



Universidade Federal da Paraíba
Centro de Tecnologia
Programa de Pós – Graduação em Engenharia Mecânica
Mestrado

CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 8630M AMANTEIGADO COM O ARAME ER80S – D2 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM “MAG”

Por

Saulo Moretti Araújo Duarte

Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da
Paraíba para obtenção do grau de Mestre.

SAULO MORETTI ARAÚJO DUARTE

**CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 8630M
AMANTEIGADO COM O ARAME ER80S – D2
PELO PROCESSO DE SOLDAGEM “MAG”**

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Mestre.

Orientador: Dr. Severino Jackson Guedes de Lima

João Pessoa – Paraíba

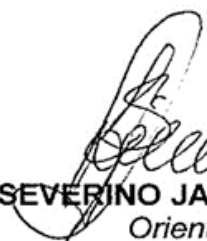
Julho, 2014

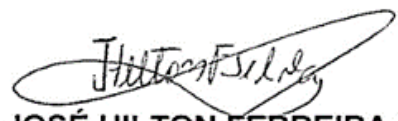
***CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 8630 M
AMANTEIGADO COM O ARAME ER80S-D2 PELO
PROCESSO DE SOLDAGEM 'MAG'***

por

SAULO MORETTI ARAÚJO DUARTE

Dissertação aprovada em 24 de julho de 2014


Prof. Dr. SEVERINO JACKSON DE GUEDES LIMA
Orientador – UFPB


Prof. Dr. JOSÉ HILTON FERREIRA DA SILVA
Examinador Interno - UFPB

Danielle Guedes de Lima Cavalcante
Profa. Dra. DANIELLE GUEDES DE LIMA CAVALCANTE
Examinadora Externa - UFPB


Prof. Dr. TIBÉRIO ANDRADE DE PASSOS
Examinador Externo – UFPB

João Pessoa - PB

2014

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a meus familiares e aos meus companheiros de trabalho e de estudo que de forma direta ou indireta contribuíram na realização dessa nova experiência em minha vida.

AGRADECIMENTOS

A realização de um trabalho sempre é fruto de várias contribuições, seja ela motivacional, técnica, financeira ou de acolhimento que nos renova a alma. Portanto, jamais este trabalho poderia ser realizado sem ajudas múltiplas, cuja homenagem e reconhecimento desejo fazer:

Ao meu bom Deus, pelo seu consentimento e renovações da alma nos instantes de instabilidade com que me defrontei.

Aos meus pais, pela contribuição dada à minha existência, bem como o estímulo necessário de apoio que sempre caminhou junto comigo.

À minha querida companheira Giovanna, pela compreensão e apoio constantes.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Severino Jackson Guedes de Lima, por sua extraordinária experiência a mim dispensada.

Ao meu Co-Orientador, Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva, pelas orientações quanto aos procedimentos a serem tomados na área de soldagem.

Ao Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho – UFPE

Aos meus companheiros de pesquisa, Esdra, Fabrício, Prof. José Golçalves – UFPB, campus I, pelo espírito de equipe vinculado ao mesmo propósito.

Ao estimado amigo Valdenor, Professor do IFCE, pelas sugestões repassadas, em decorrência da experiência já vivenciada.

Aos técnicos Wagner, Michael, Francisco e Itânio.

À Usina Japungu - PB, pelo fornecimento do material auxiliar, limalhas de ferro fundido, utilizado neste trabalho.

Ao Gerente de Manutenção, Oscar, da unidade industrial da Coteminas –JP, pelo incentivo à concretização desse sonho realizado.

Aos companheiros de trabalho Crélío, João Pedro e Paulo Vinícius, pelo auxílio indireto mas de muito valor.

À metalúrgica METALPIL – Pb, pelo apoio e contribuição através dos gerentes Aurelinaldo e Humberto e, em especial aos técnicos Eduardo e Allan.

À USIMOLDES – Indústria e Comércio de Moldes Ltda – ME, pela excepcional qualidade técnica de apoio dispensado, através do diretor Francisco Tavares e colaboradores.

***“A vontade é aquela que todo homem
precisa para viver e que ele não pode obter
dos outros”***

Franz Kafka

CARACTERIZAÇÃO DO AÇO AISI 8630 M AMANTEIGADO COM O ARAME ER80S – D2 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM “MAG”

RESUMO

DUARTE, Saulo Moretti Araújo, Caracterização metalúrgica e mecânica do aço AISI 8630M, amanteigado com ER80S-D2 pelo processo de soldagem “MAG”, João Pessoa: Universidade Federal da Paraíba, 2014. Dissertação (Mestrado).

As novas descobertas petrolíferas em águas profundas sugerem novos desafios à área técnica, relacionados às propriedades mecânica e metalúrgica dos materiais utilizados na indústria de petróleo e gás. Neste trabalho, propôs-se caracterizar as variações microestruturais das regiões na junta soldada, decorrentes do amanteigamento do aço AISI 8630 modificado, com ER80S-D2 pelo processo de soldagem MAG. Na metodologia empregada, o metal de base foi previamente submetido a um tratamento térmico de têmpera e revenido, seguido de amanteigamento. Na sequência a amostra foi dividida em duas partes. Uma foi submetida a um tratamento térmico de alívio de tensões e a outra foi mantida, sem tratamento térmico posterior, para comparação. Neste trabalho, foram realizados ensaios de dureza e microdureza, bem como a análise microestrutural por microscopia ótica e eletrônica de varredura. Através dos resultados, foi constatado que o tratamento térmico de alívio de tensões produziu um perfil de dureza compatível com as normas de materiais para ambientes contendo H₂S do setor de petróleo e gás. A região entre a ZF e a ZTA apresentou uma transição uniforme sem a presença de zonas parcialmente diluídas. Esta região de transição apresentou aumento de dureza, provavelmente devido à formação de precipitados, contudo, a microdureza e a dureza manteve-se dentro dos limites estabelecidos pelas normas aplicadas em áreas de extração de óleo e gás pela indústria do petróleo.

Palavras chave: *aço, amanteigamento; soldagem; microestrutura, propriedades mecânicas.*

CHARACTERIZATION OF THE AISI 8630 M STEEL BUTTERED WITH WIRE ER80S-D2 BY WELDING PROCESS "MAG"

ABSTRACT

DUARTE, Saulo Moretti Araújo, Metallurgical and mechanical characterization of the modified AISI 8630 steel, buttered with the ER80S-D2 carbon steel alloy by the process of welding "GMAW", Joao Pessoa: Federal University of Paraíba, 2014 Thesis (Master).

The recent oil discoveries in deep waters suggest new challenges to the technical area associated to the mechanical and metallurgical properties of the materials used in the oil and gas industry. In this study, we characterized the microstructural variations in the regions of the welded joints, arising from the buttering of the modified AISI 8630, after being buttered with ER80S-D2 by the welding process MAG. Regarding the methodology used, the substrate was previously subjected to the heat treatment of quenching hardening and tempering followed by buttering. This was divided into two parts. One was subjected to heat treatment for stress relief and the other was preserved without subsequent heat treatment for comparison. In this work, hardness and micro-hardness tests were performed, as well as the microstructural analysis by optical and scanning electron microscopy. Based on the results it was concluded that the heat treatment for relieving stress produced a profile of hardness according with the materials standards for environments containing H₂S found in the oil and gas sector. The region between the HAZ and FZ showed a smooth transition without the presence of partially diluted areas. This transition region showed an increase of hardness probably due to the formation of precipitates, however, the hardness was within the limits set by the standards applied in extraction of oil and gas by the oil industry.

Keywords: *Steel, buttering, welding, microstructure, mechanical properties.*

SUMÁRIO

RESUMO.....	viii
ABSTRACT.....	ix
LISTA DE FIGURAS.....	xiii
LISTA DE TABELAS.....	xvii
LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xviii
CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO	
1.1 Considerações Iniciais.....	1
1.2 Problemática.....	3
1.3. Premissa do trabalho.....	3
1.3.1. Objetivos.....	3
1.3.2. Objetivos específicos.....	3
1.4. Estrutura do trabalho.....	4
CAPÍTULO II – FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	
2.1. Aspectos gerais.....	5
2.2. Aços de baixa liga.....	7
2.2.1. Diagrama de transformação por resfriamento contínuo do aço AISI 8630	9
2.3. Soldagem.....	10
2.3.1. O processo de soldagem por arco elétrico com gás de proteção (GMAW)	11
2.3.2. Taxa de deposição no GMAW.....	12
2.3.3. Parâmetros do processo de soldagem MIG/MAG.....	13
2.3.4. Correntes de soldagem.....	13
2.3.5. Polaridades da corrente.....	13
2.3.6. Tensões do arco.....	14

2.3.7. Comprimentos do eletrodo.....	15
2.3.8. Velocidades de soldagem.....	15
2.3.9. Gás de proteção.....	16
2.4. Regiões da junta soldada e microestruturas.....	16
2.4.1. A zona fundida (ZF) ou metal de solda (MS).....	16
2.4.2. Zona termicamente afetada pelo calor (ZTA).....	19
2.4.3. Linha de fusão (LF).....	21
2.4.4. Microestrutura na ZTA.....	22
2.4.5. Microestrutura no metal de solda.....	26
2.5. Características da zona parcialmente diluída.....	33
2.6. Amanteigamento.....	34
2.7. Soldabilidade dos Aços de Baixa Liga.....	35
CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS	
3.1. Materiais	38
3.1.1. Metal de base.....	38
3.1.2. Metal de adição.....	39
3.1.3. Gás de proteção.....	39
3.2. Equipamentos utilizados na preparação dos corpos de prova/amostras.....	40
3.3. Equipamento utilizado na soldagem do amanteigamento.....	40
3.4. Metodologia.....	41
3.4.1. Corte e beneficiamento do metal base AISI 8630 modificado.....	42
3.4.2. Preparação para soldagem.....	43
3.4.3. Seleção e ajustes dos parâmetros de soldagem.....	44
3.4.4. Revestimento da superfície do metal base beneficiado.....	45
3.4.5. Aplicação do tratamento térmico para alívio de tensões.....	47
3.4.6. Cálculo da taxa de deposição.....	48
3.4.7. Preparação metalográfica da amostra.....	49
3.4.8. Caracterização macroestrutural.....	50
3.4.9. Caracterização microestrutural.....	50
3.4.10. Perfil de microdureza.....	50
3.4.11. Ensaio de dureza.....	51

CAPÍTULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÕES	
4.1. Macrografia.....	52
4.2. Caracterização microestrutural.....	53
4.2.1. Micrografia antes do tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT).....	53
4.2.2. Micrografia após tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT).....	61
4.3. Perfil de microdureza.....	69
4.4. Ensaio de dureza.....	72
4.5. Análise por microscopia eletrônica por varredura (MEV).....	73
CAPÍTULO V – CONCLUSÕES E SUGESTÕES	
5.1. Conclusões.....	77
5.2. Sugestões para trabalhos futuros.....	78
CAPÍTULO VI – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79
ANEXOS	
APÊNDICES	

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Equipamento árvore de natal horizontal – ANM.....	6
Figura 2.2 – Junta soldada dissimilar em usinas nucleares.....	6
Figura 2.3 – Interação entre os critérios de classificação do aço.....	7
Figura 2.4 – Têmpera em aço de baixa liga AISI 8630 modificado, realizado numa barra de 101,6 mm de espessura.....	9
Figura 2.5 – Diagrama TRC do aço AISI 8630.....	10
Figura 2.6 – Representação esquemática da soldagem GMAW.....	11
Figura 2.7 – Equipamento para a soldagem GMAW.....	12
Figura 2.8 – Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem.....	12
Figura 2.9 – Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros.....	14
Figura 2.10 – Influência da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante.....	14
Figura 2.11 – a) Distância entre o bico de contato e a peça; b) Efeito da distância entre o bico de contato e a peça na corrente de soldagem.....	15
Figura 2.12 – Regiões de uma junta soldada.....	16
Figura 2.13 – Esquema do fenômeno de crescimento competitivo.....	17
Figura 2.14 – Diagrama de Schaeffler apresentando a composição química prevista para o aço AISI 8630 modificado e o arame de aço carbono ER80S-D2.....	18
Figura 2.15 – Diagrama de Bystram.....	19
Figura 2.16 – Macrografia de junta soldada.....	19
Figura 2.17 – Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA....	20

Figura 2.18 – Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada.....	21
Figura 2.19 – Crescimento epitaxial, Solidificação da zona fundida.....	22
Figura 2.20 – Principais regiões da junta soldada.....	23
Figura 2.21 – Efeito da temperatura do pico na energia absorvida a -22 °C em ensaio Charpy-.....	25
Figura 2.22 – Exemplos de sub-regiões (A e B) da ZTA na soldagem multipasses...	26
Figura 2.23 – Esquema de crescimento preferencial a partir da interface com o metal base na ZTA GG.....	26
Figura 2.24 – (a) Desenho esquemático mostrando a ferrita de contorno de grão. (b) Formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita da ZF.....	28
Figura 2.25 – Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal intragranular.....	28
Figura 2.26 – Desenho esquemático da morfologia da ferrita acicular.....	29
Figura 2.27 – Ilustração esquemática de constituintes microestruturais.....	29
Figura 2.28 – A AF na energia absorvida por impacto.....	30
Figura 2.29 – Microestrutura de perlita e ferrita proeutetóide.....	31
Figura 2.30 – Desenho esquemático da morfologia das placas laterais de ferrita.....	30
Figura 2.31 – Microconstituintes da ZF em aços ferríticos.....	33
Figura 2.32 – ZPD na forma de ilha, ampliação.....	34
Figura 2.33 – Avaliação da possibilidade de trincamento a frio.....	37
Figura 3.1 – Sistema de soldagem utilizado na realização do amanteigamento.....	40
Figura 3.2 - Fluxograma de preparação, caracterização e realização dos ensaios experimentais.....	41
Figura 3.3 – Corte do substrato em barras retangulares.....	42
Figura 3.4 – (a) Caixa metálica (a =25 mm; b =28 mm; c = 120 mm; d = 70 mm) (b) Acomodação das placas; (c) Placas protegidas com limalhas de ferro fundido.....	42
Figura 3.5 – Ciclo térmico de beneficiamento aplicado ao aço AISI 8630 modificado.....	43
Figura 3.6 – Preparação da chapa e pré-teste: (a) Amostra a receber o revestimento, (b) Pontos de fixação das abas, (c) Abas fixadas na peça, (d) Realização do pré-aquecimento.....	44

Figura 3.7 - Esquema de monitoramento da regularidade na deposição metálica por cordão de solda.....	45
Figura 3.8 – Esquema de formação das camadas revestimento; (a) Disposição dos cordões por camada; (b) Disposição das Camadas de revestimento.....	46
Figura 3.9 – Ilustração da sobreposição utilizada na aplicação do amanteigamento..	46
Figura 3.10 – Representação da amostra seccionada nas partes 1e 2 não submetida e submetida respectivamente ao TTAT.....	47
Figura 3.11 – Tratamento térmico de alívio de tensão aplicado no aço AISI 8630 modificado após receber o revestimento do aço carbono ER80S-D2.....	48
Figura 3.12 – Representação do perfil de ensaio de microdureza.....	57
Figura 3.13 – Localização das endentações de dureza.....	51
Figura 4.1 – Macrografia da soldagem do amanteigamento com o arame ER80S-D2 sobre o aço AISI 8630 modificado.....	52
Figura 4.2 – Perfil 1 ao longo das regiões de soldagem do amanteigamento sem TTAT.....	53
Figura 4.3 – Fotomicrografia da zona de fusão em amostra sem TTAT.....	55
Figura 4.4 – Fotomicrografia da linha de fusão em amostra sem TTAT.....	56
Figura 4.5 – Fotomicrografia da ZTA em amostra sem TTAT	58
Figura 4.6 – Fotomicrografia da transição ZTA / MB sem TTAT.....	59
Figura 4.7 – Fotomicrografia do substrato após amanteigado sem TTAT.....	61
Figura 4.8 – Perfil 2 ao longo das regiões de soldagem do amanteigamento com TTAT.....	61
Figura 4.9 – Fotomicrografia da zona de fusão após TTAT.....	63
Figura 4.10 – Fotomicrografia da linha de fusão em amostra após TTAT.....	64
Figura 4.11 – Fotomicrografia da ZTA em amostra após TTAT.....	66
Figura 4.12 – Fotomicrografia da fronteira ZTA / Metal base após TTAT.....	67
Figura 4.13 – Fotomicrografia do metal de base amanteigado após o TTAT: (a) 100x, (b) 200x, (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.....	69
Figura 4.14 – Perfil de microdureza Vickers.....	70
Figura 4.15 – Dureza média das diferentes regiões das juntas.....	71

Figura 4.16 – Eletroscopia de energia dispersiva (EDS): (a) Com TTAT; (b) Sem TTAT.....	75
Figura 4.17 – Microscopia eletrônica de varredura da ZTA GG com magnitude 10 Kx.....	76

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Material utilizado para confecção dos corpos de prova.....	38
Tabela 3.2 – Composição química do metal de base.....	39
Tabela 3.3 – Composição química do arame ER80S-D2 (% em peso)	39
Tabela 3.4 – Parâmetros de soldagem utilizados.....	44
Tabela 3.5 – Cálculo da taxa de deposição.....	49
Tabela 4.1 – Valores de dureza utilizando escala Rockwell C.....	72
Tabelas 4.2 – Análise semi-qualitativa (comparativa) das micros regiões de estudo.....	76

LISTA DE SIGLAS, SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

Letras Latinas

A	Quantidade de metal base na ZF	
B	Quantidade de metal de adição na ZF	
C	Carbono	
D	Diluição	
E	Aporte térmico	[KJ/cm]
F	Fahrenheit	
H	Hidrogênio	
I	Corrente de soldagem	[A]
I _{máx}	Corrente de soldagem máxima	[A]
M	Martensita	
P	Fósforo	
S	Enxofre	
U	Tensão de soldagem	[V]
V	Vanádio	
v	Volts	
X	Faixa de composição química do eletrodo	
Y	Eletrodo sólido ou composto	
v _s	Velocidade de soldagem	[Cm/min]

Letras Gregas

η	Rendimento do arco	
α	ferro alfa	
γ	ferro gama	
σ_E	Tensão Limite de Escoamento	[MPa]
σ_R	Tensão Limite de Ruptura	[MPa]

Siglas

ΔM	Diferença entre as médias	[%]
ΔT_{3-1}	Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 300°C e 100°C	[°C/s]
ΔT_{8-5}	Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C	[°C/s]
A_1	Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ de um aço com 0,77 % C	
A_3	Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	
AF	Ferrita acicular	
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>	
Al	Alumínio	
AL	Alongamento	[%]
AM	Composto Austenita – Martensita	
Ar	Argônio	
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga	
AWS	<i>American Welding society</i>	
CCC	Cúbica de corpo centrado	
CC	Corrente contínua	
CCPD	Corrente contínua com polaridade direta	
CCPR	Corrente contínua com polaridade reversa	

CE	Carbono equivalente	
CENPES	Centro de pesquisas e desenvolvimento da Petrobrás	
CFC	Cúbica da face centrada	
TTAT	Tratamento térmico de alívio de tensão	
CO ₂	Dióxido de carbono	
Col	Coluna de endentação	
Cr	Cromo	
Cre _q	Cromo equivalente	
Cu	Cobre	
Cp	Corpo de prova	
DBCP	Distância do bico de contato a peça	
DGMT	Direção do gradiente máximo de temperatura	
EDS	Eletroscopia eletrônica de varredura	
EPS	Especificação de procedimento de soldagem	
ER	Eletrodo na forma de arame ou vareta	
ESAB	Escola Superior Aberta do Brasil	
Est	Estricção	[%]
FC	Agregado Ferrita/ Carbonetos	
FCAW	<i>Flux Cored Arc Welding</i>	
FS (A)	Ferrita com segunda fase alinhada	
FS (NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada	
ZTAGG	Região de grãos grossos da ZTA	
GMAW	Soldagem de metal por arco elétrico com gás de proteção	
HRC	<i>Rockwell Hardness C</i>	
H ₂ S	Sulfeto de hidrogênio	
He	Hélio	
IIW	<i>International Institute of Welding</i>	
Ksi	Quilolibras força por polegada quadrada	
LBZ	Zona frágil localizada	
LE	Tensão limite de elasticidade	[N/mm ²]
LF	Linha de fusão	
LR	Tensão Limite de resistência	[N/mm ²]

MA	Metal de adição	
M-A	Micro constituinte formado por martensita e austenita	
MAG	<i>Metal Active Gás</i>	
MEV	Microscopia eletrônica de varredura	
MB	Metal de base	
MIG	Metal Inert Gás	
M_i	Massa inicial da amostra antes da soldagem	[kg]
M_f	Massa final da amostra após a soldagem	[kg]
Mn	Manganês	
Mo	Molibdênio	
MPa	Megapascal	
MS	Metal de solda	
N ₂	Nitrogênio	
NACE	<i>National Association of Corrosion Engineers</i>	
Nb	Nióbio	
Ni	Níquel	
Nieq	Níquel equivalente	
O ₂	Gás oxigênio	
°C	Unidade da temperatura em graus celcius	
PF(G)	Ferrita primária de contorno de grão	
PF(I)	Ferrita poligonal intragranular	
SAP	Sistema de aquisição portátil	
Si	Silício	
TD	Taxa de deposição do metal de adição	[kg/h]
T ₀	Temperatura de pré-aquecimento	[°C]
Ti	Titânio	
TiO	Monóxido de titânio	
TMB	Temperatura líquidus do metal de base	
TMS	Temperatura líquidus do metal de solda	
T _s	Tempo de soldagem	[h]
TRC	Transformação por resfriamento contínuo	
TTPS	Tratamento térmico posterior a soldagem	

TTAT	Tratamento térmico de alívio de tensões	
V	Vanádio	
XX	Limite de ruptura no ensaio de tração	[Kgf/pol2]
ZF	Zona fundida	
ZL	Zona de ligação	
ZPD	Zona parcialmente diluída	
ZT	Zona de transição	
ZTA	Zona termicamente afetada	
ZTA GF	Região de grãos finos da ZTA	
ZTA GG	Zona termicamente afetada de grãos grosseiros	
ZTA GG IC	Zona de grãos grosseiros intercrítica	
ZTA GG SBC	Zona de grãos grosseiros subcríticos	
ZTA IC	Região intercrítica da ZTA	
ZTA SBC	Região subcrítica da ZTA	
ZTA SBC	Região subcrítica da ZTA	

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1. Considerações Iniciais

Os números do produto interno bruto (PIB) revelam um declínio de 7,5% em 2010 para 1,6% em 2011, por outro lado, o setor de extração mineral, que corresponde à produção de petróleo e gás foi uma exceção, mostrou um crescimento de 3,2%, o dobro do crescimento obtido pela indústria como um todo no mesmo período, (TELES, 2012).

