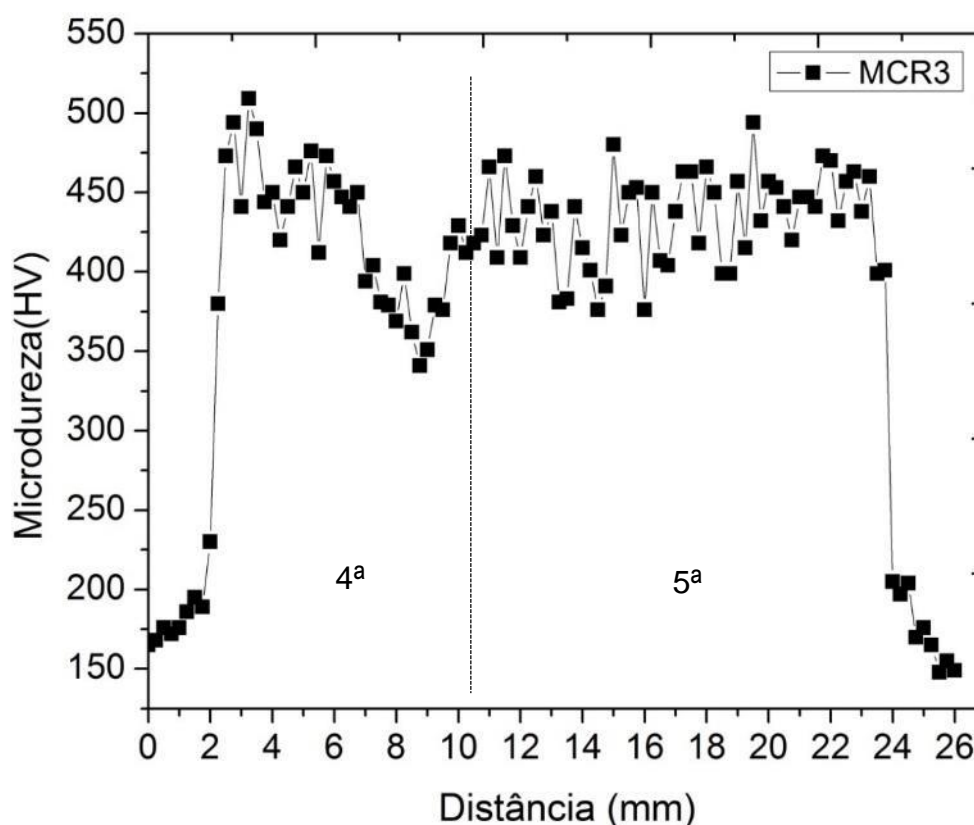
Figura 90 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido horizontal das juntas MCR1 e MCR2.



A Figura 91 apresenta o perfil de microdureza da junta MCR3 na direção horizontal da amostra, começando na região do metal de base perto do quarto cordão de solda, percorrendo-o passando pela quinto cordão e finalizando no MB semelhante a apresentada na Figura 90. Observa-se novamente uma região que teve uma diminuição dos valores de microdureza, devido ter sido submetida ao aporte térmico durante a soldagem do quinto cordão, contudo, os níveis de todo o perfil da amostra se manteve superior às demais juntas, como destacado na Figura 91, onde observa-se valores de microdureza superiores a 400HV.

Comparando os resultados de microdureza apresentados nas Figura 88 e Figura 90 observa-se que as microdurezas nas camadas mais externas apresentaram valores menores na junta MCR1, pois na segunda e terceira camadas desta amostra foram observados valores superiores a 480 HV, enquanto que nas camadas mais externas tais níveis não foram verificados. O motivo para essa variação está ligado diretamente à composição química de cada camada.

Figura 91 – Perfil de microdureza, secção transversal da junta, no sentido horizontal da junta MCR3.



Tenacidade ao Impacto – Charpy reduzido

Os ensaios de tenacidade ao impacto utilizando Charpy reduzido foram conduzidos de acordo como descrito na seção 3.3.2.3 do capítulo 3 Materiais e Métodos. A Figura 92 apresenta fotos dos corpos de provas após a realização dos ensaios, onde se podem observar quais corpos de prova romperam e quais foram deformados devido ao ensaio.

















Nas Figura 92 se observam que as amostras ensaiadas a temperatura ambiente (20° C) não romperam para nenhuma condição, fato esse importante, que define o metal de solda martensítico com uma boa tenacidade à temperatura ambiente ao longo de toda a espessura da junta, sem importar a energia de soldagem empregada.

Para cada junta MCR1 e MCR2 foram retirados corpos de prova das regiões próxima à raiz da junta contemplando a primeira e segunda camada de soldagem e corpos de prova contemplando as camadas mais externas como a quarta e quinta camada. Foram definidas essas regiões, com base nas mudanças microestruturais ao longo das camadas de soldagem, assim podendo caracterizar mais detalhadamente a tenacidade ao longo da espessura da junta.

A condição que chamou atenção pelos resultados apresentados no ensaio foram as amostras soldadas com maior energia, retiradas na raiz da junta denominadas MCR2-R, onde para nenhuma temperatura ensaiada os corpos de provas romperam, observados na última coluna da Figura 92. Já um comportamento quase que inversamente proporcional foi observado nas amostras soldadas com menor energia e retiradas das camadas de topo, denominadas MCR1-S, que nos corpos de prova à temperaturas negativas (-10, -40 e -70°C) romperam com fraturas frágeis quase que sem deformação, observados na primeira coluna da Figura 92.

A Figura 93 apresenta os resultados da variação da tenacidade ao impacto obtido pelo ensaio de charpy reduzido, considerando amostras das camadas de topo (cordões 4 e 5). Os resultados mostraram que a energia de soldagem influenciou consideravelmente a tenacidade do metal de solda, onde os corpos de prova soldados com maior energia absorveram maiores energia para no ensaio mostrando serem mais tenazes. Chegando a deslocar a temperatura de transição dúctil-frágil da junta MCR1 de aproximadamente 0° C para -50° C na amostra MCR2.

Figura 92 – Corpos de provas apos o ensaio de Charpy.