As novas descobertas petrolíferas no Brasil em 2008, em especial as localizadas no pré-sal, provocaram efeitos positivos no país (CAMPOS, 2010). No entanto, há uma grande preocupação na área técnica com as dificuldades de exploração e extração, que estão ligadas às propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos diversos componentes (CANTARIN, 2011).

A Petrobrás previa, em seu plano estratégico, uma margem de 15% no crescimento do consumo dos derivados de petróleo e gás natural, no país, até o ano de 2010. A fonte para o atendimento dessa demanda viria dos novos campos descobertos no mar, em profundidades ainda não exploradas, e diante de um ambiente mais agressivo, o que exigiriam estruturas e equipamentos com características adequadas, entretanto, para a construção da grande maioria destas estruturas, são utilizados processos de soldagem (FONTES, 2008).

Com o crescimento das exigências no aprimoramento da qualidade de resistência dos dutos, se ampliou a capacidade de operar em níveis de pressões mais elevadas. Para isso, foi desenvolvida uma nova classe de aços com alta resistência, o que por outro lado favoreceu a redução nos custos de transporte e construção, em virtude da redução das paredes destes, sem comprometer os melhores níveis de eficiência quando em operação (CALOI, 2008).

Antigamente os interesses estavam voltados para produção de aços que possuísem a perfeita combinação entre a composição química (elementos de liga e teor de carbono) e os

processamentos mecânico e térmico. Nos dias atuais, essa visão está voltada à garantia da junta soldada, cujas propriedades apresentem: alta resistência mecânica, tenacidade e dureza controlada (FONTES, 2008).

Nas indústrias de óleo e gás é comum a aplicação de aços de baixa liga, que de acordo com a ASM INTERNACIONAL (1990), pertencem os aços temperados e revenidos de médio carbono, contendo tipicamente 0,25% a 0,50 % de carbono e não mais que 5% de elementos de liga. Os elementos de liga têm como finalidade refinar a microestrutura ou proporcionar uma formação martensítica, (FONTES, 2008).

Juntas soldadas de aços de baixa liga, como o AISI 8630 modificado, têm sido utilizadas com bons resultados pela indústria do petróleo em muitas situações que exigem necessidade de superar os níveis de propriedades apresentadas pelo aço AISI 8630 comercial, já considerado adequado para esta área. Com o diferencial da presença de alguns elementos de liga de maior teor em relação ao aço AISI 8630 comercial, se consegue, no aço AISI 8630 modificado, melhores resultados nas propriedades, através de tratamentos térmicos, como o de se manter a dureza ao longo da espessura. Além disso, esse aço favorece a obtenção de uma maior resistência ao escoamento, ampliando a margem de trabalho dentro do campo elástico, durante as solicitações de tensão (CANTARIN, 2011).

O revestimento de estruturas subaquáticas de extração de petróleo é muito praticado para aumentar a resistência a este ambiente agressivo, por outras vezes é utilizado como amanteigamento, atenuando na transição entre juntas de metais dissimilares, devido às diferenças entre os coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão, (LINNERT, 1995).

Segundo os requisitos estabelecidos em normas vigentes da área petrolífera, como a NACE MR0175, diversas propriedades mecânicas devem ser atendidas. Muito embora, a análise microestrutural não seja uma exigência imprescindível das normas vigentes da área, a influência microestrutural é expressiva nas propriedades mecânicas da junta soldada, tornando sua caracterização necessária para o entendimento das transformações e do comportamento da junta soldada (CANTARIN, 2011).

Os acidentes ocorridos nas plataformas petrolíferas das regiões do Mar do Norte, em 2001, e Golfo do México, em 2005, apresentaram o mesmo diagnóstico de falhas na soldagem dissimilar. Entre a conexão do equipamento árvore de natal molhada (ANM) e sua linha de fluxo, foram constatadas áreas de clivagem (fácil divisão segundo certos planos), através da morfologia da fratura. A causa advém da presença de fases com alta dureza (Martensita), áreas com precipitados de segunda fase e pela fragilização por Hidrogênio, entre a interface do aço AISI 8630 com o Inconel 625, utilizado como amanteigamento (CANTARIN, 2011).

Portanto, entender as transformações ocorridas na microestrutura como um todo e em especial na interface do substrato com o metal de amanteigamento, permitirá prever com maior garantia o comportamento posterior da junta soldada, quando submetida às solicitações de operação.

Neste trabalho, propôs-se realizar a caracterização mecânica e metalúrgica de uma junta amanteigada, aplicando uma metodologia diferente de outras, já utilizadas no amanteigamento do metal base. Foi usado um aço de baixa liga para transição da soldagem dissimilar, como revestimento da superfície do o aço AISI 8630 M (modificado).

1.2. Problemática

As falhas constatadas na região de ligação entre o metal de base e o amanteigamento, que podem estar relacionadas com o surgimento de microestruturas de alta dureza, favoráveis à propagação de trincas, é possível terem sido causadas por fatores durante a soldagem do amanteigamento. Portanto, avaliar a presença e a influência dessas fases na zona de ligação (ZL) é imprescindível na obtenção de estruturas amanteigadas com melhor qualidade.

1.3. Premissas do Trabalho

1.3.1. Objetivos

Estudar as variações microestruturais nas regiões da junta soldada, decorrentes do amanteigamento no aço AISI 8630 M, pela liga de aço baixo carbono da classe ER80S-D2.

1.3.2. Objetivos específicos

Estudar as modificações ocorridas na microestrutura da junta soldada através da:

- ❖ Caracterização macroestrutural utilizando a microscopia ótica;
- ❖ Caracterização microestrutural da zona de fusão (ZF) e dos substratos: ZTA e metal de base, utilizando a microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV);
- ❖ Análise do comportamento mecânico da transição entre as regiões da junta soldada através da correlação entre dureza e microestrutura.

1.4. Estruturação do Trabalho

Com o objetivo de facilitar a compreensão, este trabalho foi estruturado com a seguinte capitulação:

Capítulo 1 – Introdução. Abordam-se as considerações iniciais, a problemática, as premissas do trabalho, o objetivo e por fim como o trabalho foi organizado.

Capítulo 2 – Fundamentação Teórica. Registra-se uma revisão bibliográfica dos fatores correlacionados na construção por um processo de soldagem MAG (GMAW) do revestimento de um aço baixa liga (AISI 8630 modificado), com eletrodo sólido de aço carbono, ER80S-D2. Também são identificadas, neste capítulo, as possíveis microestruturas geradas no metal de solda e na ZTA, consequência de uma distribuição máxima da temperatura de soldagem. Foram também aqui estudados, os benefícios para região ZTA, a partir do controle do pré-aquecimento e da sua influência posterior na velocidade de resfriamento, cuja intenção é garantir uma microestrutura não susceptível de falhas, agravadas por ambientes, fontes de hidrogênio. Todo conteúdo se encontra registrado em dissertações, teses, artigos publicados e livros pertinentes ao assunto, aqui tratado nesse estudo.

Capítulo 3 – Materiais e Métodos: Descreve o metal de base e de adição, os equipamentos utilizados na pesquisa, a metodologia, a preparação e os procedimentos de soldagem, a caracterização micro e macroestrutural da junta soldada, assim como os ensaios realizados.

Capítulo 4 – Resultados e Discussão: Apresenta os resultados obtidos e as análises sobre os mesmos.

Capítulo 5 – Conclusões e recomendações: Mostra as conclusões finais e as recomendações para trabalhos futuros.

CAPÍTULO II

FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1. Aspectos Gerais

À soldagem de revestimento, segundo FILHO (2007), se atribui a camada de material dissimilar depositada sobre uma superfície metálica, formada pela fusão entre os metais de base e adição. Os motivos que levam a essa prática, podem ser resumidos em LINNERT (1995):

- ❖ Recuperação do material de base na reconstrução da forma e ajuste das dimensões;
- ❖ Amanteigamento da superfície de um metal de base com camadas de material dissimilar, para atuar como transição entre juntas de metais dissimilares;
- ❖ Endurecimento superficial proporcionado pela camada depositada de composição dissimilar, na intenção de aumentar a resistência ao desgaste;
- ❖ Revestimento do metal de base com metal dissimilar no propósito de ativar diferentes propriedades químicas, físicas e/ou metalúrgicas, tais como: resistência à corrosão, propriedades magnéticas e elétricas.

Em alguns equipamentos da indústria do petróleo se emprega a soldagem por revestimento com o objetivo de aumentar sua resistência à corrosão, além do seu desempenho estrutural. Como exemplo, há a árvore de natal molhada (ANM), conforme pode ser observado na Figura 2.1, que consiste num sistema de controle da pressão e da vazão do poço de produção, a qual se interliga à plataforma através de linhas de fluxos (CANTARIN, 2011).

Nas superfícies internas das linhas de fluxo da indústria de óleo e gás, também se utiliza a soldagem de revestimento entre materiais dissimilares para minimizar os efeitos da exposição aos fluidos agressivos transportados (CANTARIN, 2011).

Segundo Lima (2010), nas usinas nucleares, a ligação entre os vasos de pressão em aço de baixa liga (pressurizador, gerador de vapor e vaso de pressão do reator) e as tubulações de aço inoxidável austenítico são exemplos importantes da aplicação de soldas dissimilares, conforme ilustrado na Figura 2.2.



Figura 2.1 – Equipamento árvore de natal horizontal (ANM, 2013)

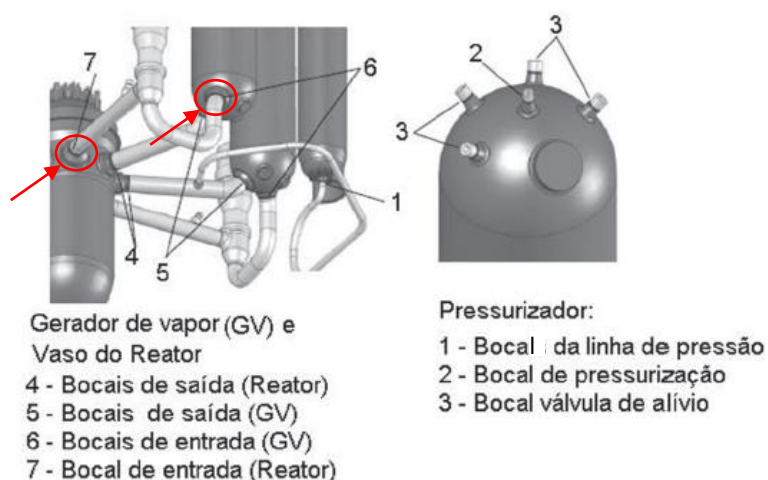


Figura 2.2 – Junta soldada dissimilar em usinas nucleares, (Adaptado de LIMA, 2010)

O aço de baixa liga AISI 8630 modificado é muito utilizado pela indústria do petróleo, especialmente em juntas dissimilares soldadas. Normalmente, antes da união das juntas, no aço AISI 8630 modificado, é aplicado um amanteigamento, que atua na transição da junta formada pelos diferentes metais.

2.2. Aços de baixa liga

Os aços não obedecem a um único critério de classificação, existindo vários critérios para sua seleção: composição química, processamento, microestrutura, propriedades, ou mesmo, aplicação a que se destinam (CARUSO, 2001).

Segundo PONTES (2012), usando como critério a composição química, os aços podem ser classificados como:

- ❖ Aços de baixo, médio ou alto carbono;
- ❖ Aços de alta resistência e baixa liga - ARBL (*high strenght low alloy- HSLA*);
- ❖ Aços baixa liga (*Low alloy steel*).

O processamento do aço busca alterar sua microestrutura por meio de tratamentos térmicos como: recozimento, normalização, têmpera (e revenido), entre outros. Segundo CARUSO (2001), o processamento e a composição determinam a microestrutura resultante do material, ou seja, há uma relação direta entre a composição química e o processamento dos aços, conforme é ilustrado na Figura 2.3.

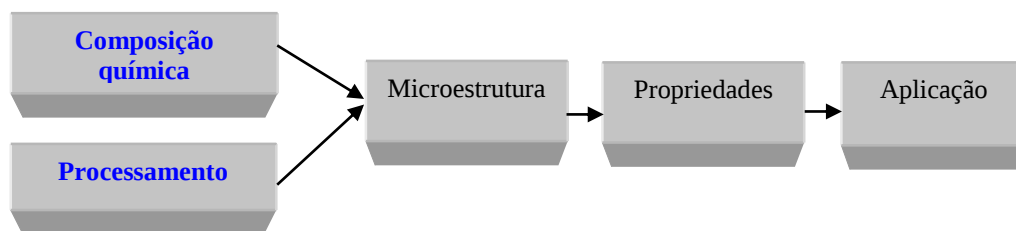


Figura 2.3 – Interação entre os critérios de classificação do aço (CARUSO, 2001)

Segundo FONTES (2008), quando se usa a interação entre os critérios composição química e processamento, os aços de baixa liga são classificados em:

- ❖ Os temperados e revenidos de baixo carbono, (“low carbon quenched and tempered”);
- ❖ Temperados e revenidos de médio carbono (“ultra high strenght”);
- ❖ Aços para mancais (“bearing steels”);
- ❖ Os resistentes ao calor do tipo Cr-Mo (“heat resisting”).

De acordo com PONTES (2012), são conseguidos ganhos na tenacidade, além de elevada temperabilidade e boa relação dureza-resistência mecânica com a adição de pequenas quantidades de Ni (0,6 – 1,0 %). Contudo, ainda segundo FONTES (2008), o níquel proporciona a susceptibilidade destes aços à fragilização pelo hidrogênio, por isso, seguem-se os requisitos da norma NACE, quando se trata da fabricação de flanges e tubulações, essa define o teor máximo de 1% Ni, para aços expostos a ambientes que contenham H₂S, como é o caso do ambiente marítimo. Isso é válido para ambos os metais de base e de adição.

De acordo com PONTES (2012), a formação preferencial da microestrutura do aço beneficiado (temperado e revenido) é a martensita revenida, as divergências observadas na microestrutura são atribuídas ao teor de carbono do aço e de forma eventual ao tamanho de grão austenítico anterior.

O aço AISI 8630 modificado possui maior quantidade dos elementos de liga: níquel, cromo e molibdênio, em sua composição, do que o aço AISI 8630 comum. São também acrescentados neste aço outros elementos de liga como: vanádio, titânio e nióbio; que garantem limite de escoamento de 480 MPa.

Os nitretos e carbonetos que surgem na microestrutura têm formações provenientes da precipitação de alguns elementos de liga como: vanádio com limitação de 0,1% em peso, titânio com limite máximo 0,07% e nióbio com limite máximo 0,05%, porém, são consideradas partículas estáveis, que inibem o movimento dos contornos de grãos durante o tratamento térmico, impedindo o crescimento dos grãos, e estimulando um maior refino microestrutural (CANTARIN, 2011).

Constatou-se, através de ensaios realizados com o aço AISI 8630 modificado, tratado termicamente de acordo com a norma NACE MR0175 (2003), pequena perda da dureza além do limite de escoamento em relação à profundidade da peça, conforme ilustrado na Figura 2.4 (CANTARIN, 2011).

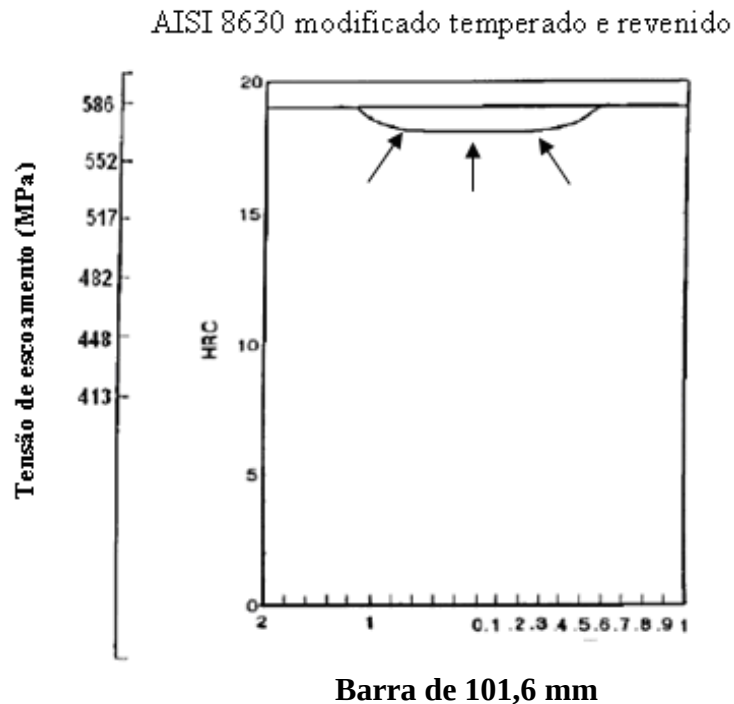


Figura 2.4 –Têmpera em aço de baixa liga AISI 8630 modificado, realizado numa barra de 101,6 mm de espessura (adaptado de Cantarin, 2011).

2.2.1. Diagrama de transformação por resfriamento contínuo do aço AISI 8630

Na Figura 2.5, estão representados os principais constituintes microestruturais do aço AISI 8630, quando da sua transformação por resfriamento contínuo, para várias taxas de resfriamento. Segundo EVANS (1973), o constituinte martensita é constatado em todas as faixas de resfriamento, o que garante a este aço maior resistência mecânica quando comparado a outros aços da classificação (API 5L, 2010).

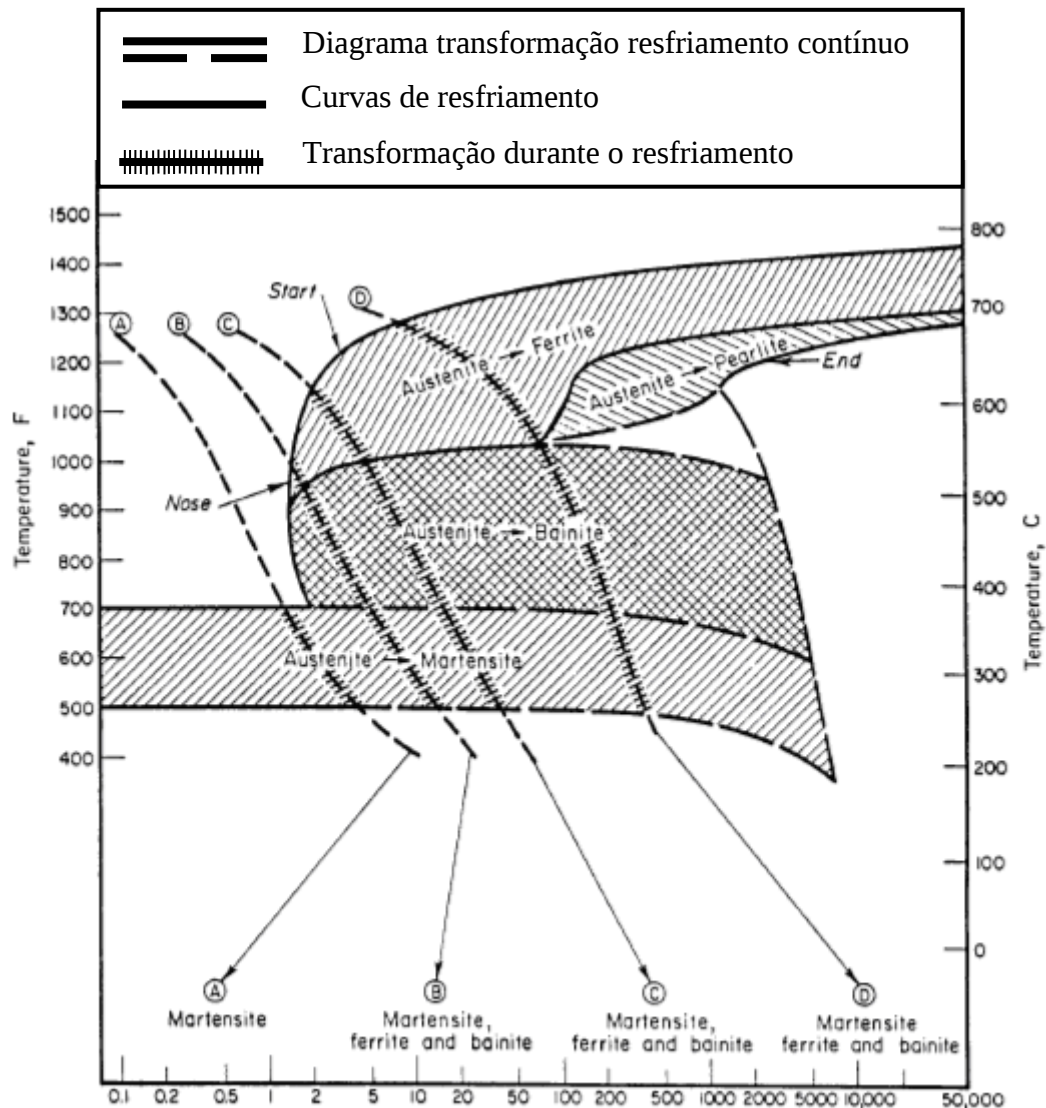


Figura 2.5- Diagrama TRC do aço AISI 8630 (Adaptado de EVANS, 1973)

2.3. Soldagem

MODENESI & MARQUES (2000) afirmam que a soldagem objetiva unir peças metálicas com o propósito de manter as mesmas propriedades físicas, químicas e metalúrgicas na junta.

São diversos os fenômenos metalúrgicos associados à soldagem como, por exemplo: solidificação, transformações no estado sólido, deformações causadas pelo calor e tensões de contração; além dos defeitos causadores de descontinuidades como: vazios, trincas, inclusões etc. Esses fenômenos podem ser evitados ou sanados com aplicação de fundamentos metalúrgicos adequados ao processo de soldagem (MODENESI & MARQUES, 2000).

O surgimento e a propagação de trincas são alguns dos problemas causados pela soldagem que podem reduzir a eficiência da junta, em que a corrosão pode ser vista como um fator favorável (MODENESI, 2001).

2.3.1 O processo de soldagem por arco elétrico com gás de proteção (GMAW)

De acordo com MODENESI & MARQUE (2000), o processo GMAW (Soldagem de metal por arco elétrico com gás de proteção) é um processo de soldagem em que a união dos metais se dá pelo coalescimento com um arco elétrico estabelecido entre um arame metálico nu e contínuo (consumível) e a peça, Figura 2.6.

Neste processo de soldagem, se utiliza uma atmosfera isolante de gás para proteção da região da solda (arco e poça de fusão). Com o uso de gás inerte (Ar/He), o processo é chamado MIG (Metal Inerte Gás) por não reagir metalurgicamente com a gota ou a poça de fusão. Entretanto, quando o gás utilizado for ativo (CO_2 ou misturas Ar/ O_2 / CO_2), o processo é chamado MAG (Metal Active Gás) (GAREIS, 1994).

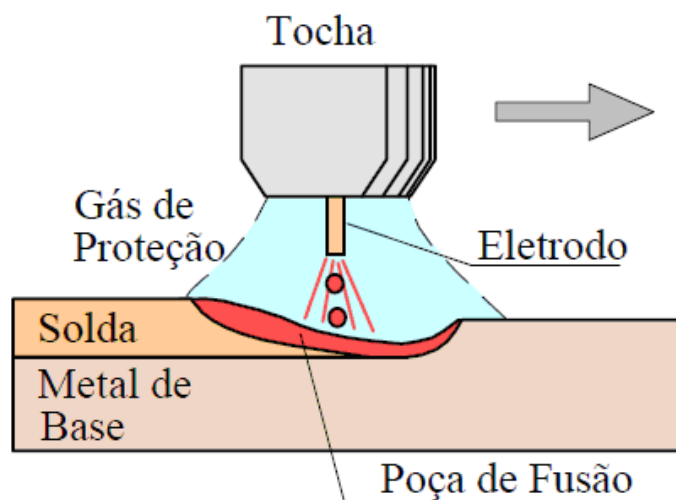


Figura 2.6 – Representação esquemática da soldagem GMAW (MODENESI, MARQUES & SANTOS, 2006)

O equipamento básico para soldagem GMAW consiste de fonte de energia, tocha de soldagem, fonte de gás e alimentador de arame conforme a Figura 2.7.

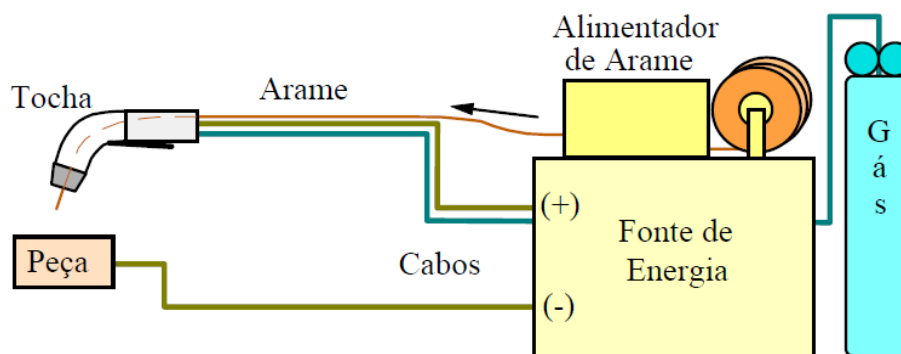


Figura 2.7 – Equipamento para a soldagem GMAW (MODENESI, MARQUES & SANTOS, 2006).

2.3.2. Taxa de deposição no GMAW

A taxa de deposição indica o quanto de metal de solda será depositado numa hora de arco aberto, expressa em (Kg/h). Na Figura 2.8, pode-se, comparativamente mensurar os limites para taxa de deposição do processo GMAW em relação a diversos outros processos de soldagem.

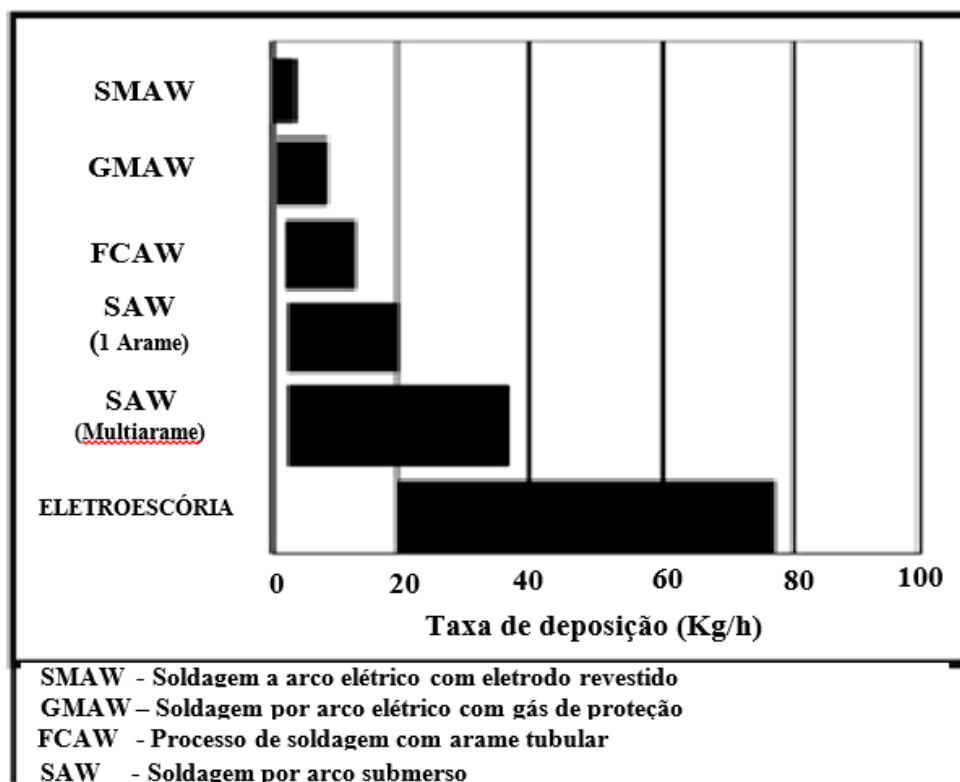


Figura 2.8 - Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem (RODRIGUES, 2010).

2.3.3. Parâmetros do Processo de Soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG utiliza geralmente com a configuração da polaridade inversa, onde o arame está conectado ao pólo positivo de uma fonte com corrente contínua (CC⁺) (FORTES, 2005). A deficiente transferência do metal fundido (arames de adição) para a peça faz da polaridade direta (CC⁻) pouco utilizada.

Segundo MARQUES, MODENESI E BRACARENSE (2013) é possível ajustar a tensão de saída numa faixa de aproximadamente 18 a 50 volts. A faixa normalmente aplicada de corrente vai de 50 A até mais que 600 A, além de um arco elétrico auto corrigido e estável obtido de uma fonte de tensão constante e com um alimentador de arame de velocidade constante. (PONTES, 2012).

2.3.4. Correntes de soldagem

A corrente de soldagem que é a mesma oriunda da fonte, quando aumentada, desde que as demais variáveis permaneçam constantes, além de causar aumento na taxa de deposição, causa aumento na penetração, na largura e no reforço do cordão de solda (MOREIRA, 2008).

Admitindo-se uma extensão de eletrodo constante, a corrente de soldagem e a velocidade de alimentação do arame no processo MIG/MAG apresentam uma relação direta. Dessa forma, uma alteração da velocidade de alimentação do arame produz, no mesmo sentido, uma variação da corrente de soldagem (FORTES 2005).

O uso de uma corrente elevada gera cordões altos e estreitos, além de mordeduras. Por outro lado, a produção de um arco instável é resultante de uma corrente muito baixa, daí a importância da escolha de uma corrente dentro da faixa adequada do diâmetro do eletrodo que está sendo utilizado. Em se tratando de soldas com passes simples, a corrente deve ser selecionada para atingir a penetração desejada; já, a de passes múltiplos, seleciona-se com base na quantidade desejada de enchimento (PONTES, 2012).

2.3.5. Polaridades da corrente

A polaridade da corrente de soldagem é definida pelo cabo de conexão elétrica aplicada à tocha de soldagem, conforme as opções de polaridade dos terminais da fonte de

energia: “CC⁺” ou “CC⁻”, que segundo PONTES (2012), influencia fortemente no modo de transferência. A Figura 2.9 mostra o efeito da polaridade do eletrodo na soldagem.

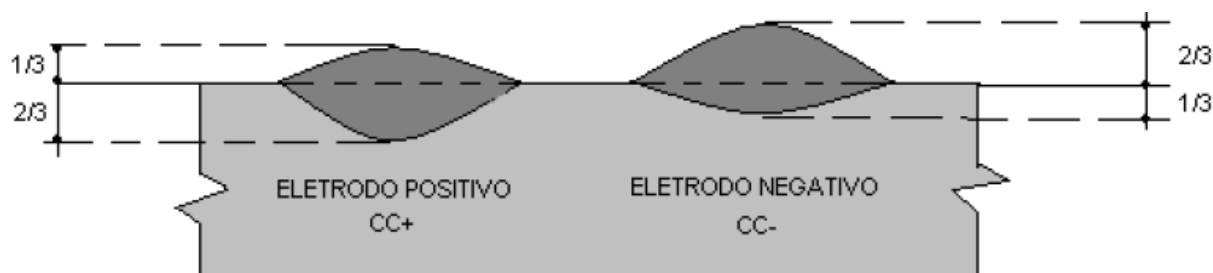


Figura 2.9 – Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros. (Pontes, 2012).

A corrente contínua com polaridade inversa (CC⁺) é o tipo de corrente geralmente utilizada no processo MIG/MAG (PONTES, 2012). Por outro lado, o uso de corrente contínua de polaridade direta CC⁻ oferece uma taxa de deposição cerca de 30% superior à obtida com CC⁺, embora produza menor penetração.

2.3.6 Tensões do arco

Mantendo-se constante as demais variáveis, o comprimento gerado pela descarga elétrica entre o eletrodo e o material de base sofre variação no mesmo sentido de alteração da tensão do arco, cujos efeitos podem ser constatados na geometria do cordão de solda e na aparência externa da solda, conforme Figura 2.10. A variação da largura da zona de fusão é provocada pelo aumento da tensão, que no sentido inverso, se formariam cordões com perfil estreito e mais abaulados (PONTES, 2012).

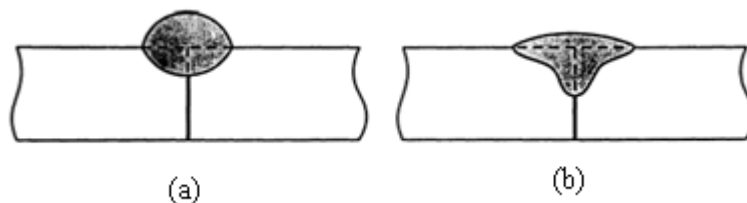


Figura 2.10 – Influência da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante (a) Voltagem excessivamente baixa; (b) Voltagem excessivamente alta. (PONTES, 2012).

2.3.7 Comprimento do eletrodo

É também chamado por “Stick-out” e normalmente corresponde ao comprimento que vai do bico de contato à extremidade onde está formado o arco elétrico, região onde ocorre o efeito Joule (I^2R) (Figura 2.11a). Essa distância referida por outros autores, como sendo, DBCP (bico de contato a peça), influencia a corrente de soldagem necessária para fundir o arame a uma dada velocidade de alimentação, conforme ilustrado na Figura 2.11b (FORTES, 2005).

A corrente necessária para fusão do arame diminui com o aumento da DBCP, que por outro lado, provoca um maior aquecimento por efeito Joule; como também, grandes extensões do eletrodo facilitam o excesso de metal de solda depositado com baixo calor do arco e isso facilita o surgimento de geometrias indesejáveis para o cordão de solda, além da baixa penetração e arco menos estável.

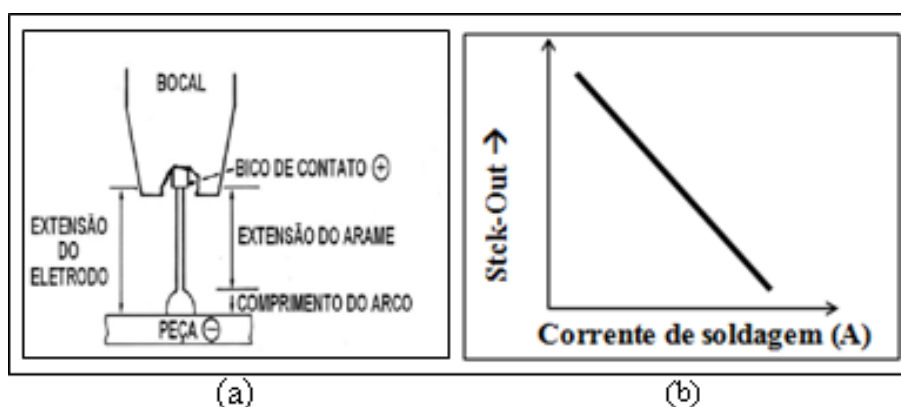


Figura 2.11 – a) Distância entre o bico de contato e a peça; b) Efeito da distância entre o bico de contato e a peça na corrente de soldagem (Adaptado de FORTES, 2005)

2.3.8. Velocidades de soldagem

Considerada como a relação entre o caminho percorrido pelo arco ao longo da peça e o tempo gasto para percorrê-lo, a velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração e não depende da intensidade da corrente. O uso de velocidades de soldagem muito baixa proporciona aumento na taxa de deposição, o que implica no crescimento das dimensões da poça de fusão, além de favorecer uma maior concentração térmica nesta região. Entretanto, quando a velocidade é muito alta, a quantidade de calor transferida é reduzida fazendo com que haja uma diminuição na taxa de deposição (PONTES, 2012).

2.3.9. Gás de proteção

É feito o uso de um gás de proteção no intuito de expulsar o ar atmosférico e proteger a região de soldagem, evitando contaminar a poça de fusão, já que os principais elementos contaminadores, nitrogênio (N_2), Oxigênio (O_2) e vapor d'água estão presentes na atmosfera (ANTUNES, 2008).

O CO_2 é um dos gases mais utilizados no processo GMAW. Contudo, em altas temperaturas, ele sofre uma dissociação originando o CO, que é mais estável que o CO_2 e com isso, causa um forte efeito oxidante, por outro lado, o gás CO_2 permite gerar arcos de maior densidade de energia, comparados aos demais, maior penetração e torna possível o aumento das velocidades de soldagem (RODRIGUES, 2010).

As vantagens observadas com o uso do gás CO_2 estão na baixa quantidade de calor irradiado, na melhor relação profundidade/largura da solda e no menor nível de hidrogênio difusível no metal do cordão de solda; em contra partida, produz alta quantidade de respingos, se relacionado às misturas ricas em argônio (RODRIGUES, 2010).

2.4. Regiões da junta soldada e microestruturas

Segundo ALBUQUERQUE (2010), a formação de uma junta soldada se dá por: Metal de base (MB), metal de solda (MS), linha de fusão (LF) e zona termicamente afetada (ZTA), conforme mostrado na Figura 2.12. Na ZTA, podem surgir várias regiões de microestruturas e propriedades diversas em decorrência dos ciclos térmicos de soldagem e podem ser agravadas nos processos de multipasses.

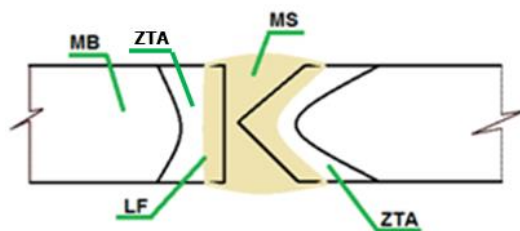


Figura 2.12 – Regiões de uma junta soldada (ALBUQUERQUE, 2010)

2.4.1 A zona fundida (ZF) ou metal de solda (MS)

Para RODRIGUES (2010), esta região da junta soldada é resultante da fusão e solidificação do metal de adição durante a soldagem, somada à parte diluída com o metal de

base, onde as temperaturas de pico ultrapassam a sua temperatura de fusão. Durante a solidificação dessa região, há uma tendência dos grãos crescerem, segundo uma direção do gradiente máximo de temperatura (DGMT), fenômeno conhecido por crescimento competitivo de grãos, conforme ilustrado na Figura 2.13. Por outro lado, os grãos também têm direções preferenciais de crescimento, conhecidas por crescimento fácil; particularmente nas estruturas CFC e CCC essa direção é a $\langle 100 \rangle$. Ocorre que os grãos com direção de crescimento fácil crescem na direção do gradiente máximo de temperatura e evitam o crescimento de outros grãos com orientação de crescimento diferente durante a solidificação.

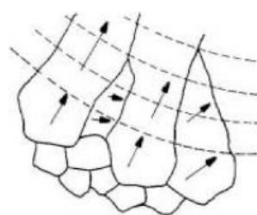


Figura 2.13 – Esquema do fenômeno de crescimento competitivo (RODRIGUES, 2010)

A zona fundida apresenta uma composição química final que depende da diluição, isto é, da participação na formação da zona fundida do metal de base e do metal de adição e ocorre em razão do calor e dos processos de convecção do metal líquido. A diluição (D) é a porcentagem do metal de base envolvido na soldagem e pode ser calculada pela Equação 2.1. Quanto maior for o aporte de calor existe maior tendência a fundir material de base e aumentar seu efeito na composição química da solda.

A diluição é correlacionada com a área da junta soldada a partir da junta soldada e dos materiais depositados (CANTARIN, 2011).

$$D = \frac{A}{A + B} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

Sendo: A = Área da seção transversal do metal de base na ZF;

B = Área da seção transversal do metal de adição na ZF.