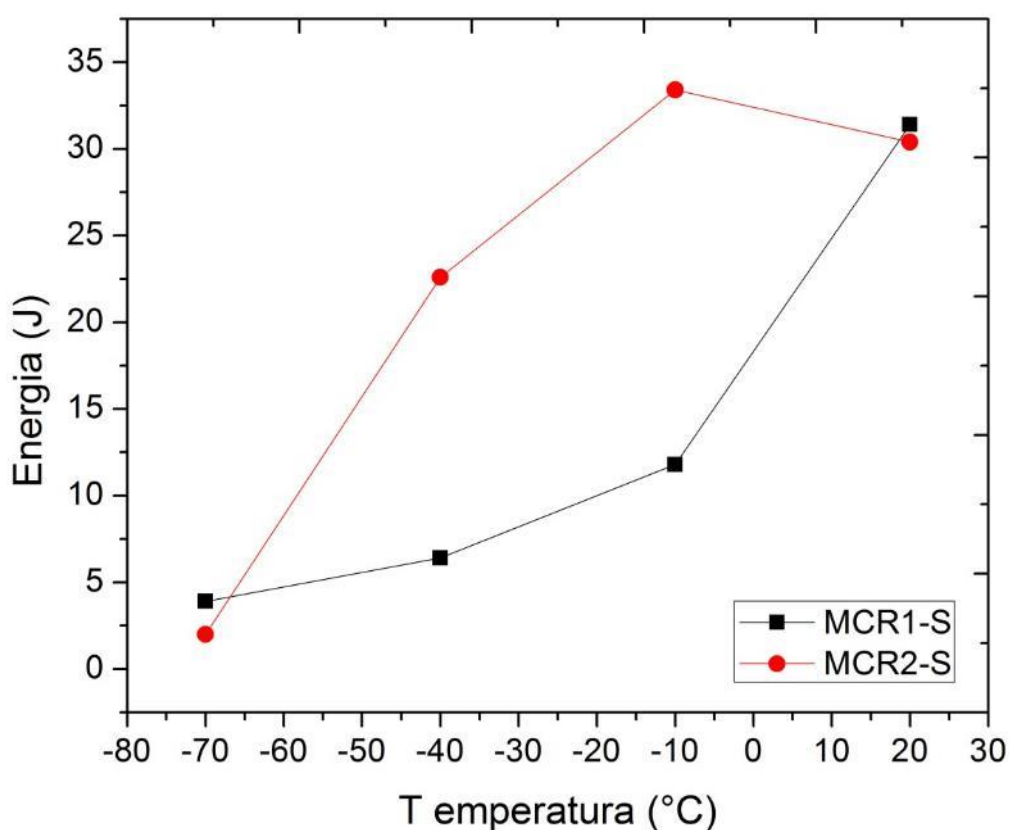
	MCR1-S	MCR1-R	MCR2-S	MCR2-R
-70 °C				
-40 °C				
-10 °C				
20 °C				

S – SUPERIOR, R – RAIZ

Pode-se explicar tais melhoras com relação à tenacidade ao impacto por dois fatores, primeiro em virtude dos entalhes dos corpos de provas terem sido feitos nas regiões

do metal de solda da terceira camada, que para a junta MCR2 foram observado a presença de austenita revertida, se assemelhando com os resultados obtidos por Song, (2010), que obteve considerável aumento na tenacidade ao impacto em amostras tratadas termicamente (revenimento) devido a uma pequena quantidade de austenita revertida, apresentando valores proporcionais aos obtidos na amostra MCR2-S. Uma segunda explicação é a presença de martensita revenida na região do entalho, como sugerido no resultado de microdureza apresentado na Figura 88 que apresenta valores inferiores de microdureza comparando com a amostra MCR1.

Figura 93 – Variação da tenacidade ao impacto das camadas superior das juntas MCR1 e MCR2.

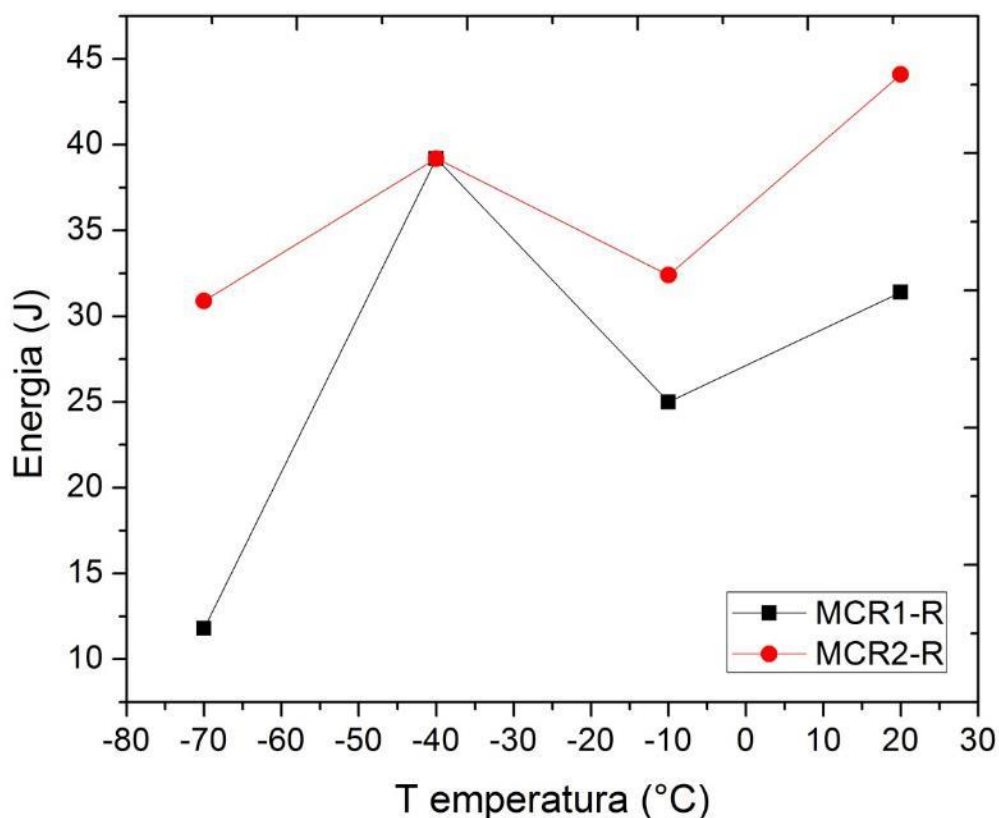


Analisando os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto por charpy reduzido para as juntas MCR1-R e MCR2-R retiradas das camadas internas a junta, apresentadas na Figura 94, percebe-se um comportamento irregular ao longo das temperaturas investigadas, pode-se ressaltar a elevada tenacidade apresentada nas amostras da junta MCR2-R que apresentaram energias superiores a 25J em todas as temperaturas, não apresentando temperatura

de transição dúctil-frágil nesta faixa de temperatura explorada. Já a amostra da junta MCR1-R rompeu no ensaio a -70°C apresentando uma superfície de fratura frágil.