É importante o domínio do que ocorre na deposição de revestimentos especiais sobre uma superfície metálica. Para tal, se utilizam os diagramas de Schaeffler (prevê a estrutura da ZF) e Bystram (prevê os problemas característicos), ilustrados nas Figuras 2.14 e 2.15, em função das composições químicas dos metais de base e adição.

De acordo com MODENESI (2008), percebe-se que o diagrama de Schaeffler também se aplica aos aços ferríticos e martensíticos, não sendo restrito apenas aos aços inoxidáveis austeníticos. No diagrama, o ponto que representa a solda situa-se no segmento de reta cujas extremidades são formadas pelos pontos (Creq, Nieq) dos MB e MA, porém, a sua posição dependerá da diluição da solda, ficando mais próximo do metal de adição para soldas de pequena diluição.

Quando da soldagem do aço AISI 8630 modificado, observa-se que a zona fundida será formada por maratonista, região prevista no diagrama de Bastaram como susceptível de fissuração a frio. Segundo Barbosa (2007), essa região corresponde normalmente aos aços temperados ou temperados e revenidos, com teores mais altos de carbono, (ex. 0,3%). A fissuração a frio (abaixo de 400 °C) ocorre nesses aços, devido à ação de três fatores, agindo simultaneamente: martensita, tensões e hidrogênio, que normalmente se manifestam na ZTA da junta soldada, com possibilidades também de surgir no cordão de solda.

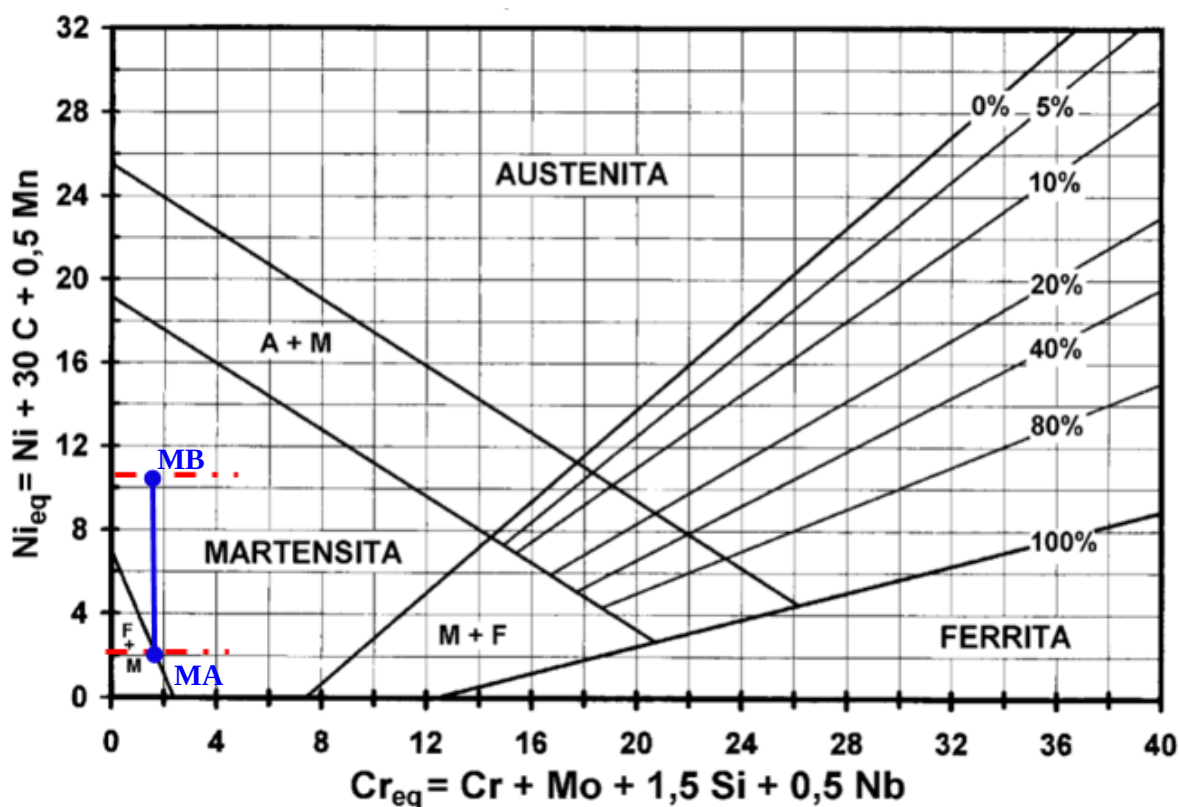


Figura 2.14 – Diagrama de Schaeffler apresentando a composição química prevista para o aço AISI 8630 modificado e o arame de aço carbono ER80S-D2 (MODENESI, 2001).

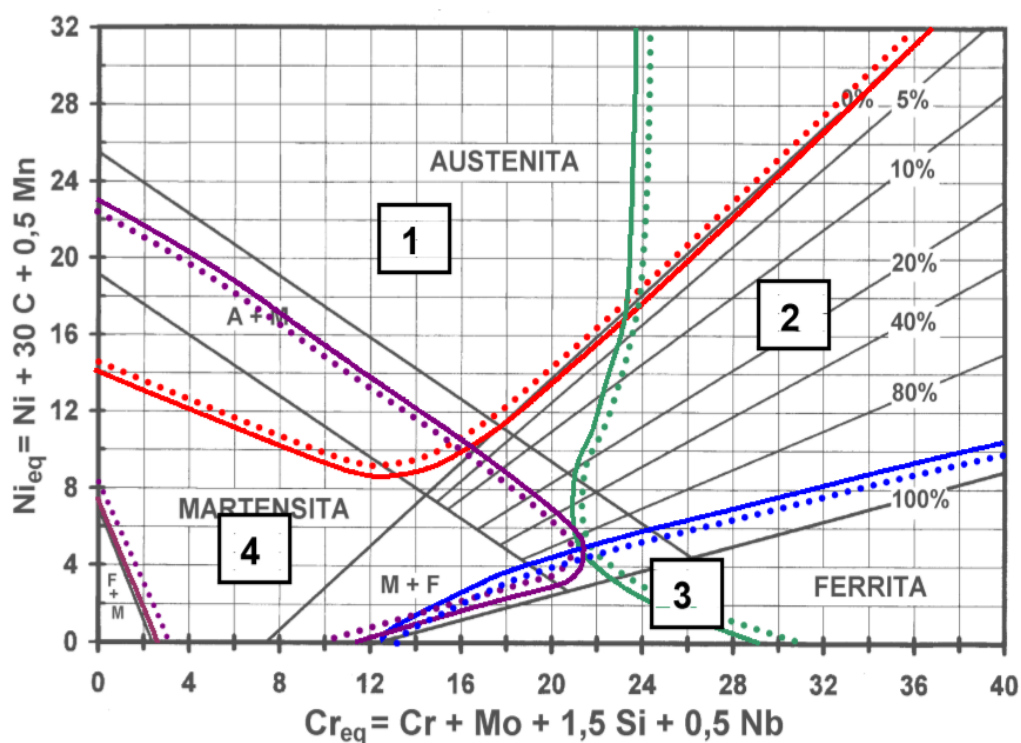


Figura 2.15 – Diagrama de Bystram (MODENESI, 2001)

2.4.2. Zona termicamente afetada pelo calor (ZTA)

A ZTA corresponde à região do metal de base que, pela sua adjacência com a zona fundida, sofreu alterações microestruturais em decorrência do calor gerado durante o processo de soldagem. A Figura 2.16 mostra as macrografias de uma junta soldada (metal de solda, ZTA e metal base) para as situações de único passe e múltiplos passes. Na solda multipasses, podem ser visualizadas interferências provocadas na estrutura decorrentes dos múltiplos passes aplicados durante a soldagem (SANT'ANNA, 2006).

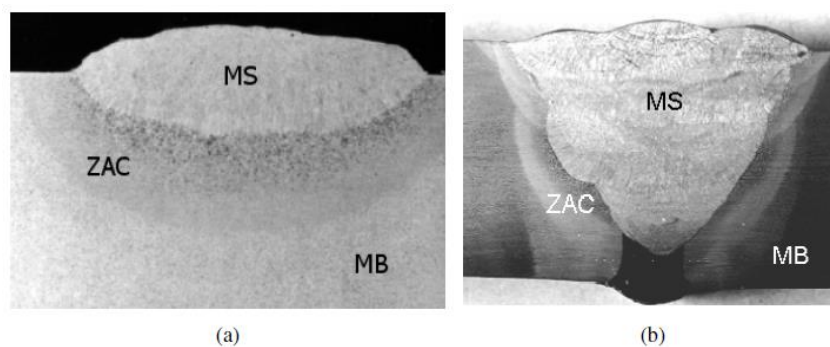


Figura 2.16 – Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. (SANT'ANNA, 2006).

A Figura 2.17 está relacionada às influências da distribuição de temperatura máxima de soldagem no diagrama de transformação de fases, com os possíveis efeitos provenientes a partir do gradiente de resfriamento na microestrutura da ZTA. A região de granulação grosseira ou de crescimento de grão da austenita, que ocorre entre 1100 °C e 1500 °C dificulta a sua transformação em ferrita durante o resfriamento, o que favorece maior temperabilidade. Em geral essa região caracteriza-se por uma ferrita apresentando morfologia em placas com a presença de bainita (RODRIGUES, 2010).

Em alguns casos mais restritos com soldas multipasses, podem ser formados constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade, visto que a microestrutura é mais complexa (RODRIGUES, 2010). Porém, segundo CAMPOS (2005), para minimizar a dureza na ZTA em juntas multipasses, pode ser utilizado um cordão de revenimento sobre os passes de acabamento, o que resulta num decréscimo da ordem de 20% da máxima dureza da ZTA.

A dureza e a extensão da ZTA são resultantes do aporte térmico, conforme ilustrado na Figura 2.18, advindo das influências do preaquecimento, que aumenta a energia final de soldagem e conseqüentemente estimula o aumento na largura da ZTA. Por outro lado, reduz consideravelmente a taxa de resfriamento, promovendo a redução da dureza nesta região; com isso, diminui a susceptibilidade desta região sofrer fissuração por corrosão sob tensão em caso da junta trabalhar na presença do H₂S (CAMPOS, 2005).

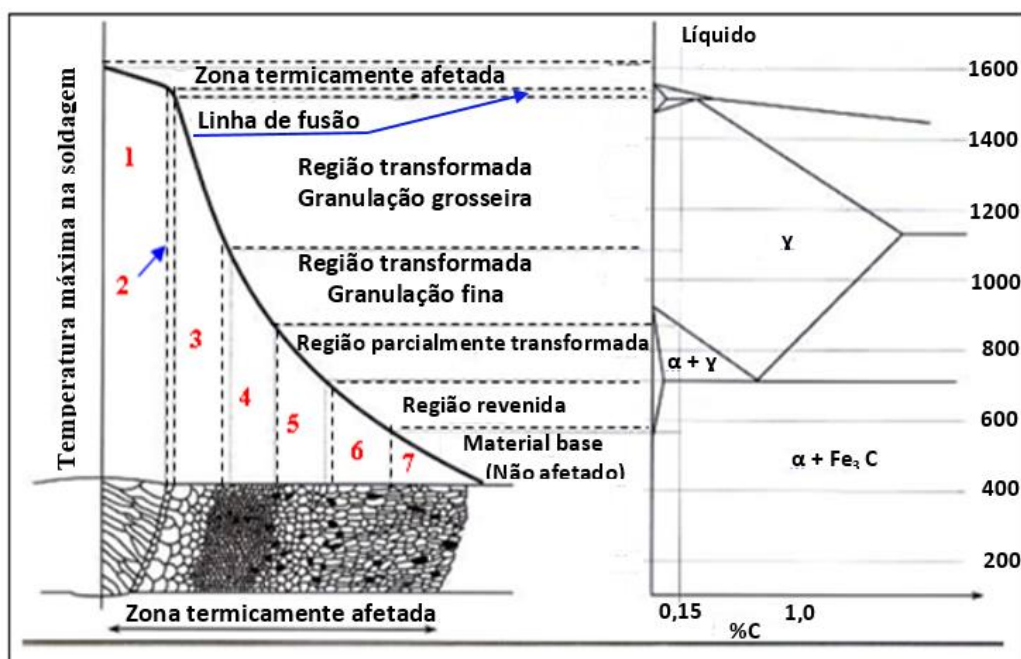


Figura 2.17 – Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA (RODRIGUES, 2010).

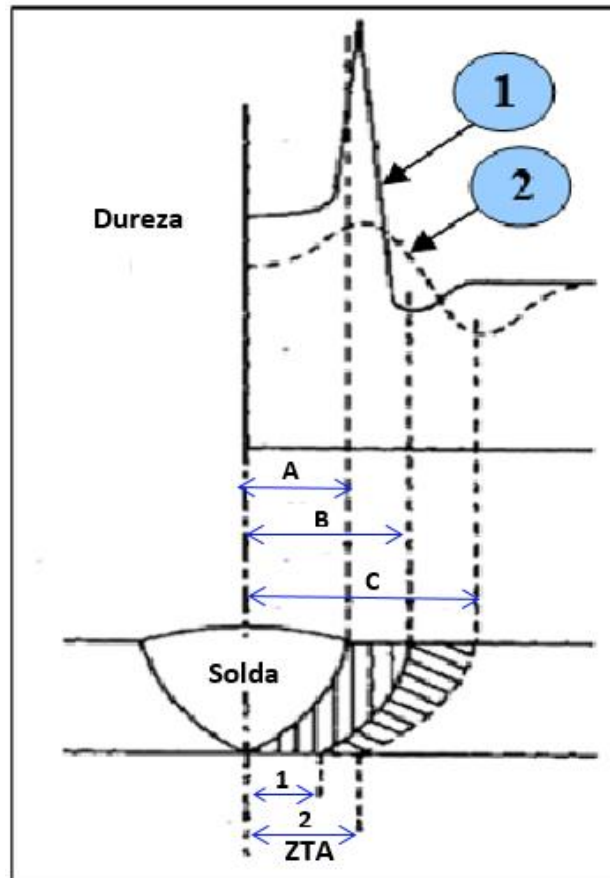


Figura 2.18 – Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada. Caso 1-sem preaquecimento onde (B-A) corresponde à largura da ZTA. Caso 2 - com pré-aquecimento onde (C-A) corresponde à largura da ZTA (CAMPOS, 2005).

2.4.3. Linha de fusão (LF)

É a região delimitadora entre a ZF e a ZTA. A partir dela, se origina e se desenvolve, na direção da linha central do cordão de solda, o crescimento epitaxial, ilustrado na Figura 2.19, formando o metal de solda. A continuidade metalúrgica entre as regiões de fronteira ZF – ZTA tem início principalmente no crescimento de grãos do metal de base que estão na linha de fusão. (RODRIGUES, 2010).

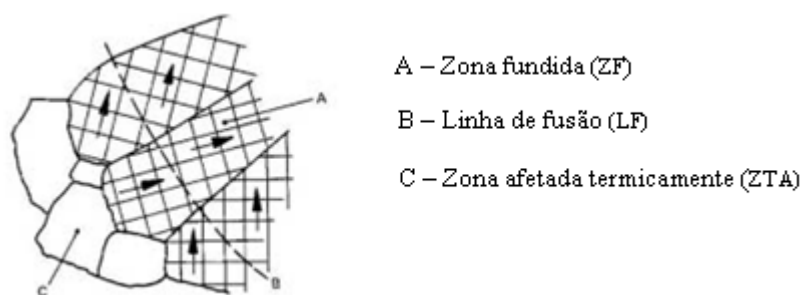


Figura 2.19 – Crescimento epitaxial, Solidificação da zona fundida (CAMPOS, 2005)

2.4.4. Microestrutura na ZTA

A microestrutura da ZTA é consequência das alterações estruturais do metal de base, associado aos ciclos térmicos e deformações no transcorrer da soldagem, (MODENESI, 2010).

Segundo ALBUQUERQUE (2010), as oscilações dos ciclos térmicos de soldagem promovem alterações na microestrutura da ZTA que pode comprometer algumas das propriedades mecânicas, tornando a região da junta soldada mais propícia ao surgimento de trincas.

A ZTA dos aços transformáveis (capazes de sofrer transformação no estado sólido) é constituída por várias regiões, conforme seu afastamento do cordão de solda, como pode ser observado na Figura 2.20, Contudo, segundo MODENESI (2010), geralmente a região de granulação grosseira (ZTAGG) é onde as propriedades mecânicas podem ser mais degradadas.

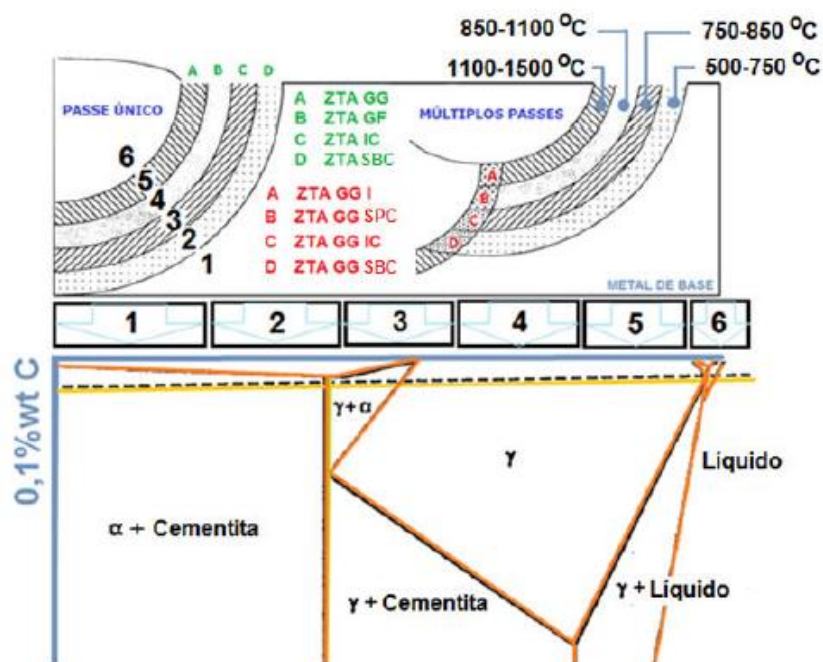


Figura 2.20 – Principais regiões da junta soldada (ALBUQUERQUE, 2010)

❖ Região de Grãos Grosseiros (ZTAGG)

Também conhecida como região de crescimento de grão, equivalente à parte do metal de base aquecida além de sua temperatura de crescimento de grão (geralmente, em torno de 1200 °C), formando uma microestrutura de destaque pelo seu elevado tamanho de grão austenítico e de uma microestrutura final resultante da decomposição da austenita (MODENESI, 2010).

Essa formação microestrutural reduz consideravelmente a tenacidade do material em decorrência da estrutura martensítica adquirida, que teve a temperabilidade do aço favorecida pelo desenvolvimento de grãos austeníticos maiores; Por isso, esta é considerada a sub-região mais crítica da junta soldada (ALBUQUERQUE, 2010).

❖ Região de Grãos Finos (ZTAGF):

Trata-se de uma microestrutura que foi aquecida a temperaturas na faixa de 900 °C a 1000 °C, cujo crescimento do tamanho de grão austenítico é fino e uniforme como se o aço tivesse sido normalizado sem contar que, relativamente, é constituída de boas propriedades mecânicas (SANT'ANNA, 2006).

Segundo MODENESI (2010), não se trata de uma região crítica para a maioria dos aços, exceto para aqueles temperados e revenidos, na qual ela pode apresentar uma menor resistência mecânica comparada ao metal de base.

❖ **Região Intercrítica (ZTAIC):**

Trata-se de uma microestrutura formada na faixa de temperaturas entre A1 e A3. Nesta fase há apenas transformação parcial da austenita, permanecendo com parte da ferrita existente previamente. Em determinadas circunstâncias (composição química do aço e taxa de resfriamento na soldagem) pode haver deterioração das propriedades mecânicas (SANT'ANNA, 2006).

Segundo ALBUQUERQUE (2010), a microestrutura resultante será refinada e o teor de carbono da austenita é maior que os valores nominais dos aços. Por outro lado, MODENESI (2010) afirma que as regiões cujo teor de carbono é maior que o teor médio do aço, a estrutura pode se transformar em martensita em caso de velocidades de resfriamento elevadas.

❖ **Região Subcrítica (ZTASBC)**

Esta região ocorre na faixa de temperaturas abaixo de A1, não havendo nenhuma transformação austenítica. Contudo, algumas reações podem ocorrer na fase ferrítica, como precipitações de carbonetos e nitretos, esferoidização da cementita, e outras (SANT'ANNA, 2006).

No caso de soldagens com múltiplos-passes, Figura 2.20, formam-se também sub-regiões ZTAGG, possibilitando a geração de micro constituintes específicos conforme a taxa de resfriamento a que foi submetida, designadas por: ZTAGG I (zona de grãos grosseiros inalterados), ZTAGG SPC (zona de grãos grosseiros supercríticos), ZTA GG IC (zona de grãos grosseiros intercrítica) e ZTAGG SBC (zona de grãos grosseiros subcríticos). Por outro lado, a altas taxas de resfriamento, parte da austenita enriquecida de carbono transforma-se em martensita, enquanto a outra parte restante fica retida à temperatura ambiente originando o micro constituinte M-A, que pode ocasionar zonas de fragilização localizada (regiões com baixos valores de tenacidade, comprometendo a integridade da junta soldada), reduzindo a tenacidade na ZTAGG; daí a importância de se observar quantidade, tipo e distribuição desse micro constituinte na obtenção de boa tenacidade (ALBUQUERQUE, 2010).

Conforme a Figura 2.21, tem-se a associação entre a temperatura de pico (atingida na ZTA) e a energia absorvida no ensaio Charpy, em que quedas na tenacidade são percebidas para as temperaturas correspondentes à região intercrítica ($\sim 730\text{ }^{\circ}\text{C}$) e a região de grãos grosseiros da ZTA ($\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) (SANT'ANNA, 2006).

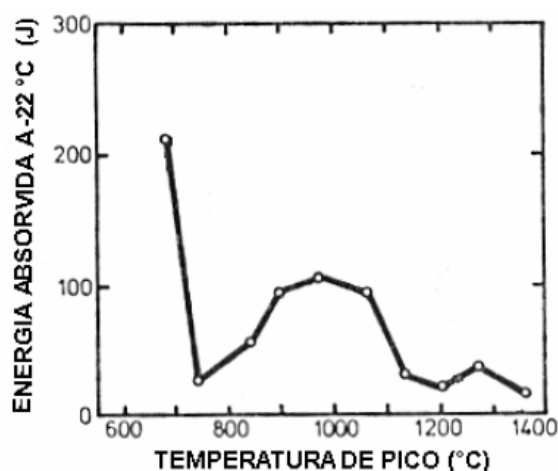


Figura 2.21 – Efeito da temperatura do pico na energia absorvida a $-22\text{ }^{\circ}\text{C}$ em ensaio Charpy-V (SANT'ANNA, 2006).

As microestruturas sofrem alterações mais intensas em aços temperados e revenidos, pois, segundo MODENESI (2010), ocorre um super-revenido das regiões da ZTA, aquecidas além da temperatura original de tratamento. Nestes padrões, se amplia a região intercrítica, apresentando uma dureza menor comparada ao metal base.

As influências provenientes dos ciclos térmicos, decorrentes dos passes posteriores a um dado passe, quando em soldagem multipasses, favorecem estruturas ZTA mais complexas, o que provoca o surgimento de novas sub-regiões, a exemplo do exposto na Figura 2.22 quando a região da ZTAGG do passe 1 recebe as influências térmicas do passe 2 aplicado a um gradiente de temperatura entre A3 e A1 (aquecimento intercrítico), originando a região conhecida por ZTA GG IC (IC – intercrítica e GG – granulação grosseira). As regiões de granulação grosseira (**ZTAGG**) ou intercrítica (**ZTAGGIC**) são as mais importantes microestruturas originadas das transformações sofridas na região ZTAGG pelas influências térmicas entre as múltiplas regiões reaquecidas que podem ser formadas, e podem, em alguns aços, gerar regiões discretas de muito baixa tenacidade, conhecidas como **Zonas Frágeis Localizadas (LBZ** – “Localized Brittle Zone”), (MODENESI, 2010).

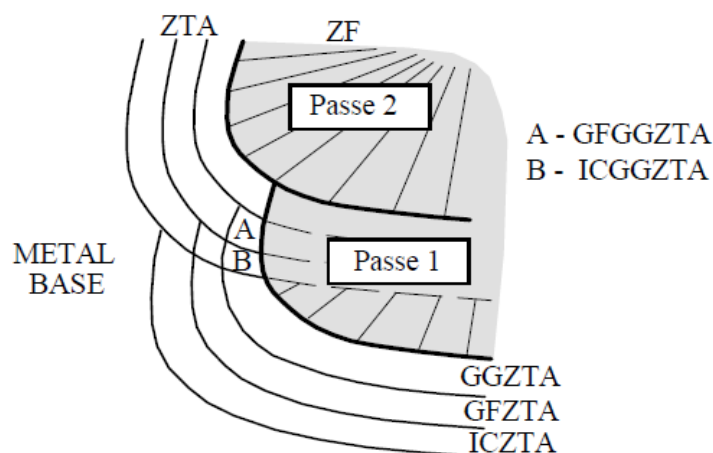


Figura 2.22 – Exemplos de sub-regiões (A e B) da ZTA na soldagem multipasses (MODENESI, 2010).

2.4.5. Microestrutura no metal de solda

A zona fundida, como também é chamado o metal de solda, corresponde à região onde se dá, não somente a fusão do metal de adição, mas também a diluição entre o metal de base e o metal de adição (CAMPOS, 2005).

A solidificação heterogênea dessa região inicia-se na interface com o metal sólido, mais precisamente na ZTAGG, ilustrado na Figura 2.23, onde os primeiros grãos, ao se solidificarem, possuem larguras que são definidas pelas fronteiras adjacentes (ALBUQUERQUE, 2010).

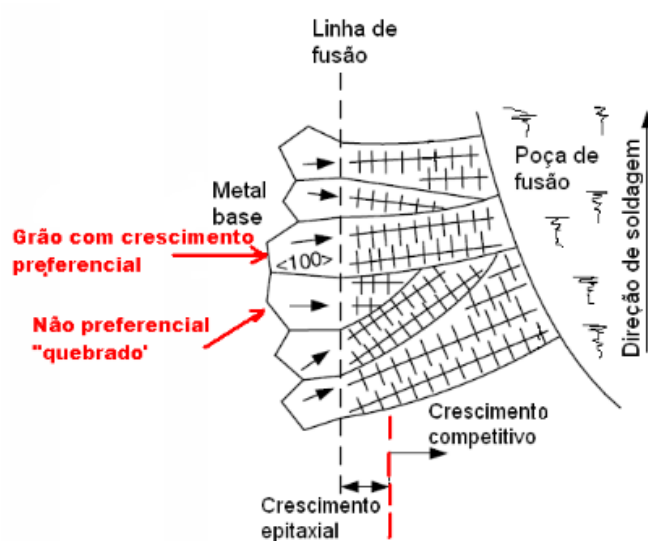


Figura 2.23 – Esquema de crescimento preferencial a partir da interface com o metal base na ZTA GG (Filho, 2007)

A microestrutura resultante no metal de solda é função dos vários parâmetros como a composição química do metal de base e do metal de solda, ciclo térmico de soldagem, tamanho de grão austenítico e teor de distribuição das inclusões não metálicas. Além do mais, estes fatores também sofrem influências da energia de soldagem, espessura e geometria da junta, além da temperatura de preaquecimento e interpasse (ALBUQUERQUE, 2010).

Também as fases ferrita, cementita e martensita, basicamente originadas a partir da decomposição da austenita, outras pequenas partes desta podem não sofrer modificações (austenita retida), como também, existe a possibilidade do aparecimento de diversos precipitados como outros carbonetos, nitretos, etc, e inclusões. Portanto, é provável que surjam fases com diversos constituintes cuja identificação não possa ser diagnosticada com facilidade, além do agravante da alta divergência de aparência entre estes constituintes e o metal base, com os comumente já conhecidos. Por isso, terminologias diferentes e desconcordantes foram reproduzidas durante décadas na descrição de microestruturas do metal de solda. Um sistema de classificação dos constituintes do metal de solda mais aceito nos dias atuais foi desenvolvido em 1988 pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) e conforme seu critério, os constituintes mais comuns da zona fundida estão abaixo discriminados (MODENESI, 2010).

❖ Ferrita primária de contornos de grão – PF(G)

Trata-se de uma microestrutura que ocorre a elevadas temperaturas de transformação (800-850°C), como resultado da primeira decomposição da austenita formando cristais de ferrita, com nucleação nos contornos de grão austeníticos. É de fácil identificação pela microscopia ótica e tem aspecto lenticular (em forma de lente) ou equiaxial (que tem eixos iguais) Figura 2.24 e Figura 2.27a.

Com um tamanho de grão, relativamente grande, da ferrita, se propicia nesta forma uma formação de veios ao longo dos contornos de grãos colunares austeníticos, nas partes inalteradas do metal de solda. Quando da transformação de fase como a perlita, é possível o aparecimento de constituintes isolados, ricos em carbono e em impurezas. Portanto, se torna indesejável nas soldas de alta resistência à fratura por clivagem (fratura frágil) esse constituinte em altas quantidades (MODENESI, 2010).

É um constituinte com morfologia alongada com um aspecto claro e liso. Forma-se por meio de baixas taxas de resfriamento (ALBUQUERQUE, 2010).

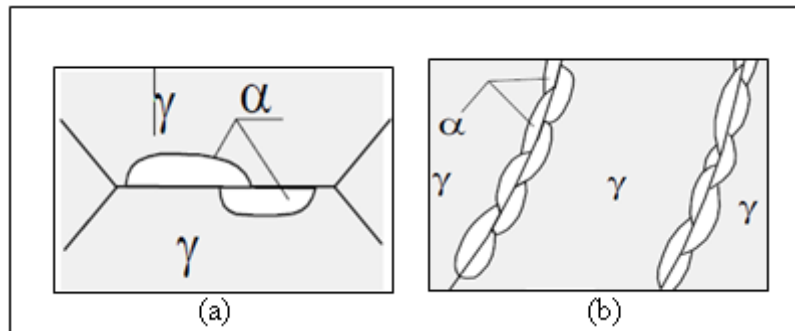


Figura 2.24 – (a) Desenho esquemático mostrando a ferrita de contorno de grão. (b) Formação de veios de ferrita de contorno de grão na estrutura de grãos colunares de austenita da ZF (adaptado de MODENESI, 2010).

❖ Ferrita poligonal intragranular – PF (I)

Formam-se dentro dos grãos austeníticos, normalmente com aspecto de grãos poligonais e aguentam baixas taxas de resfriamento (ALBUQUERQUE, 2010).

Para os casos de tamanho de grão austenítico com dimensão muito superior aos da ferrita que se forma no seu contorno de grão, é provável que estes últimos surjam no interior da austenita Figuras 2.25 e Figura 2.27 bii, caso existam sítios para nucleação intragranular. Em temperatura elevada, a formação da ferrita consta de grãos equiaxiais, que é de fácil identificação pela microscopia ótica (MODENESI, 2010).

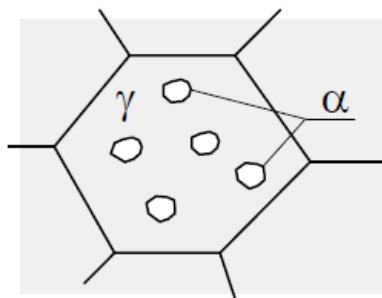


Figura 2.25 - Desenho esquemático mostrando a morfologia da ferrita poligonal intragranular (MODENESI, 2010).

❖ Ferrita acicular – AF

É originada no interior dos grãos austeníticos, conforme a Figura 2.26 e Figura 2.27. Além disso, são obtidas em níveis de temperaturas semelhantes às baixas temperaturas de formação da bainita. A ferrita acicular tem nucleação heterogênea, em sítios formados por

inclusões, precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos, como as numerosas inclusões provenientes da existência de oxigênio, normalmente em teores superiores aos do metal base, que, como exemplo, temos as inclusões compostas de titânio TiO, mostrando ser a mais efetiva para estabelecer a nucleação da ferrita acicular (MODENESI, 2010).

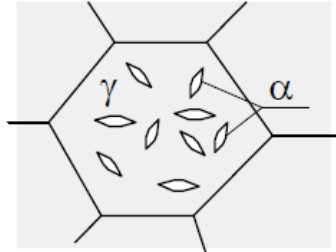


Figura 2.26 - Desenho esquemático da morfologia da ferrita acicular (MODENESI, 2010).

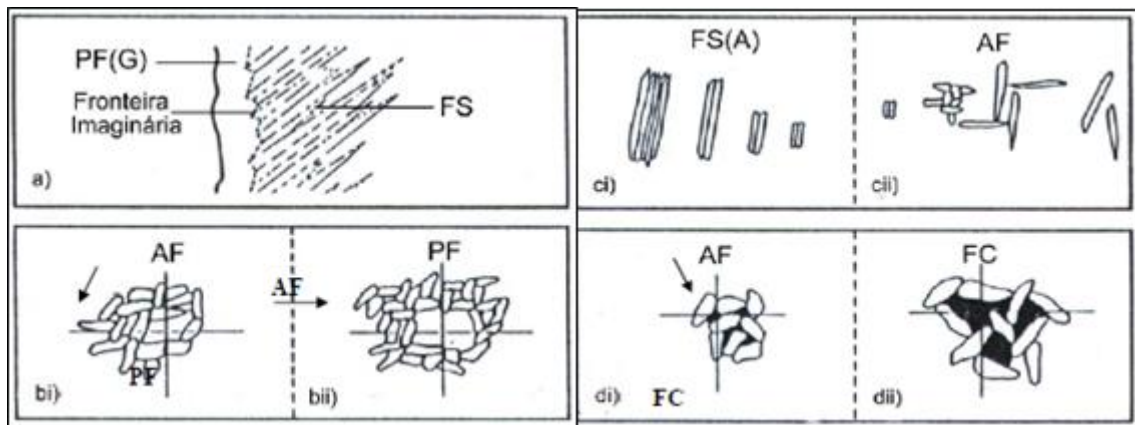


Figura 2.27 – Ilustração esquemática de constituintes microestruturais (NASCIMENTO, 2005).

Na Figura 2.27 observa-se:

- ✓ a- Fronteira imaginária entre PF(G) e FS.
- ✓ bi- Ferrita sob o retículo <3x a largura média da ripas de ferrita que a circundam.
- ✓ bii- Ferrita sob o retículo >3x a largura média das ripas de ferrita que a circundam.
- ✓ ci- Duas ou mais ripas paralelas e relação comprimento/largura > 4/1.
- ✓ cii- Duas ripas com relação comprimento/largura <4/1 ou ripas não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento/largura
- ✓ di- Área da colônia FC sob o retículo < área individual das ripas de ferrita.
- ✓ dii)- Área da colônia FC sob o retículo > área individual das ripas de ferrita

Segundo ALBUQUERQUE (2010), maiores valores de AF presentes proporcionam acréscimo na intensidade de energia absorvida, Figura 2.28.

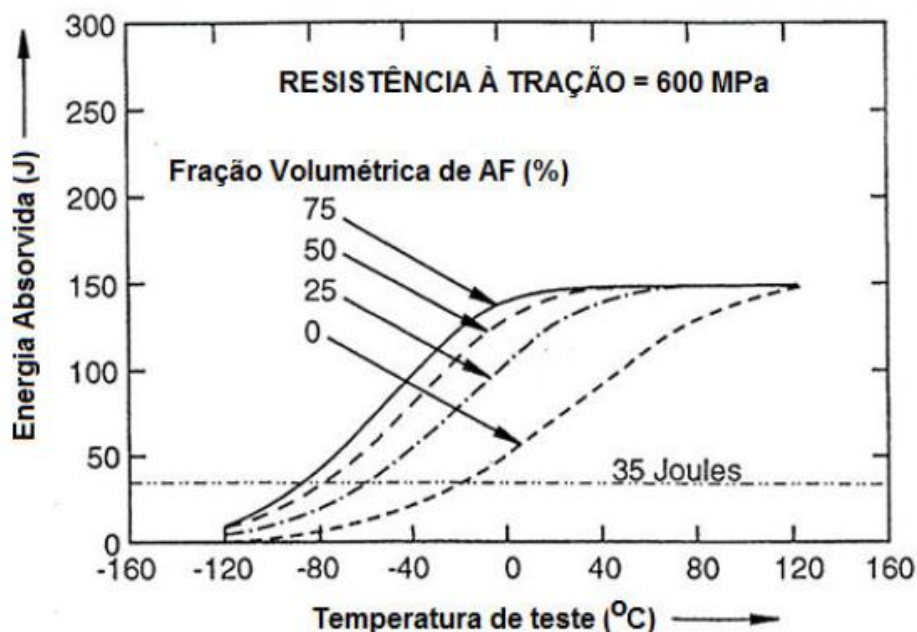


Figura 2.28 – A AF na energia absorvida por impacto (Albuquerque, 2010).

O que se constata como diferença entre as formas AF e as PF(G) e PF(I), segundo Modenesi (2010), está na fina granulação da AF, além da maior densidade de deslocamentos, entre (10^7 e 10^8 Cm^{-2}). Os grãos da AF possuem em torno de $2\mu\text{m}$ de espessura, alta razão do comprimento pela largura (entre 2 e 10) e grande ângulo para os contornos de grãos.

É possível encontrar entre os grãos da AF carbonetos ou outros micros constituintes ricos em carbono. Por outro lado, a AF se destaca por apresentar uma elevada tenacidade no metal de solda, devido ao pequeno tamanho de grão e da diferente orientação cristalina entre eles, o limite de escoamento chega a 500 MPa (MODENESI, 2010).

❖ Ferrita com segunda fase alinhada – FS (A)

Tem alta semelhança no aspecto estrutural, Figura 2.27ci e, entre os constituintes, subdivide-se em:

i. Ferrita pró-eutetóide – ferrita que se forma, segundo MODENESI (2010), a temperaturas inferiores aos dos constituintes: AF, PF(G), PF (I) quando da nucleação das placas iniciadas nos contornos dos grãos austeníticos, com crescimento na direção dos planos no interior destes grãos. Está ilustrada na Figura 2.29 uma liga ($Fe-Fe_3C$), hipoeutetóide, (%C < composição eutetóide), onde a ferrita aparece na perlita e numa fase formada durante o resfriamento ao longo da região das fases ($\alpha + \gamma$). A primeira chama-se ferrita eutetóide e a segunda ferrita proeutetóide, por formar-se acima da temperatura eutetóide (CARDOSO, 2012).

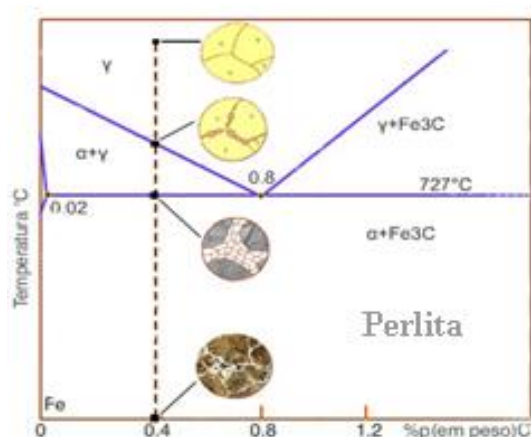


Figura 2.29 – Microestrutura de perlita e ferrita proeutetóide (CARDOSO, 2012).

ii. Bainita (geralmente, bainita superior). Ambos os constituintes podem ser nucleados diretamente no contorno de grão da austenita como também nos grãos da ferrita de contorno de grão formados anteriormente, Figura 2.30.

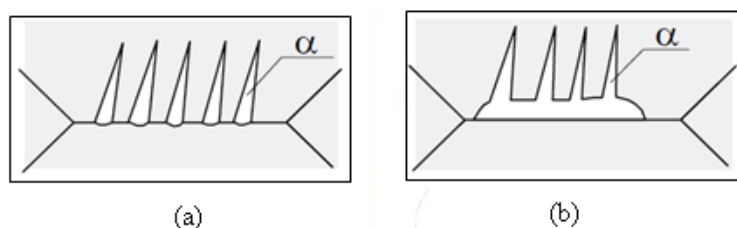


Figura 2.30 – Desenho esquemático da morfologia das placas laterais de ferrita (MODENESI, 2010).

A ferrita pro-eutetóide, também conhecida como “placas laterais de ferrita” por alguns autores, não traz boas influências na ZF de soldas com elevada tenacidade prevista, em razão da presença de filmes de constituintes saturados em carbono e frágeis em seus contornos, além dos grãos relativamente grosseiros que apresentam pequena diferença de orientação cristalina entre si. Por outro lado, a bainita superior cuja formação é favorecida por uma alta

velocidade de resfriamento, baixo teor de oxigênio ou alta presença de elementos de liga, também é geralmente indesejável por apresentar baixa tenacidade. Embora semelhante ao constituinte anterior (placas laterais de ferrita), apresenta maior densidade de defeitos cristalinos (deslocações) e comumente precipitações internas de carbonetos, o que a torna facilmente identificada e a distingue pela microscopia eletrônica (MODENESI, 2010).