Tais elevados níveis de tenacidade observados nestas amostras devem-se a presença de martensita revenida, como caracterizado nas micrografias das Figura 67 e 68, uma vez que não foi observada a presença de austenita nestas camadas.

Figura 94 – Variação da tenacidade ao impacto das camadas inferior das juntas MCR1 e MCR2



5 CONCLUSÕES

Foi obtido, através dos ensaios e análises realizadas no trabalho, respostas satisfatórias para os questionamentos propostos na introdução, listados como objetivo geral e específicos.

Findos os trabalhos, passa a apresentar:

1. As juntas soldadas com eletrodo BTTM (baixa temperatura de transformação martensítica) apresentaram maiores intensidades de tensões residuais compressivas comparadas com o eletrodo comum, obtendo tensões residuais compressivas em quase todos os cordões de solda, com exceção do quinto cordão no sentido transversal.
2. A energia de soldagem não influenciou significativamente os níveis de tensões residuais apresentados nas juntas MCR1 e MCR2.
3. Pelos resultados de caracterização por microscopia ótica e difração de raios-X foi possível obter informações quanto à cinética de formação das fases da liga, enquadrando os ciclos térmicos de soldagem próximo ao joelho da curva TTT do material.
4. O metal de solda BTTM não apresentou textura cristalográfica nas camadas de topo para nenhuma amostra.
5. Apesar dos elevados níveis de tensões compressivas nas camadas de topo, elas se mostraram irrelevantes quanto à seleção de variantes e consequentemente na textura cristalográfica.
6. A energia de soldagem influenciou significativamente as propriedades mecânicas do metal de solda BTTM, diminuindo os valores de microdureza média em até 70 HV.

7. Os resultados de microtextura mostraram indícios de uma seleção de variantes nas camadas internas, indicando uma possível textura cristalográfica nesta região.

8. O ensaio de tenacidade por impacto Charpy do material apresentou bons valores para ambas as energias de soldagens, com destaque para a amostra retirada da raiz da junta MCR2 que não rompeu para nenhuma temperatura ensaiada.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para futuros projetos utilizando metal de solda com baixa temperatura de transformação martensítica, se sugere a realização dos seguintes estudos:

1. Determinar as temperaturas de início e fim da transformação martensítica utilizando outros métodos, ex.: dilatrômetro.
2. Realizar novas soldagens utilizando uma configuração de junta que permita realizar medidas de tensões residuais nos cordões internos.
3. Realizar ensaios de fadiga em juntas similares às utilizada neste trabalho, de modo a verificar a influência das tensões residuais compressivas oriundas do processo de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

API Specification 5L, **American Petroleum Institute**, Specification for Line Pipe, Washington, 2004.

ASSIS, J.T.; MONIN V.; TEODOSIO J.R.; GUROVA T. **X-ray analysis of residual stress distribution in weld region. International centre for diffraction data.** Advances in X-ray analysis. v. 45. 2002.

Ávila G. G., **Cálculo de fadiga de risers rígidos através da mecânica da fratura.** Dissertação de mestrado, Rio de Janeiro – UFRJ julho de 2005.

BAGDASARIAN, A. J., TRUAX, D. J., **Chloride stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in hydroprocessing units.** CORROSION 97, Paper nº 501, Houston, TX, NACE, 1997.

Bhadeshia, H. K. D. H., **Worked Examples in the Geometry of Crystals.** Cambrid, 1987.

Bhadeshia, H. K. D. H., **Geometry of Crystals,** 2001.

Bhadeshia, H. K. D. H., **“Developments in Martensitic and Bainitic Steels – Role of the Shape Deformation”**, Mat. Sci. Eng. A, 378, 34-39, 2004.

BHADESHIA, H. K. D. H., FRANCIS, J. A., STONE, H. J., KUNDU, R. B. R., WITHERS AND KARLSSON, L., **"Transformation Plasticity in Steel Weld Metals"**, Progreding of the 10th International Aachen Welding Conference, 2007.

Brickstad, B. Josefson, B. L. **"A parametric study of residual stresses in multi-pass butt-welded stainless steel pipes"**. Pressure Vessels and Piping 75, p. 11-25, 1998.

Christian, W., **Thermodynamics and kinetics of martensite. International Conference on Martensitic Transformations (ICOMA).** M. C. G. B. Olson. 79: 220-234, 1979.

CHABURKIN, V. F., BAREMBOIM, I. I., VASILEV, G. G., IVANTSOVA, S. G., **Diagnostics and repair of corrosion damages of pipelines.** CD Proceedings of the international conference “Pipeline rehabilitation and maintenance”, Manama, Bahrain, 2005.

COOLING, P. J., KENNANI, M. B., MARTIN, J. W. & NICE, P. I., **The application limits of alloyed 13%cr tubular steels for downhole duties.** In: CORROSION 98, Paper nº 94, Houston, TX, NACE, 1998.

Corrêa, M. B., **Avaliação da resistência à corrosão-fadiga do aço API 5L X60 em ambientes pressurizado contendo CO2.** Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul - UFRGS, 2010.

COSTA, A. DANIELE S. B., **Análise de Tensões Residuais em Tubuações Soldadas.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Ceará - CE, 2007.

COSTA E SILVA, A. L. V., MEI, Paulo Roberto, **Aços e Ligas Especiais,** 2006.

CRUZ, R. L. S., "Avaliação dos Efeitos da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM A 516 GRAU 60.", Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2006.

CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**. Addison-Wesley Publishing Company. Second Edition, 1978.

DELAFOSSÉ, D., MAGNIN, T., **Hydrogen induced plasticity in stress corrosion cracking of engineering systems**. Engineering Fractures Mechanics, v. 68, pp. 693-729, 2001.

ECKERLID, J., NILSSON, T., KARLSSON, L., "Fatigue properties of longitudinal attachments welded using low transformation temperature filler", Science Technology of Welding and Joining, vol 8, 2003.

EIGENMANN, B.; MACHERAUCH, E. Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**. v. 27 pp. 426-437, 1996b.

FERNANDES, M. A., MARIANO, N. A., RONALDO, C. J., **Soldagem do Aço Inoxidável Martensítico CA6NM: Caracterização da Estrutura, Propriedades Mecânicas e Resistência à Corrosão**, XXXV CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Brasil, 2009.

Ferreira, R. A. S., **Transformação de Fase: Aspectos Científicos e Morfológicos**. Recife, 2002.

Francis J.A., H.K.D.H. Bhadeshia, P.J. Withers, "Welding Residual Stresses in Ferritic Power Plant Steels", Mat. Sci.Tech, 23, 1009-1020, 2007.

GAVRILJUK, B. H. V. G., **High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications**, 1999.

GAO H.; GUO H.; BLACKBURN J.M.; HEDRICKS, R.W. **Determination of residual stress by X-ray diffraction in HSLA-100 steel weldments**. Proceedings of the fifth international conference on residual stresses. 16–18 June 1997. 1998. pp. 320–325. 2002.

HIGGINS, R., Propriedades e estruturas dos materiais em engenharia, Difusão Editorial, 1982.

IRVINE, K. J. et al. **The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels**. Journal of The Iron and Steel Institute, Agosto, p. 386-405, 1960.

Kannengiesser, T., Kromm, A. "Formation of welding residual stresses in low transformation temperature (LTT) materials.", Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 14, No. 1, p.074-081, Jan/Mar 2009.

KIM, S., LEE, T., OH C., LEE, C. G., HAN, H. N.. **A model for deformation behavior and mechanically induced martensitic transformation of metastable austenitic steel**. Acta Materialia 52 5203–5214, 2004.

Kondo, M. U. H. A. K., K Ogawa, T Mori. "**Corrosion Resistance of Weldable Super 13Cr Stainless Steel in H₂S Containing CO₂ Environments**" NACE International(In Corrosion), 1996.

KUNDU, S., "**Transformation strain and crystallographic texture in steel**" PhD. thesis: University of Cambridge: Cambridge , U. K.,2007.

LEIS, B. N. & EIBER, R. J., **Stress corrosion cracking on gas-transmission pipelines: history, causes and mitigation**. In: Proceeding of First International Business Conference on Onshore Pipelines, Berlin, 1997.

LINNERT, G. E., **Welding Metallurgy**, Vol. 1, American Welding Society, Miami, Florida, USA, 1994.

Ma, X. P., Wang, L. J., Qin, B., Liu, C. M., Subramanian, S. V. **Effect of N on microstructure and mechanical properties of 16Cr-5Ni-1Mo martensitic stainless steel**. Materials and Design 34, p. 74-81, 2012.

Mariano, N. A., Pereira, V. F., Rodrigues, C. A. D., Lorenzo, P. L., Rollo, J. M. D. A., **Caracterização da Temperabilidade e das Curvas de Transformação de Fases de Aços Inoxidáveis Martensíticos do Tipo Fe-Cr-Ni**, 2010.

MARTINS, R. A. **A Descoberta dos Raios X: O primeiro comunicado de Röntgen**. Revista Brasileira de Ensino de Física. 20. 373-391.1998.

MASUBUCHI, K., Analysis of welded structures. Pergamon Press, 1980.

MASUBUCHI, K., **Residual stress and distortion**, Metals Handbook, 9th ed., vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals - ASM, pp. 1094-1102, 1983.

Mariano, N. A., "**Caracterização da Temperabilidade e das Curvas de Transformação de Fases de Aços Inoxidáveis Martensíticos do Tipo FeCrNi**", Universidade São Francisco, USF, 2011.

MOAT, R. J., STONE, H. J., SHIRZADI, A. A., FRANCIS, J. A., KUNDU, S., MARK, A. F., BHADESHIA, H. K. D. H., KARLSSON L., WITHERS, P. J., "**Design of weld filler for mitigation of residual stresses in ferritic and austenitic steel welds**", Maney Publishing © IOM Communications Ltd, 2011.

MODENESI, P. J., **Efeitos mecânicos do ciclo térmico**. Apostila. Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2001.

MORENO, J. R. S., **Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados**, Universidade Federal de São Carlos, 2004.

MOTA, R. A., "**Introdução ao Estudo da Transformação Martensítica em Ligas de Cobre com Memória de Forma**", Campinas, Outubro , 2002.

MURAKAWA, H., BÉRES M., VAGA A., RESHED S., DAVIES C.M. DYE D., NIKBIN K. M., "Effect of Phase Transformation onset Temperature on Residual Stress in Welded Thin Steel Plates", Transactions of JWRI, Vol.37 Osaka, 2008.

NASCIMENTO, F. C., "MUDANÇA DE ESTRUTURA CRISTALINA PROMOVE O EFEITO DE MEMÓRIA DE FORMA DURANTE O AQUECIMENTO EM LIGAS INOXIDÁVEIS", Physicae-4, 2003.

NELSON, D. V., **Effect of residual stress on fatigue crack propagation, residual stress in fatigue**, ASTM STP 776, pp 172-174, 1982.

NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., **A theoretical study of the effect of weld geometry parameters on fatigue crack propagation life**. Engineering Fracture Mechanics, v. 51, n. 1, pp 1-18, 1995.

NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., **The effect of residual stress and weld geometry on the fatigue life**. Journal of Materials Processing Technology, v. 48, pp 581-588, 1995.

NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., **The effect of undercut and residual stresses on fatigue behavior of misaligned butt joints**. Engineering Fracture Mechanics, v. 55, n. 3, pp 453-469, 1996.

NGUYEN, T. N., WAHAB, M. A., **The effect of weld geometry and residual stress on the fatigue of welded joints under combined loading**. Journal of Materials Processing Technology, v. 77, pp 201-208, 1998.

NGUYEN, N. T., OHTA, A., MATSUOKA, K., SUZUKI, N., AND MAEDA, Y., **Analytical solution for transient temperature in semi-infinite body subjected to 3D moving heat sources**. Welding Journal, v. 78, n. 8 pp. 265-274, 1999.