❖ **Ferrita com segunda fase não alinhada – FS (NA)**

É formada quando a ferrita envolve completamente: (a) “Microfases” (Carbonetos ou AM – austenita – martensítica), aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou (b) Grãos de ferrita acicular. A morfologia desse constituinte assemelha-se com uma forma atípica de bainita (a microestrutura se desenvolve tridimensionalmente e o que se observa no microscópio é apenas um corte bidimensional desta) (MODENESI, 2010).

❖ **Agregado Ferrita/ Carbonetos – FC**

Obtida pela decomposição da austenita saturada de carbono, que foi liberado quando da transformação da ferrita a elevadas temperaturas, incluem-se: A perlita, a bainita inferior e o constituinte AM (austenita-martensita). Além de surgirem em menor quantidade quando o metal é de baixo carbono e baixa liga, os FC são microestruturas de áreas escuras e de difícil identificação, o constituinte AM se destaca por ser mais prejudicial à tenacidade do que a estrutura ferrita-carbetos, oriunda da austenita saturada em carbono.

❖ **Martensita – M**

Essa microestrutura se forma dentro dos grãos auteníticos com predominância em decorrência de um resfriamento acelerado. A martensita oferece uma alta resistência mecânica advinda do carbono, o qual por outro lado deixa a estrutura com baixa tenacidade, propiciando fraturas frágeis. Contudo, para alguns aços com baixo teor de carbono, em torno de 0,1%, pode ocorrer junto com a formação da martensita algum carboneto, gerando uma estrutura com características semelhantes à bainita inferior, conhecida como martensita auto-revenida, resultando numa boa resistência à fratura frágil.

Conforme ilustrado por ALBUQUERQUE (2010), podemos identificar alguns desses micros constituintes da ZF em aços ferríticos, através da Figura 2.31.

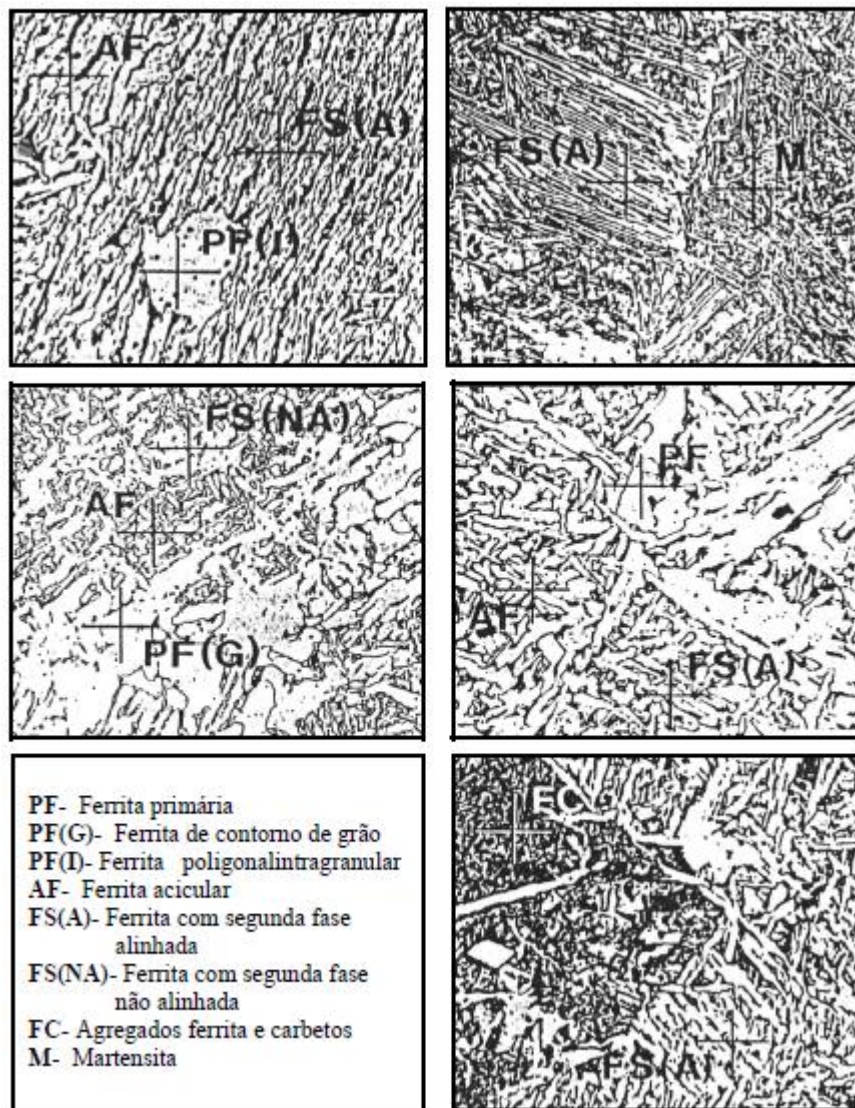


Figura 2.31 – Microconstituintes da ZF em aços ferríticos (RODRIGUES, 2010).

2.5. Características da Zona Parcialmente Diluída

Uma das condições para que ocorra a formação da ZPD se atribui à situação em que a temperatura líquidus do metal de solda (T_{MS}) se mostra inferior à temperatura líquidus do metal base (T_{MB}), o que estimula para dentro da poça de fusão o metal de base líquido por meio do aporte térmico, gerado pelo arco elétrico, que atua sobre a poça de fusão. Níveis de dureza que podem registrar valores acima de 400 HV, caracterizam estas regiões formadas ao longo da interface da linha de fusão.

As ZPD's têm sido foco de pesquisa na tentativa de alcançar o bom entendimento dessa formação metalúrgica em soldas de metais dissimilares α - γ , por se tratar de regiões

frágeis, Figura 2.32. Estas regiões têm microestrutura martensítica, precipitados e/ou fases intermetálicas (fase sigma), com largura de dezenas de micrometros e de uma composição média entre o metal de solda e o metal de base. Por outro lado, pode-se levar a estrutura a falhar na interface revestimento/substrato, motivada pela suscetibilidade apresentada a ataques corrosivos por pite, fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão (DIAS, 2011).

Se por um lado, os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) estimulam a redução de ZPD e seus níveis de dureza, por outro lado, podem motivar a precipitação de constituintes intermediários, bem como, o crescimento e descarbonetação dos grãos do metal de base próximo a linha de fusão, causadores de perda de tenacidade em juntas dissimilares, resultado não esperado para a qualidade das soldas (DIAS, 2011).

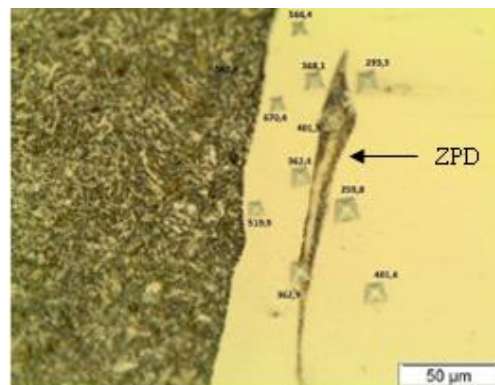


Figura 2.32 - ZPD na forma de ilha, ampliação: 500x (PONTES, 2012).

2.6. Amanteigamento

Segundo LIMA, SILVA & CHILQUE (2010), o amanteigamento é uma camada que se utiliza para interligar materiais dissimilares, por apresentarem diferenças entre seus coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão. Além disso, serve para formar uma proteção que irá dificultar a migração de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda. Aplicado também como absorvedor de tensões, nos possíveis casos em que estas surgem, numa interface sobreposta, cujo material tem alta resistência e baixa ductilidade, a exemplo dos revestimentos duros (Liga homogeneamente depositada por soldagem, na superfície de um material de menor dureza) (PONTES, 2012).

De acordo com COSTA (2013), na região da interface entre os materiais de uma soldagem por amanteigamento podem surgir falhas, causadas pela diferença da composição química entre os materiais envolvidos.

O processo de amanteigamento deve possuir, de acordo com FRATARI, SCHVARTZMAN E SCOTTI (2009), algumas características em relação ao substrato:

- ❖ Compatibilidade química com o substrato (por exemplo, não se consegue amanteigar aço com alumínio ou mesmo sobre cobre puro);
- ❖ Composição que combinada com a do substrato não resulte em soldas com susceptibilidades a trincas;
- ❖ Alta ductilidade (no caso de se procurar reduzir as tensões geradas pelos passes de união entre os dois componentes);
- ❖ Baixa diluição, através da seleção de parâmetros (considerando que muitas vezes os custos dos materiais de amanteigamento são superiores ao do substrato).

2.7. Soldabilidade dos Aços de Baixa Liga

Segundo NETO (2010), o termo soldabilidade está associado à fabricação de juntas soldadas, isentas de defeitos causados pelo aporte térmico, que podem induzir à formação de trincas. Os aços de baixa liga, de acordo com CANTARIN (2011), são considerados soldáveis, já que possuem adequadas propriedades mecânicas, adquiridas com tratamentos térmicos aplicados antes e após a soldagem e controle da temperatura durante os interpasses.

De acordo com MODENESI (2008), o maior problema de soldabilidade destes aços é a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio, principalmente na ZTA. As trincas a frio ou induzidas por hidrogênio, são descontinuidades apresentadas nas micro-estruturas após algum tempo do resfriamento do metal de solda, que, segundo SILVA (2003), não ocorre sem a ação simultânea de quatro fatores: 1- O hidrogênio dissolvido no metal fundido, 2- As tensões residuais decorrentes da soldagem, 3- Uma microestrutura frágil (normalmente a martensita), e 4 – A baixa temperatura (abaixo de 150°C).

Conforme CANTARIN (2011), a uma temperatura inferior ao do MB, o MA transforma-se de austenita para ferrita, o que implica na rejeição do hidrogênio presente no MS (austenítico), mantendo-o na ZTA.

O carbono equivalente é uma das fórmulas mais comuns empregadas para se medir a soldabilidade de um aço. Para um teor de carbono superior a 0,12%, o CE deve ser calculado utilizando a Equação 2.3 definida pelo IIW (API 5L, 2000).

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.3)$$

Os mais importantes influenciadores na soldabilidade de uma liga, registrados por CARMINATI (2009), são:

- ❖ As transformações produzidas na ZTA;
- ❖ A composição química do metal de base e do metal de adição;
- ❖ As tensões residuais geradas durante a soldagem;
- ❖ O procedimento de soldagem empregado.

De acordo com COOPER ORDÓNEZ (2004), na Equação 2.3, os elementos são expressos em porcentagem de peso, sendo aplicada para aços com conteúdo de carbono (> 0,12%), na porcentagem qual se enquadra o aço AISI 8630 modificado, utilizado nesse estudo. O estudioso pesquisador considera um patamar de 0,40% como limite adequado do CE para melhorar a soldabilidade dos aços, que, de acordo com a norma NBR7007 (2002), esse valor é considerado menor ou igual a 0,55%. Por outro lado, Modenesi, Marques & Santos (2006) afirma que se o $CE < 0,4$, o aço não é suscetível à fissuração, ao passo que se $CE > 0,6$, o material é fortemente sensível, vindo a exigir técnicas especiais de soldagem, como: utilização de processos de baixo nível de hidrogênio e de pré-aquecimento.

Tanto o carbono como os elementos de liga influenciam na soldabilidade, sendo que o teor de carbono é determinante, pois é o responsável pelo nível de endurecimento. Na Figura 2.33, se ilustra como a soldabilidade varia em função do teor de carbono e dos elementos de liga (ZEEMMANN, 2003).

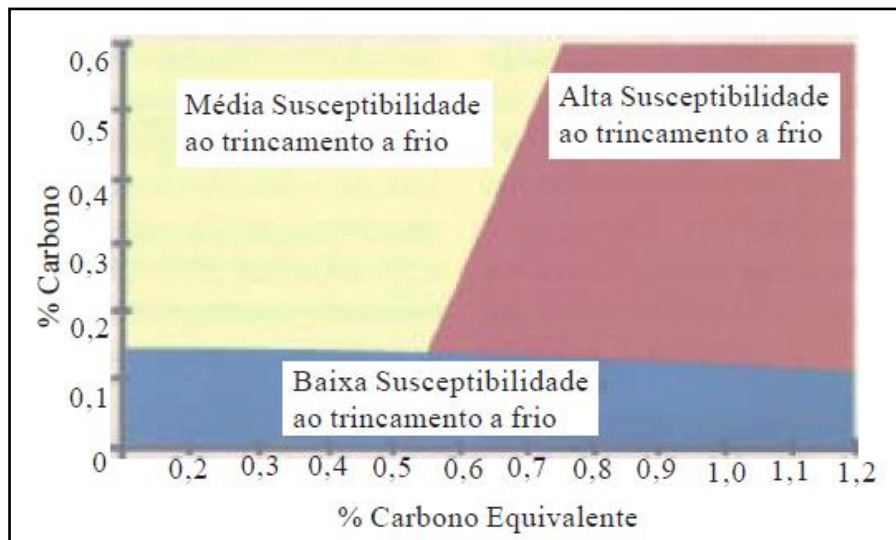


Figura 2.33 – Avaliação da possibilidade de trincamento a frio (adaptado de ZEEMMANN, 2003)

Os aços que se enquadram na região azul não apresentam problemas relativos com soldabilidade. Os aços situados na região bege exigem mais atenção, por serem sujeitos a trincas a frio, além de apresentarem moderada soldabilidade. Deve ser adotado um controle para determinar a velocidade de resfriamento, evitando assim possíveis transformações de fases indesejáveis. Aços localizados na região roxa possuem alta temperabilidade e são passíveis de trincas a frio, em consequência do alto teor de elementos de liga causando fragilização da ZL.

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

O objetivo deste capítulo é descrever os materiais, equipamentos e metodologia, utilizados.

3.1. Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho se dividem em metal de base e os consumíveis (metal de adição e gases).

3.1.1. Metal de base

O material de base foi o aço AISI 8630 modificado. Trata-se de um aço de baixa liga e médio carbono, conforme especificação no ANEXO A. A Tabela 3.1 ilustra o material na sua forma bruta, forjado. As amostras foram extraídas em forma retangular para beneficiamento prévio, medindo: 210 mm x 100 mm x 28 mm. O beneficiamento resultou do aquecimento a 872°C com permanência nesta temperatura por 1 hora, sendo temperado em água, seguido do revenimento a 677°C, durante 2 horas com resfriamento ao ar. A Tabela 3.2 apresenta a composição química (em peso) do material, segundo seu fabricante.

Tabela 3.1 – Material utilizado para confecção dos corpos de prova.

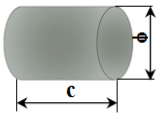
	Ilustração	Dimensões (mm)	Peso (Kg)
AISI 8630		$\phi = 207$ $C = 210$	110,6

Tabela 3.2 – Composição química do metal de base.

Composição química (% Peso)						
AISI 8630 MODIFICADO	C	0,300	Cr	0,900	V	0,010
	Si	0,310	Mo	0,365	Cu	0,040
	Mn	0,890	Ni	0,820	N	0,005
	P	0,011	Nb	0,01	AL	0,013
	S	0,004	Ti	0,000	-	-

3.1.2. Metal de Adição

O metal de adição utilizado nesta pesquisa como revestimento foi um arame sólido de aço carbono com diâmetro de 1,20mm, normatizado pela AWS A5.28 (2005), com a classificação ER80S-D2. A tensão limite de resistência situa-se entre [550MPa (80 Ksi) – 637MPa (92 Ksi)], cujas especificações como a composição química são apresentadas no ANEXO B. Trata-se de um arame de altos níveis de manganês e silício. A Tabela 3.3 apresenta a composição química do arame (% em peso).

Tabela 3.3 – Composição química do arame ER80S-D2 (% em peso)

Composição química (% Peso)								
AWS ER 80S-D2	C	0,08	S	0,012	P	0,008	Ni	0,04
	Si	0,76	Mo	0,40	Mn	1,96	Cr	0,06

3.1.3. Gás de Proteção

Foi utilizado o gás ativo CO₂, com vazão de 25 l/min, caracterizando assim, de acordo com a literatura, o processo de soldagem MAG (Metal Active Gas).

3.2. Equipamentos utilizados na preparação dos corpos de prova/Amostras

Na extração dos corpos de prova (210 mm x 100 mm x 28 mm), foram utilizados equipamentos tradicionais do tipo: Torno convencional, marca romi modelo S-20; furadeira de coluna, marca newto e serra fita horizontal marca acro modelo SBS 10168. Para obtenção das amostras, fez-se uso da fresadora ferramentaireira DIPLOMAT 301 e da eletroerosão a fio, marca eletrocut modelo AR1300.

3.3. Equipamento utilizado na soldagem do amanteigamento

Conforme ilustrado na Figura 3.1, se tem a célula de soldagem utilizada no amanteigamento do metal base, que é composto dos seguintes equipamentos:

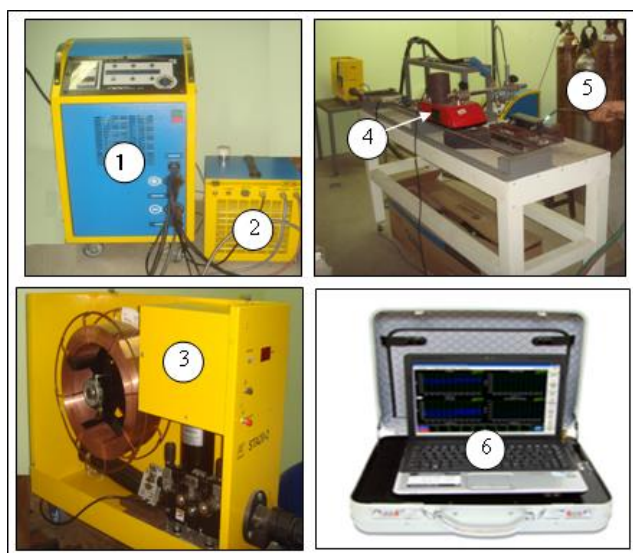


Figura 3.1 – Sistema de soldagem utilizado na realização do amanteigamento.

- ❖ (1) Fonte de soldagem eletrônica multiprocesso DIGIPlus A7, $I_{\text{máx}} = 450 \text{ A}$;
- ❖ (2) unidade de refrigeração;
- ❖ (3) Cabeçote de alimentação do arame;
- ❖ (4) Sistema TARTÍPOLE com acionamento semi-automático de deslocamento linear da tocha, com mecanismo de ajuste vertical acoplado, e regulagem manual da DBCP;
- ❖ (5) Cilindro de gás CO_2 com regulador de vazão;
- ❖ (6) Sistema de aquisição portátil SAP 4.0 para monitoração de processos de soldagens.

3.4. Metodologia

O fluxograma apresentado na Figura 3.2, indica a representação esquemática da metodologia utilizada, conforme as etapas realizadas na obtenção dos fins desse projeto experimental.

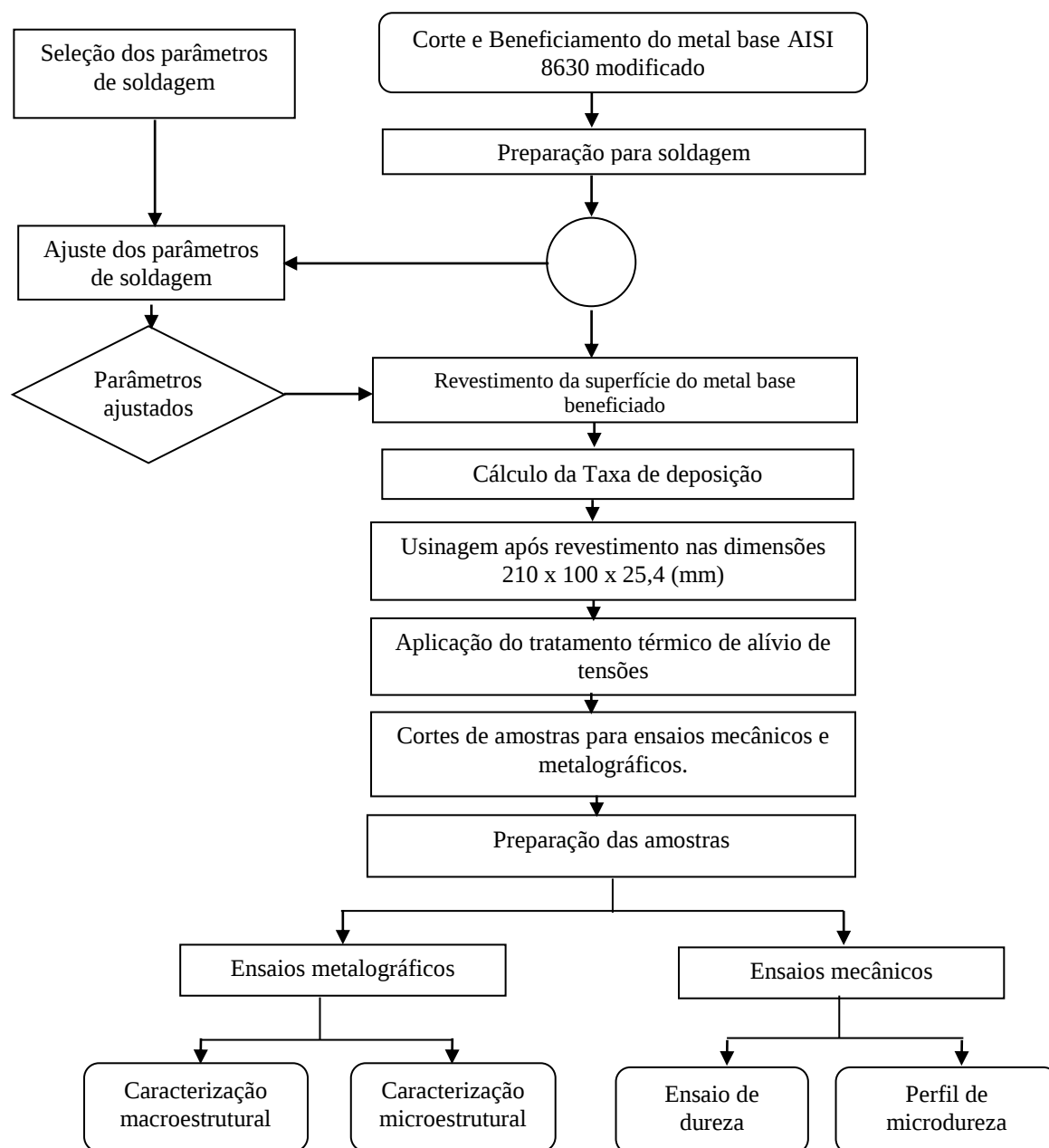


Figura 3.2 - Fluxograma de preparação, caracterização e realização dos ensaios experimentais.