NGUYEN, N. T., MAI, Y.-W., SIMPSON, S., & OHTA, A., **Analytical Approximate Solution for Double Ellipsoidal Heat Source in Finite Thick Plate**. Welding Journal, v. 83, n. 3 pp. 82-93, 2004.

noyan, i. c., cohen, j. b., "residual Stress Measurements by Diffraction and Interpretation", MRE Materials Research and Engineering, Ed B. Iischer and N. J. Grant, 1987.

Ohta, N. Suzuki, Y. Maeda, K. Hiraoka, T. Nakamura: "Superior Fatigue Crack Growth Properties in Newly Developed Weld Metal", I. J. of Fatigue, 21, S113-S118, 1999.

Ohta, K. Matsuoka, N.T. Nguyen, Y. Maeda, N. Suzuki, "Fatigue Strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plate Using Low-Transformation-Temperature Welding Wire", Welding Journal, 82, 78S-83S, 2003.

OLIVEIRA, G. L. G. ; MIRANDA, H. C. ; FARIAS, J. P., **Residual stress evaluation in small diameter pipes welded using the orbital TIG process**. Welding International, v. 24, p. 749-757, 2010.

OLIVEIRA, G. L. G., SILVA T. F., MIRANDA, H. C., MOTTA, Ma. F., "Efeito da Energia de Soldagem sobre as Tensões Residuais Resultantes em Juntas Soldadas com Multipasse", Soldagem e Inspeção. vol.14 no.2 São Paulo Apr./June 2009

Padilha A. F., & L. C. Guedes, "Aços Inoxidáveis Austeníticos", , Editora Hemus, 1994.

PAYARES-ASPRINO, M. C., KATSUMOTO, H., LIU, S., "Effect of Martensite Start and Finish Temperature on Residual Stress Development in Structural Steel Welds. Welding" Journal,. 87(Martensitic Transformation), 2008.

PATEL, J. R., M. Cohen: Acta Metallurgica 1, 531--538, 1953.

Pértile, L. B., **Caracterização Mecânica e Eletroquímica In Vitro In Vivo da Liga NiTi** Universidade Federal de Santa Catarina, 2005.

Pickering, F. B., "Physical Metallurgy and the Design of Steels", Appl. Science Publishers, 1983.

REMÉDIOS, C. M. R. **Transições de fases no KDP puro e dopado com íons Mn²⁺ em função da temperatura e campo elétrico, estudadas por difração de Raios-x e espalhamento RAMAN.** Universidade Federal do Ceará. 2004.

Rios, P. R. and A. F. Padilha, **Transformações de fase.** São Paulo, 2007.

Santos, C. N. d., **Aspectos Cristalográficos da Transformação Martensítica de uma Liga Fe-27%Ni,** Instituto Militar de Engenharia - IME, 2008.

SCHWARTZ, A. J., KUMAR, M., BRENT, L. A.. **Electron Backscatter Diffraction in Materials Science.** Library of Congress Cataloging in Publication Data, 2000.

SEDRIKS, A. J., **Corrosion of stainless steels.** New York, John Wiley & Sons, 1996.

Silva, C. C. Souza N. Braga, A. Silva, F. D. A. Sampaio, F. E. Farias, J. P. **Welding of ASTM A106 Gr. B steel pipes for high-temperature service - part 1 - residual stress analysis.** Welding International, v. 23, p. 270-281, 2009.

SILVA, C. C. **Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinaria de Petróleo.** Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Ceará - CE, 2006.

SOLOMON, T. M. D. H. D., "A tale of two phases. In: **Conference Duplex Stainless Steels.**" American Society of Metals: 693-756, 1983.

Song, Y.Y., Ping, D.H., Yin, F.X., Li, X.Y., LI, Y.Y." **Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel**", Materials Science and Engineering A, 527, 614-618, 2010.

TÁVARA, S. A. C. M., D. OTEGUI, J. L. MANFREDI, C., "Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds." International Journal of Fatigue 23: 619-626, 2001.

Tavares, S.S.M., ABREU, H.F.G., Neto, J.M., SILVA, M.R., "A **Magnetic study of the Maraging 350 Steel**", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2004.

VIANA, N. F., "Efeito da **Deformação Plástica no Processo de Seleção de Variantes na Transformação Martensítica no Aço Inoxidável Austenítico AISI 301L**", Universidade Federal do Ceará - UFC, novembro de 2010.

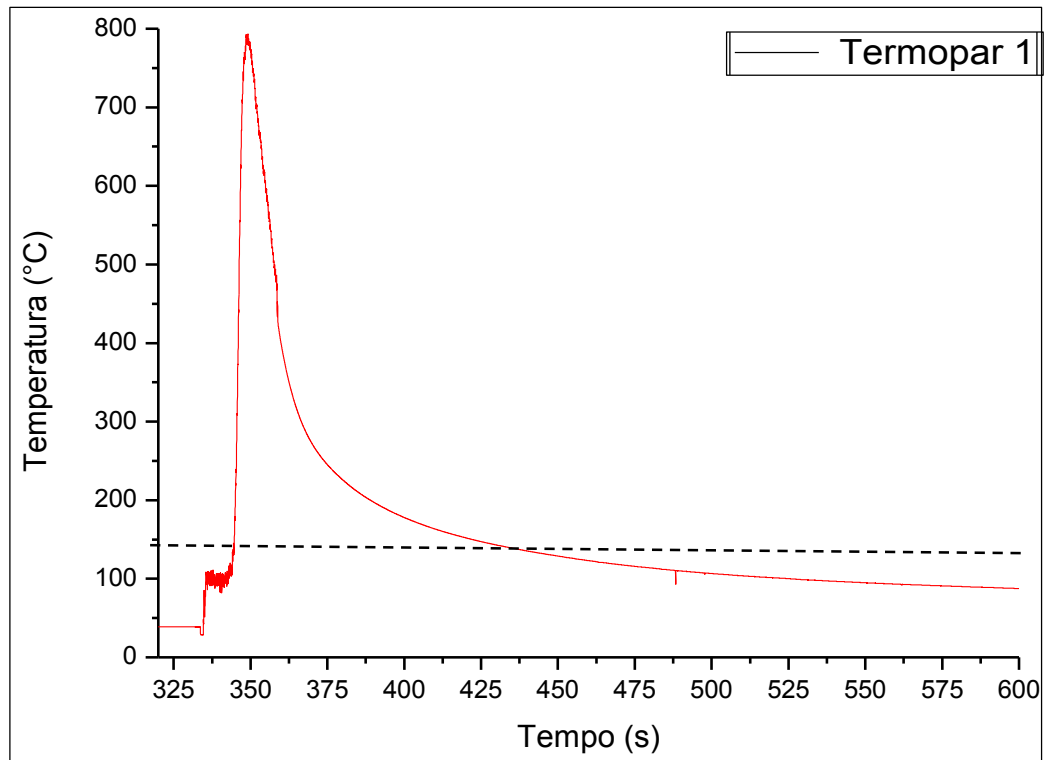
Tavares, S.S.M., "Apostila de **Metalurgia Física dos Aços Inoxidáveis**", Universidade Federal Fluminense, Centro Tecnológico, Departamento de Engenharia Mecânica, 2005.