3.4.1. Corte e beneficiamento do metal base AISI 8630 modificado

O substrato foi fatiado em barras retangulares medindo 210 mm x 100 mm x 28 mm, conforme mostrado na Figura 3.3. Foi utilizada uma serra fita horizontal da marca acro, modelo SBS 10168.

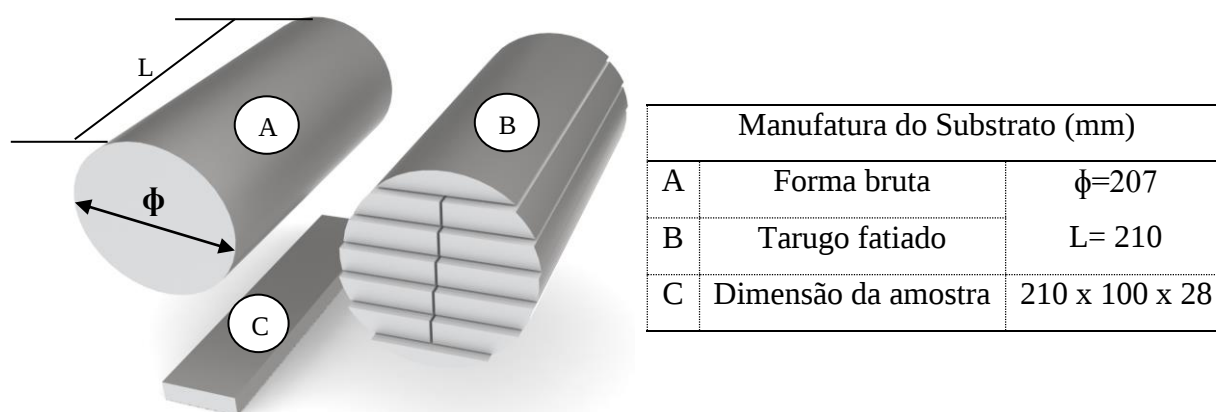


Figura 3.3 – Corte do substrato em barras retangulares.

No beneficiamento do aço e com o objetivo de evitar o surgimento da oxidação que favorece a “casca de óxido” e, principalmente, a descarbonetação que induziria a formação de camadas mais dúcteis na superfície do metal, usaram-se, em uma caixa metálica, limalhas de ferro fundido cinzento como meio protetor antes do beneficiamento, conforme ilustrado na Figura 3.4. A camada protetora utilizada foi desprendida totalmente da amostra por uma pequena vibração no instante da sua remoção da caixa metálica, ainda dentro do forno, não influência na realização da têmpera.

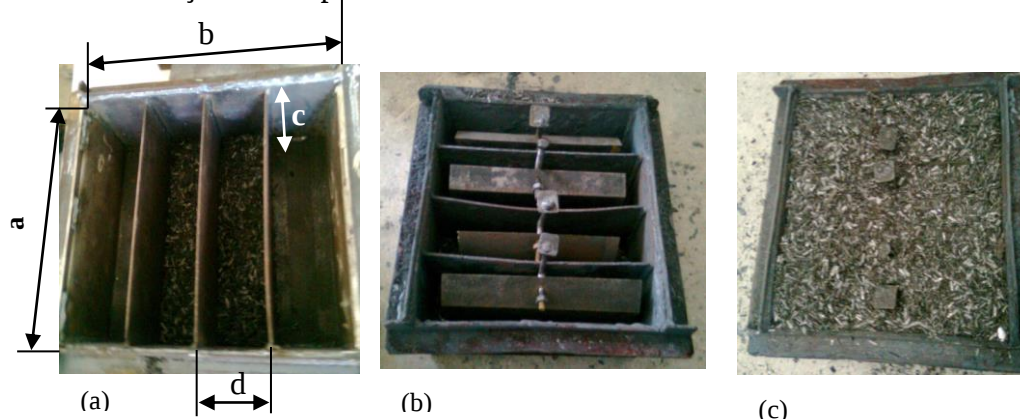


Figura 3.4 – (a) Caixa metálica (a =250; b =280; c = 120; d = 70) mm; (b) Acomodação das placas; (c) Placas protegidas com limalhas de ferro fundido.

A amostra foi beneficiada no forno Mufla Jung LF 4213, seguindo as etapas:

- ❖(I) – Austenitização + Têmpera em H_2O ;
- ❖(II) – Aquecimento + Resfriamento ao Ar.

Conforme ilustrado na Figura 3.5, constata-se o ciclo de tratamento térmico aplicado na amostra como resultado final do beneficiamento a uma taxa de aquecimento de $20^{\circ}C/min$.

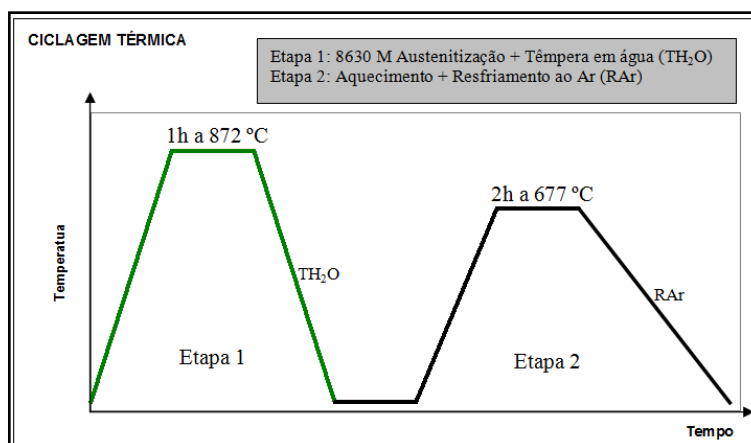


Figura 3.5 – Ciclo térmico de beneficiamento aplicado ao aço AISI 8630 modificado.

3.4.2. Preparação para soldagem

Após o corte e o beneficiamento da amostra com dimensões 210 mm x 100 mm x 28 mm, conforme apresentado na Figura 3.6a, foram fixadas duas abas nas laterais do corpo de prova Figura 3.6c. A fixação das abas foi realizada por pontos de solda no meio e nas extremidades da parte inferior Figura 3.6b. A Figura 3.6, de um modo geral, mostra as etapas de preparação da amostra: corpo de prova cortado e tratado termicamente (temperado e revenido), posição das abas, pontos de fixação e procedimento de preaquecimento. O propósito das abas foi assegurar a qualidade dos cordões nas extremidades da peça, evitando redução da altura, bem como, conseguir o alinhamento plano das camadas sobrepostas à superfície a receber revestimento.

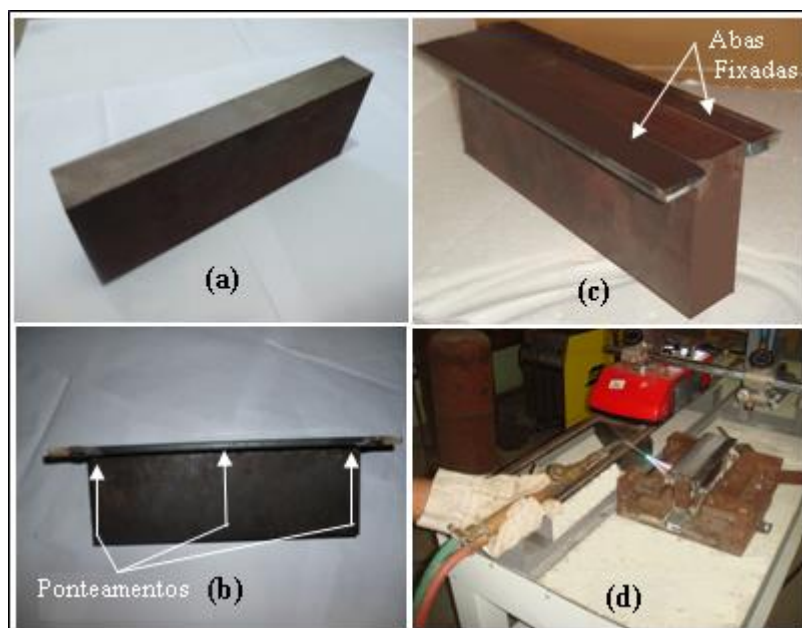


Figura 3.6 – Preparação da chapa e pré-teste: (a) Amostra a receber o revestimento, (b) Pontos de fixação das abas, (c) Abas fixadas na peça, (d) Realização do pré-aquecimento.

3.4.3. Seleção e ajustes dos parâmetros de soldagem

Os parâmetros de soldagem ajustados foram: a tensão do arco (V), a corrente de soldagem (A), a velocidade de soldagem (V_s) e a distância bico de contato-peça (DBCP). Estes parâmetros foram selecionados segundo recomendações de fabricantes, catálogos, normas, ensaios preliminares e pesquisas realizadas por PONTES (2012) & OLIVEIRA (2013). Na tabela 3.4, estão os valores dos parâmetros de soldagem utilizados.

Tabela 3.4 – Parâmetros de soldagem utilizados

Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)	Vel. Alimentação do arame (m/min)	DBCP (mm)
26	257	20	7	14

Neste trabalho, utilizou-se a soldagem (CC^+). Este modo de operação é o mais utilizado na maioria das grandes aplicações GMAW, pois produz arco estável, com formação

relativamente baixa de respingos, além de maior penetração num vasto leque de correntes de soldagem, (AWS, 1997).

Para ajustar a corrente de soldagem mais apropriada para a soldagem do amanteigamento, apenas a polaridade da corrente e a velocidade de alimentação do arame foram variadas.

Na Figura 3.7, observa-se que, para cada corpo de prova (A e B) foram depositadas 4 camadas sobrepostas (C_1 , C_2 , C_3 e C_4) contendo cada uma delas 4 cordões de solda (c_1, c_2, c_3 e c_4), ver Figura 3.8. Dessa forma, temos: c_1C_1 (cordão 1 da camada 1), c_2C_1 (cordão 2 da camada 1), e assim sucessivamente até c_4C_4 (cordão 4 da camada 4).

Para melhor análise da estabilidade do arco e melhor controle sobre a regularidade dos cordões de solda, foi usado um sistema de aquisição portátil de dados de soldagem (SAP), versão 4.01. Uma avaliação visual da regularidade dos cordões é mostrada por meio dos oscilogramas ($U \times I$), gerados pelo sistema de aquisição de dados. No Apêndice A podem ser observados os registros dos oscilogramas para os primeiros cordões de cada camada formada nos corpos de prova A e B (c_1C_1 , c_1C_2 , c_1C_3 e c_1C_4). De acordo com a literatura, a concentração das linhas cíclicas ABCD mostra um comportamento regular do processo, conforme foi registrado nos oscilogramas do Apêndice A.

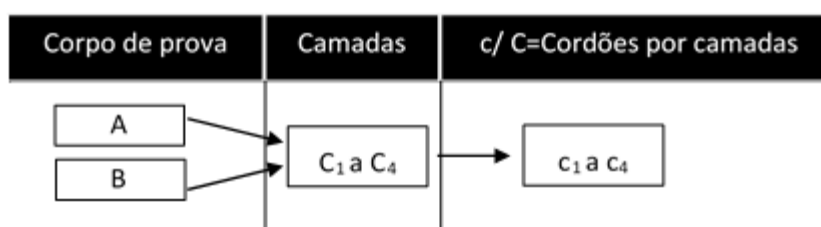


Figura 3.7 - Esquema de monitoramento da regularidade na deposição metálica por cordão de solda.

3.4.4. Revestimento da superfície do metal base beneficiado

Após fixação do corpo de prova no suporte para soldagem, o mesmo foi preaquecido usando-se uma chama oxi-acetilênica. A temperatura de preaquecimento foi definida em 280 °C, (OLIVEIRA, 2013). Este procedimento teve como objetivo reduzir possíveis formações de trincas na peça durante a deposição do revestimento. Todo monitoramento do preaquecimento ocorreu com o auxílio de um termômetro digital infravermelho, modelo MT – 350 MINIPA.

Na sequência, foi efetuado o revestimento, através do processo GMAW automatizado, envolvido pela atmosfera ativa do gás CO₂, sobre a superfície preparada do aço AISI 8630 modificado, dispostas em quatro etapas (camadas). Cada camada foi formada por quatro cordões paralelos e foram efetuadas com o eletrodo ER80S-D2 de aço carbono, conforme ilustrado na Figura 3.8.

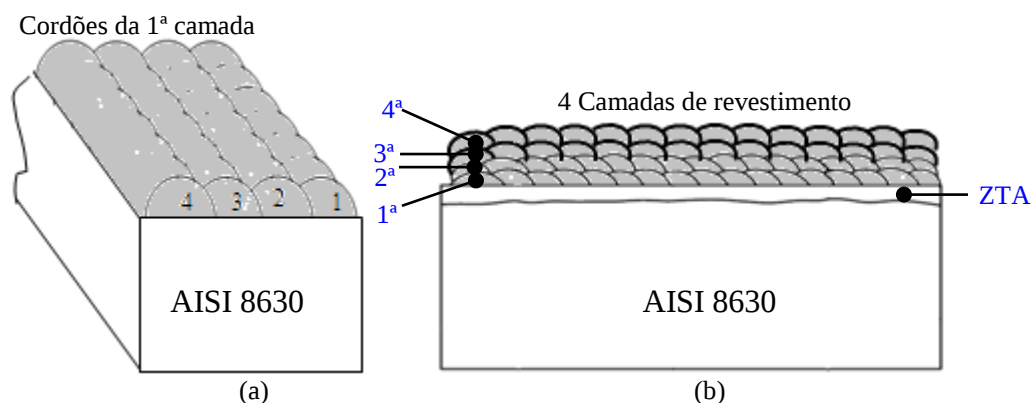


Figura 3.8 – Esquema de formação das camadas revestimento; (a) Disposição dos cordões por camada; (b) Disposição das Camadas de revestimento.

Foram mantidos fixos: a inclinação da tocha de soldagem (15° com a vertical), sentido de soldagem “empurrando” e o modo de corrente com polaridade reversa CC⁺.

Utilizou-se também uma sobreposição de cordão, conforme a Figura 3.9. Uma temperatura de interpasse de 280°C foi mantida, (OLIVEIRA, 2013).

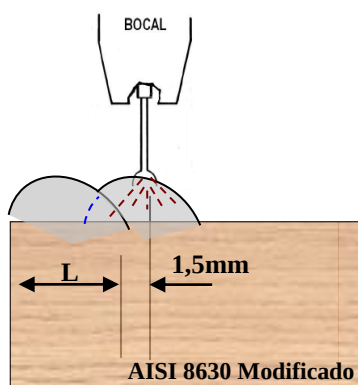


Figura 3.9 – Ilustração da sobreposição utilizada na aplicação do amanteigamento.

Para o valor de tensão utilizado de 26 V, uma corrente de 257 A, com uma velocidade de soldagem de 20 cm/min, correspondente ao nível atingido no processo MIG/MAG, segundo CAMPUS (2005), usou-se uma energia nominal de soldagem, calculada pela Equação 3.1, da ordem de 20,05 KJ/cm ou 2,0 KJ/mm.

$$E = \frac{60 \times U \times I}{v} \quad (3.1)$$

3.4.5. Aplicação do tratamento térmico para alívio de tensões

Na realização dos tratamentos térmicos de beneficiamento do aço AISI 8630 modificado, foi utilizado um forno Mufla Jung LF 4213 com isolamento térmico em fibra cerâmica, aferido com um erro máximo de 5% na variação da temperatura.

Após a aplicação do amanteigamento, o corpo de prova foi usinado nas dimensões de 210 mm x 100 mm x 25,4 mm, mantendo o revestimento na espessura de 10 mm. Em seguida, o corpo de prova foi seccionado em duas amostras, conforme Figura 3.10. A amostra 2 recebeu um TTAT para posterior caracterização e comparação com a parte (1).

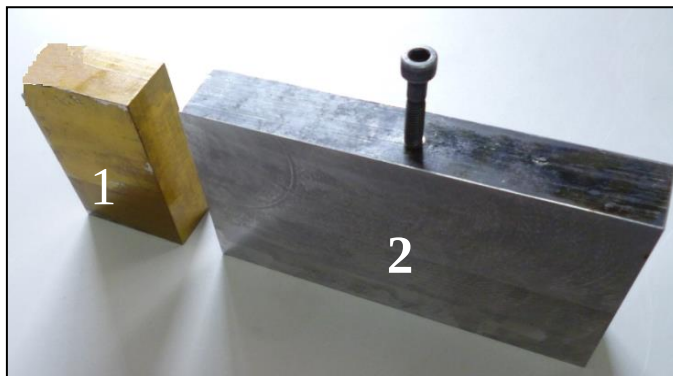


Figura 3.10 – Representação da amostra seccionada nas partes 1e 2, não submetida e submetida, respectivamente, ao TTAT.

A uma taxa de aquecimento de 20°C/min, a amostra 2 foi submetida ao TTAT de 677°C por 2h, seguido de resfriamento ao ar. A temperatura praticada seguiu os critérios da NACE MR0175 (2003) na especificação mínima da temperatura de 620°C, conforme ciclo térmico ilustrado na Figura 3.11.

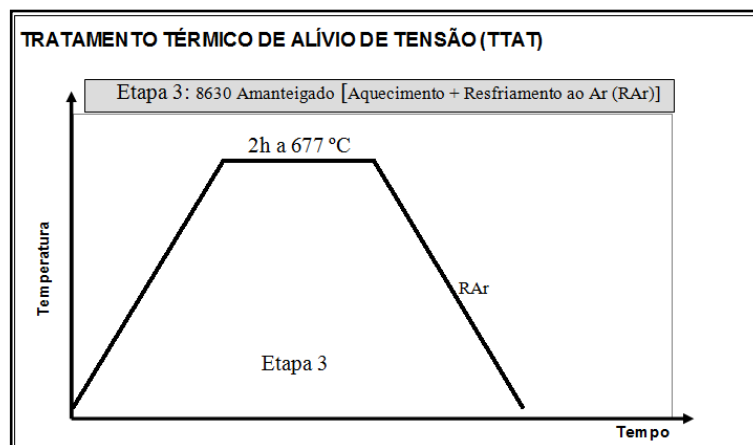


Figura 3.11 – Tratamento térmico de alívio de tensão aplicado no aço AISI 8630 modificado após receber o revestimento do aço carbono ER80S-D2.

3.4.6. Cálculo da taxa de deposição

Para determinar a taxa de deposição do metal de adição em kg/h, antes do corte e retiradas das amostras, a massa da chapa soldada foi medida numa balança eletrônica de precisão marca UDC – 1500/5, com capacidade máxima de 15 kg e calibração certificada.