Wang W.X., L.X. Huo, Y.F. Zhang, D.P Wang, H.Y. Jing: "New **Developed Welding Electrode for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints**", J. Mat. Sci. Tech, 18, 527-531, 2002.

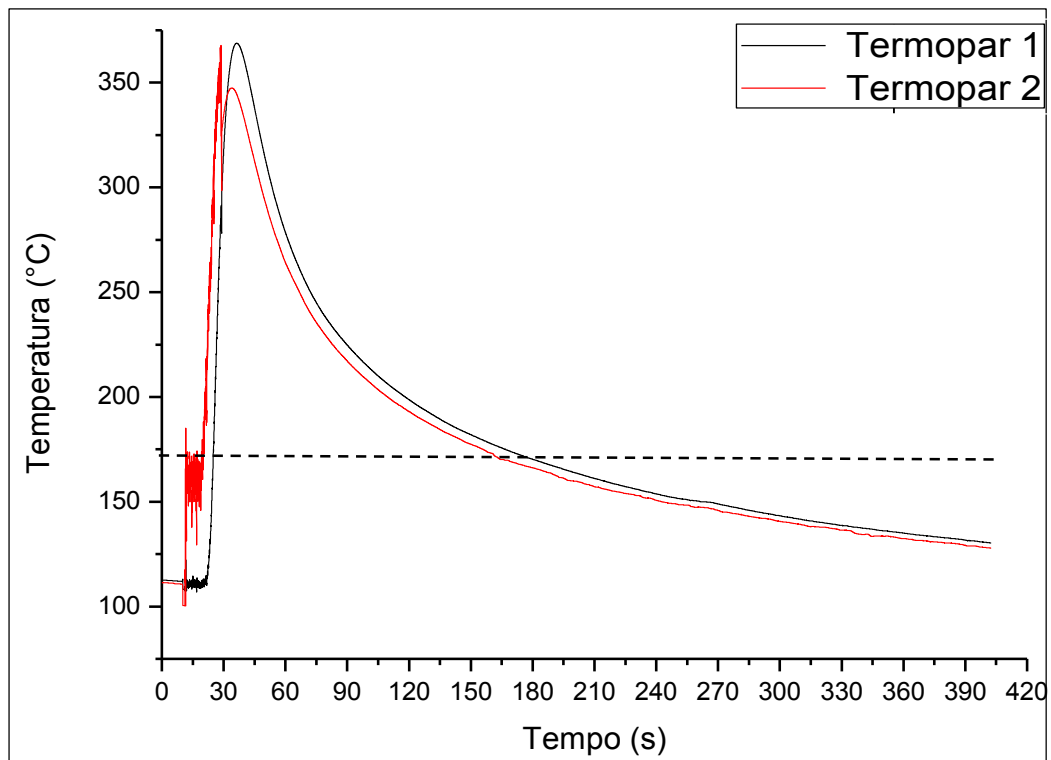
WELDING HANDBOOK., Vol. 1, 8th ed., **American Welding Society**, Miami, FL, , pp. 2-32, 1987.

Withers P.J. and H.K.D.H. Bhadeshia, "Overview – **Residual Stress Part 1 and Part 2 – Measurement Techniques**", Mat. Sci. Tech

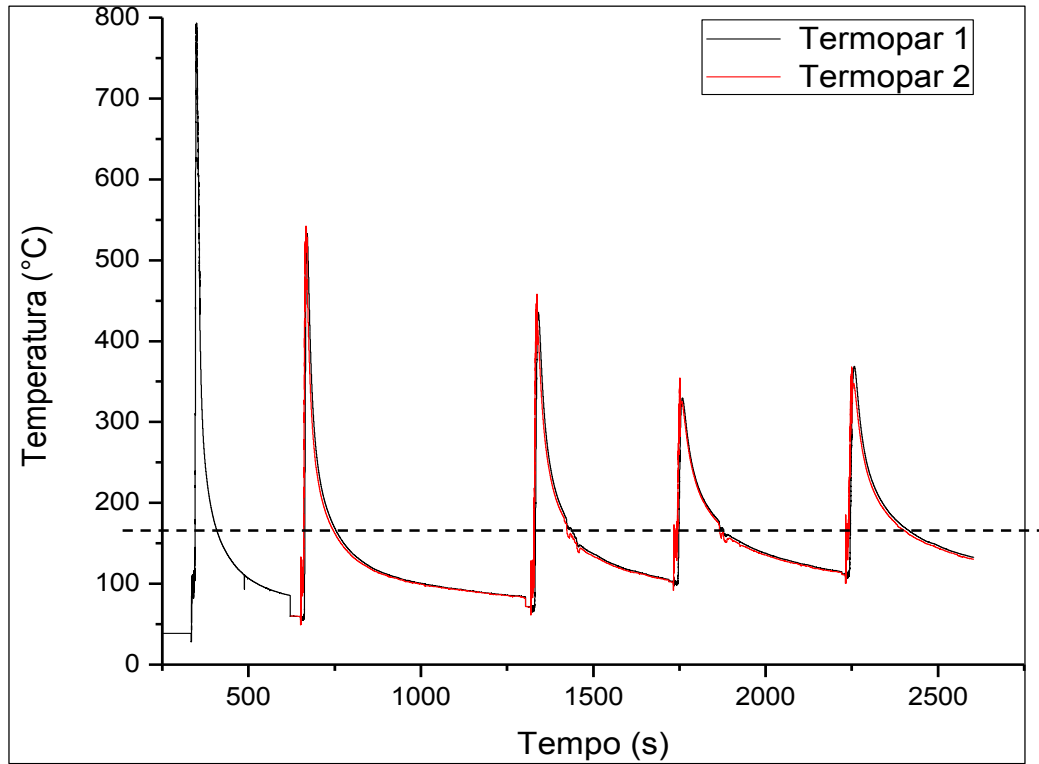
APÊNDICE A – TENSÕES RESIDUAIS



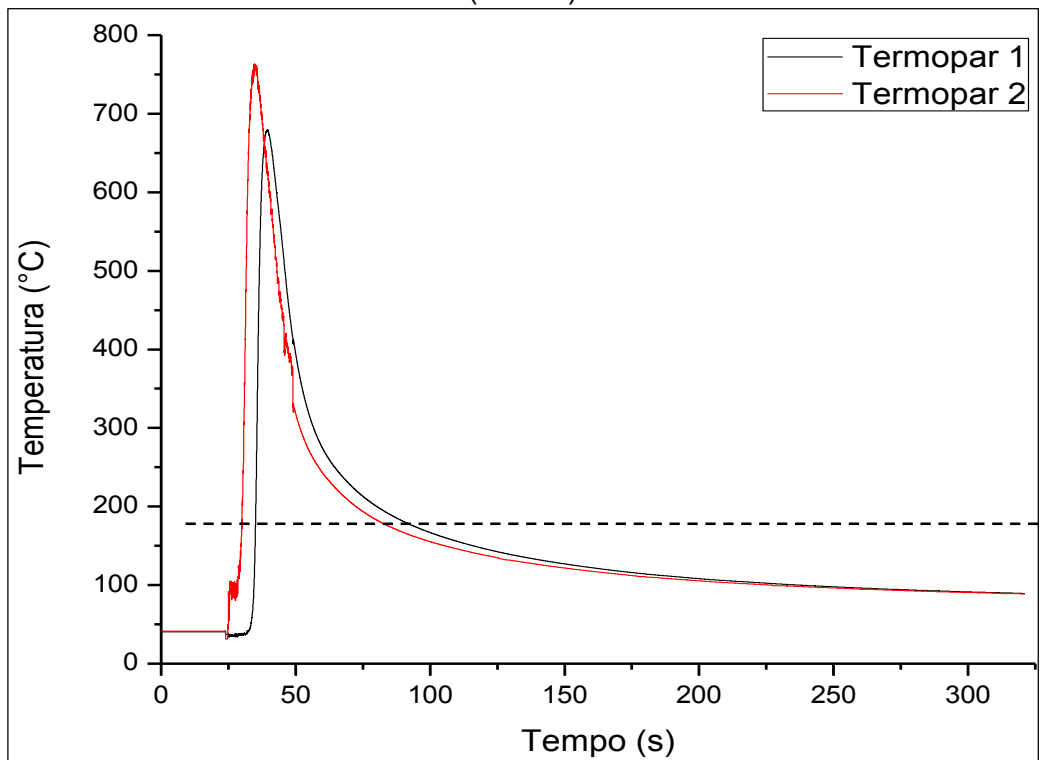
MCR2-1° Passe



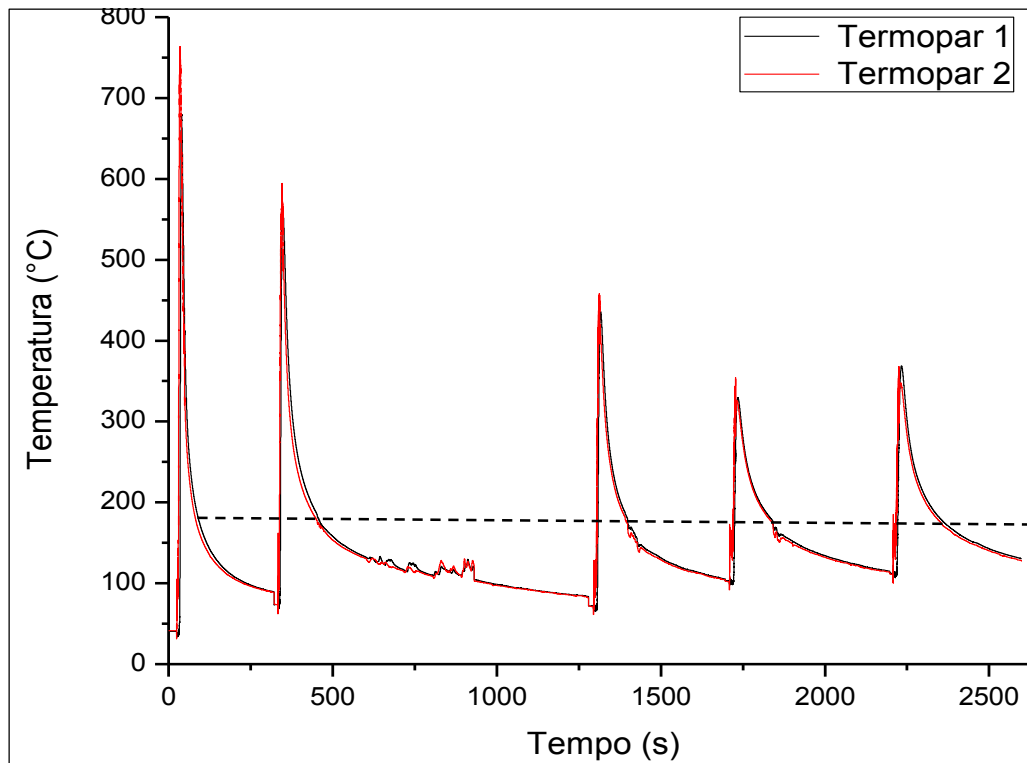
MCR2-5° Passe



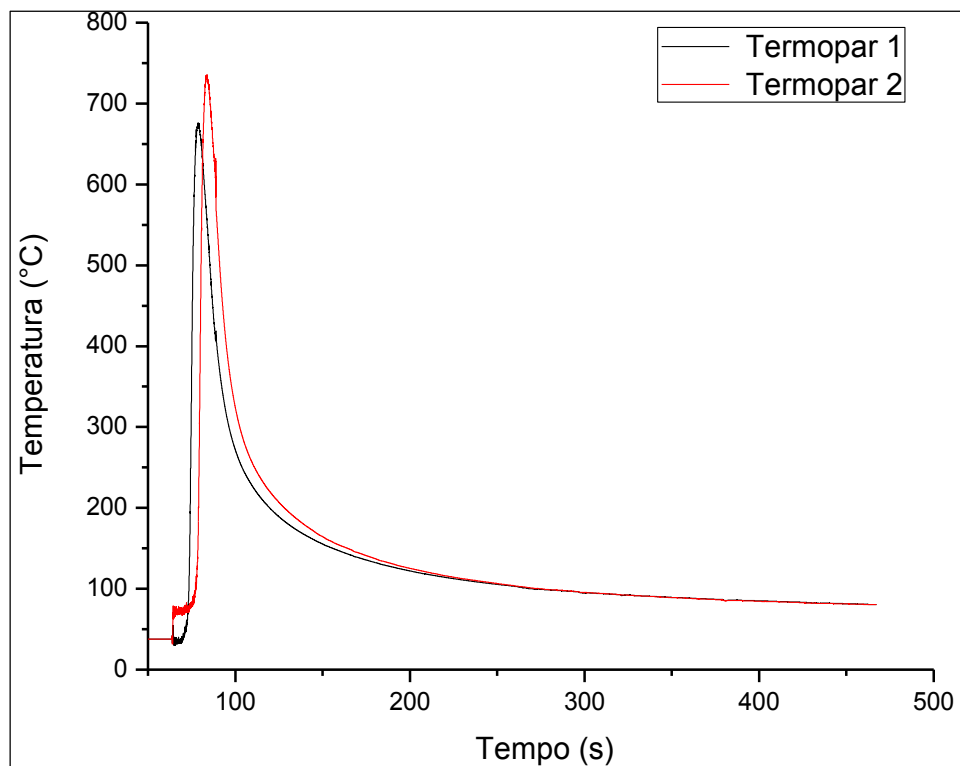
(MCR2)



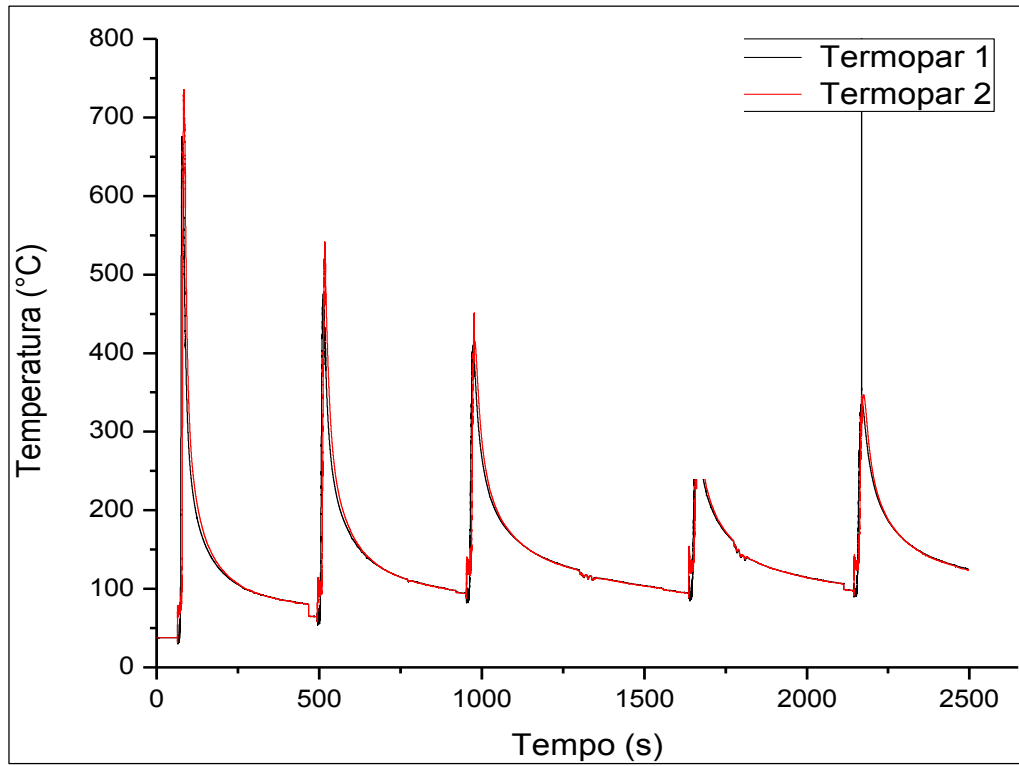
MCR3 - 1° Passe



(MCR3)



(CCR2) - 1° Passe



(CCR2)

O registro com o resumo dos resultados experimentais dos ciclos térmicos das soldagens das amostras está apresentado na Tabela 1. Estão apresentados os resultados de temperatura máxima e tempo de permanência acima de M_i para os dois termopares utilizados, contudo, devido a dificuldades experimentais a condição MCR2 no primeiro passe, perdeu-se os resultados de um dos termopares.

Tabela 1– Resumo dos resultados experimentais dos ciclos térmicos.

Amostra e Energia de Soldagem		MCR1 - 1,00kJ/mm		
Cordões de Soldagem	Termopar 1 1/4 do Início		Termopar 2 meio do cordão	
	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)
1° Passe	675	56	732	60
2° Passe	465	77	541	80
3° Passe	405	104	449	104
4° Passe	305	83	282	83
5° Passe	359	103	347	100
Amostra e Energia de Soldagem		MCR2 - 1,36kJ/mm		
Cordões de Soldagem	Termopar 1 1/4 do Início		Termopar 2 meio do cordão	
	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)
1° Passe	-	-	791	52
2° Passe	531	74	538	75
3° Passe	437	87	455	90
4° Passe	327	109	351	110
5° Passe	363	129	365	131
Amostra e Energia de Soldagem		MCR3 - 1,38kJ/mm		
Cordões de Soldagem	Termopar 1 1/4 do Início		Termopar 2 meio do cordão	
	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)
1° Passe	680	56	765	52
2° Passe	560	113	594	108
3° Passe	435	89	458	87
4° Passe	329	109	353	105
5° Passe	369	130	367	122
Amostra e Energia de Soldagem		CCR2 - 1,36kJ/mm		
Cordões de Soldagem	Termopar 1 1/4 do Início		Termopar 2 meio do cordão	
	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)	Temperatura máxima (°C)	Tempo acima de M_i (s)
1° Passe	675	55	734	62
2° Passe	472	77	540	81
3° Passe	410	102	449	100
4° Passe	285	83	282	80
5° Passe	339	103	347	98