A taxa de deposição foi expressa em unidade de massa por unidade de tempo e calculada pela Equação 3.2 na qual (M_f) representa a massa do conjunto soldado, medida depois da soldagem das quatro camadas e (M_i) a massa do conjunto (somente ponteadado), medida antes da realização do primeiro passe de solda. Os valores são apresentados na Tabela 3.5.

$$TD = \left(\frac{M_f - M_i}{Ts} \right) \quad (3.2)$$

O tempo de soldagem de cada passe foi calculado segundo a Equação 3.3 em função do espaço percorrido pela tocha de soldagem, dividido pela velocidade de soldagem “v” (cm/min). O espaço foi tomado como sendo o comprimento da chapa, padronizado em 21(±0,2) cm.

$$Ts = \left(\frac{21}{60 \cdot v} \right) \quad (3.3)$$

Tabela 3.5 – Cálculo da taxa de deposição

<i>Variáveis da taxa de deposição</i>	<i>Medida</i>	<i>Unidade</i>
Massa inicial da amostra antes da soldagem	3,995	[Kg]
Massa final da amostra depois da soldagem	4,815	[Kg]
Espaço percorrido pelo arame durante a soldagem	21	[Cm]
Velocidade da soldagem (v_s), constante	20	[Cm /min]
Tempo de soldagem por passe $T_s = \left(\frac{21}{60 * v_s} \right)$	0,0175	[h]
Número de camadas de revestimento	4	[um]
Número de cordões por camada	4	[um]
Taxa de deposição $TD = \left[\left(\frac{M_f - M_i}{T_s} \right) / 16 \right]$	2,93	[Kg/h]

3.4.7. Preparação metalográfica da amostra

Na preparação das amostras para os ensaios macrográfico e micrográfico, foi utilizada a metalografia convencional, que consiste na realização de lixamento por intermédio de lixa d'água; seguido de polimento mecânico. Utilizam-se panos para polir e pasta de diamante industrial. Após esta etapa, as amostras foram submetidas a ataque químico, por imersão, utilizando solução de Nital 2%.

Depois de efetuado o corte por eletroerosão a fio na Eletrocut modelo AR1300, a sessão transversal de uma amostra com geometria quadrada de aproximadamente 40 mm de aresta, envolvendo as regiões de ligação do substrato com o metal de adição ER 80S-D2 (10 mm de revestimento), foi realizado o embutimento em baquelite, seguido do lixamento nas granulometrias que vai de (220 até 1200). Logo após, foi realizado o polimento utilizando pasta abrasiva de diamante nas granulometrias de 1 μ m e 1/4 μ m,. Concluindo a metalografia, as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução de Nital 2%, em conformidade com a norma de preparação metalográfica (ASTM E3, 2001).

3.4.8. Caracterização macroestrutural

A morfologia do revestimento foi analisada por meio de macrografias realizadas no equipamento de microscopia ótica (MO) *Olympus Soft Imaging Solutions GmbH*, utilizando os mesmos procedimentos da preparação metalográfica até o polimento. Em seguida, foi realizado o ataque químico por imersão em reagente Nital 2%, durante 5 s, buscando analisar:

- ❖ A uniformidade dos cordões;
- ❖ A presença de defeitos por análise visual como trincas e porosidades

3.4.9. Caracterização microestrutural

Para a análise da microestrutura da liga amanteigada com aço carbono, foram utilizados: o equipamento de microscopia eletrônica de varredura (MEV) - ***Scanning Electron Microscopy***, Marca **ZEISS** e Modelo **LEO 1430** e o microscópio óptico (MO) *Olympus Soft Imaging Solutions GmbH*.

Nesta avaliação foram, analisados os seguintes aspectos microestruturais:

- ❖ Caracterização da microestrutura do revestimento através da análise por dispersão de energia – EDS (análise por linha) dos elementos de ligas presentes.
- ❖ Caracterização da ZF, MB e das interfaces (revestimento/ZTA) e (ZTA/metal de base)

3.4.10. Perfil de microdureza

Na realização dos ensaios de microdureza, se utilizou um microdurômetro Micro Hardness Tester da marca *Shimadzu*, modelo HMV-2.

Este ensaio de microdureza foi realizado numa amostra quadrada de 30 mm de aresta por 5 mm de espessura, varrendo as regiões existentes e resultantes do revestimento realizado no MB.

Na amostra, foi realizada a microdureza vickers (HV) aplicando uma carga de 0,98 N (100 gramas-força), durante 15 segundos, com espaçamento entre as endentações de 0,5 mm ao longo de três colunas equidistantes 2 mm, conforme ilustrado na Figura 3.12 e atendendo a norma DNV- OS – F101 (2007).

Nesta metodologia, cada medida é resultado da média entre 5(cinco) leituras, dispostas, segundo a formação ampliada da Figura 3.12, objetivando maior precisão na identidade de cada região superficial.

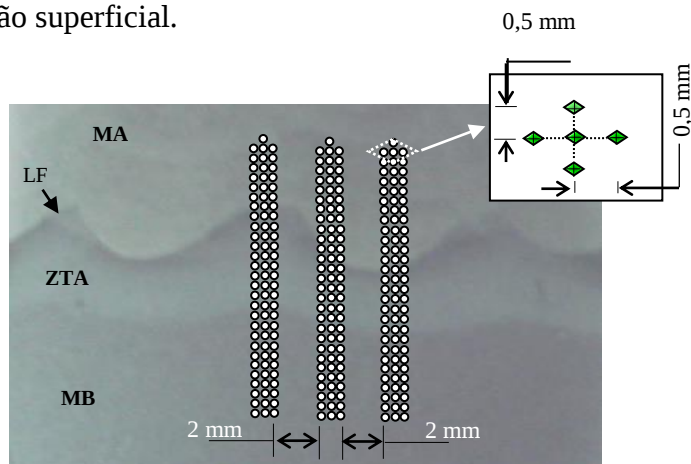


Figura 3.12 – Representação do perfil de ensaio de microdureza

3.4.11. Ensaio de dureza

Foi utilizado o durômetro digital RASN – RBD na escala de dureza ROCKWELL (HC) com cone de diamante. As endentações realizadas seguiram os requisitos técnicos especificados pela norma API 6A/ISO (2009), conforme ilustrado na Figura 3.13. Foi aplicada a escala Rockwell C e considerado um afastamento de aproximadamente 2 mm da primeira camada de revestimento para se efetuarem as medições de dureza na ZTA.

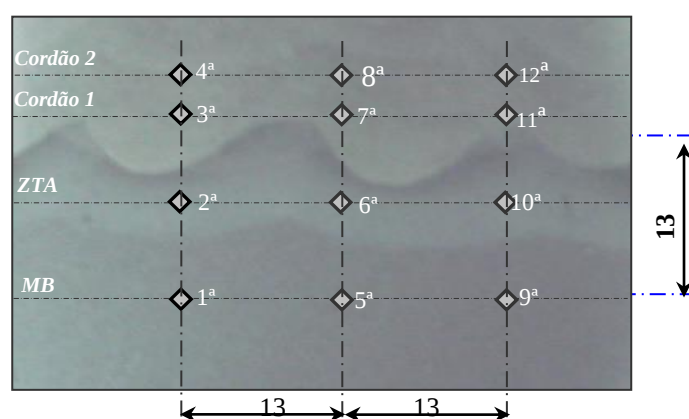


Figura 3.13 – Localização das endentações de dureza (adaptado da NACE MR017, 2005)

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

O objetivo deste capítulo é apresentar, analisar e discutir os resultados obtidos nos experimentos.

4.1. Macrografia

A macrografia, apresentada na Figura 4.1, mostra as regiões MS – Metal de solda, LF – Linha de fusão, ZTA – Zona termicamente afetada pelo calor e MB – Metal de base; após a soldagem de amanteigamento, realizado com o arame ER80S-D2 sobre a superfície do substrato (aço AISI 8630 modificado). Observa-se na Figura 4.1 uma linha de fusão nítida e ZTA com variações entre 2,5 mm e 5,0 mm. Os objetivos deste estudo concentram-se nas regiões imediatamente ligadas à fronteira entre o MS e o MB; embora, a espessura do revestimento tenha sido de 10 mm.

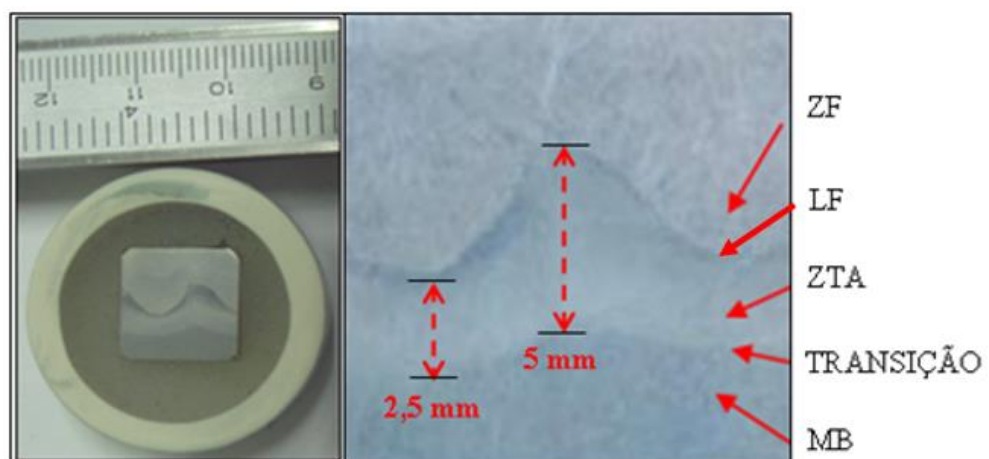


Figura 4.1 – Macrografia da soldagem do amanteigamento com o arame ER80S-D2 sobre o aço AISI 8630 modificado

A significativa descontinuidade observada na extensão da ZTA está associada à sobreposição dos cordões na fronteira de ligação entre eles, devido ao processo adotado para deposição do metal de solda, conforme ilustrado na Figura 3.9 (Cap. III, p. 45).

Na Figura 4.1, constatou-se uma ZTA de menor extensão (2,5 – 5) mm, comparada ao que foi obtida por Costa (2013) com o amanteigamento de Inconel 625 que superou os 5 mm. De acordo com Albuquerque (2010), a redução da extensão da ZTA é importante para maior integridade da junta soldada. Com isso, se obtém, segundo Fonseca et al. (2006), redução da fragilização e da sensibilidade à fissuração.

4.2. Caracterização microestrutural

Na condição de temperado e revenido, os aços de baixa liga apresentam preferencialmente a martensita revenida. As diferenças observadas na microestrutura destes aços estão principalmente ligadas ao teor de carbono do aço, temperatura de revenido e eventualmente ao tamanho de grão austenítico anterior (COLPAERT, 2008).

4.2.1. Micrografia antes do tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT)

O perfil, ilustrado na Figura 4.2, apresenta as micrografias de todas as regiões, desde o metal de solda até o metal de base. Este perfil foi desenvolvido sem submeter a soldagem de amanteigamento a um posterior tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT).

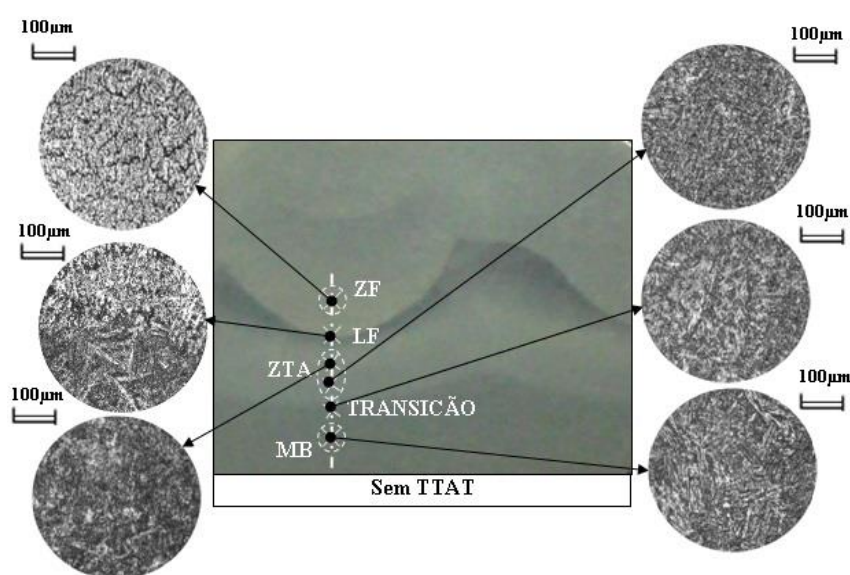
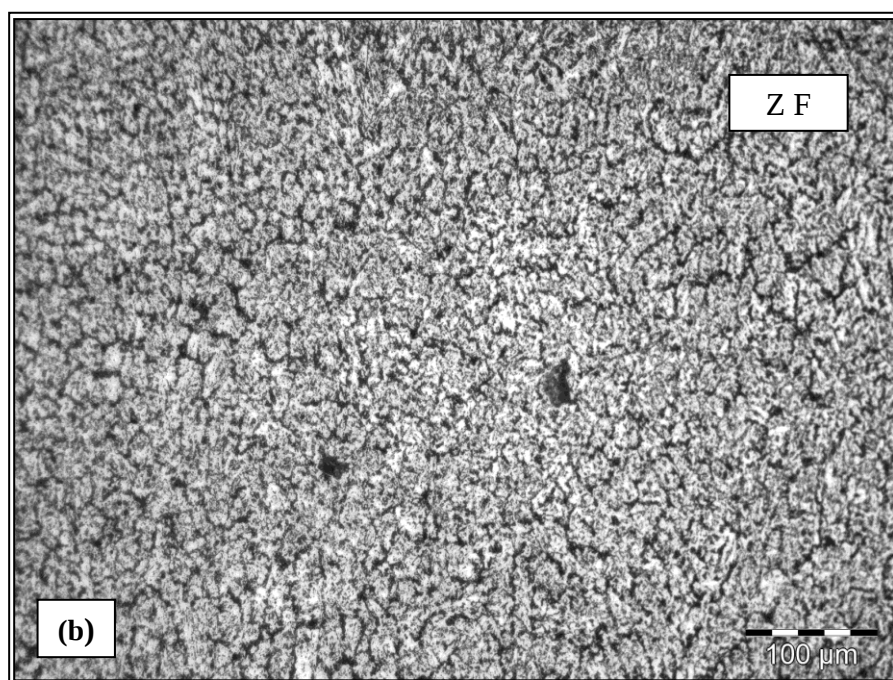
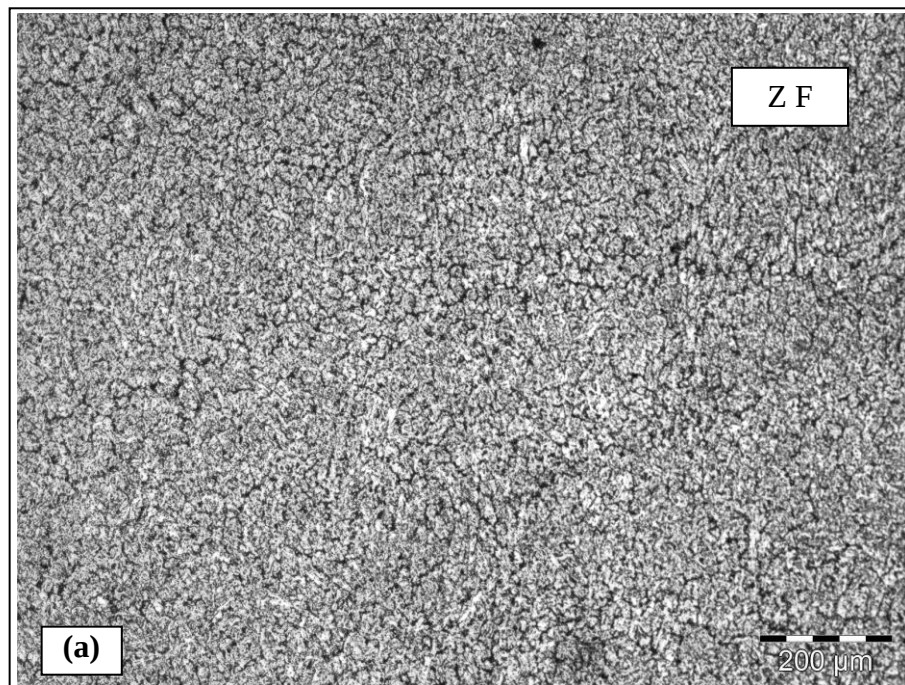


Figura 4.2 – Perfil I ao longo das regiões de soldagem do amanteigamento sem TTAT

De acordo com o perfil, levantado na Figura 4.2, a zona fundida, conforme mostrado na Figura 4.3, apresentou em sua microestrutura ferrita (região clara) e perlita fina (região escura). Esta microestrutura é mais bem visualizada na Figura 4.3 (C).



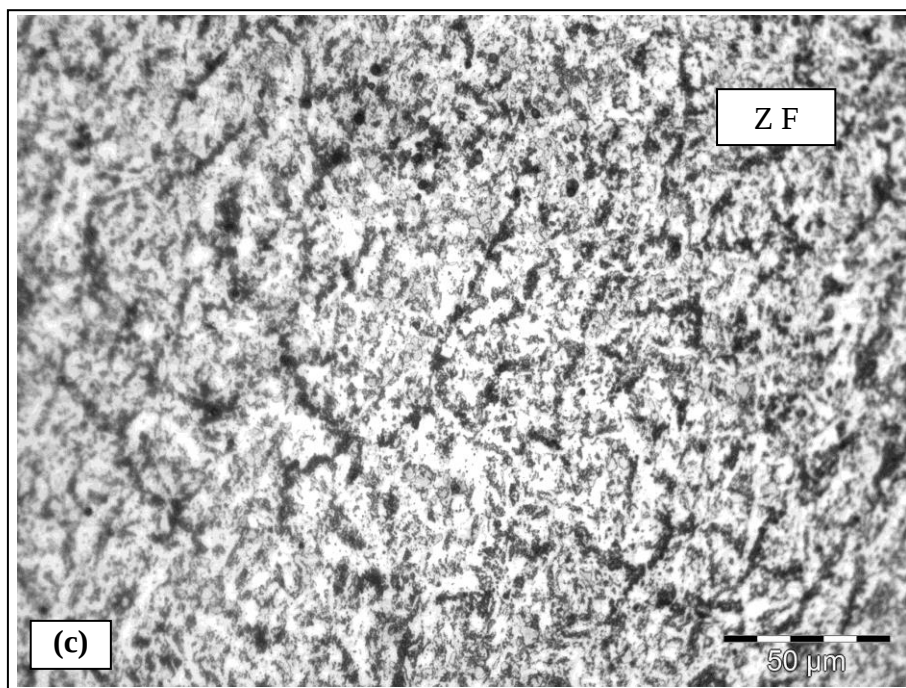
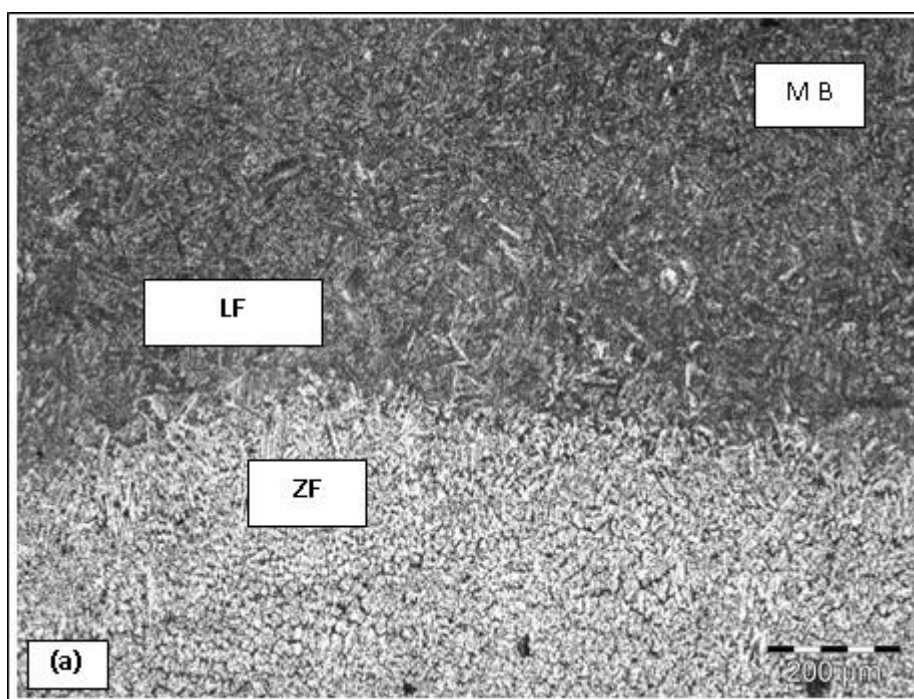


Figura 4.3 – Fotomicrografia da zona fundida em amostra sem TTAT (a) 100x, (b) 200x, (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

A Figura 4.4 mostra uma micrografia da região de amanteigamento. Pode ser observada na Fig. 4.4, uma linha de fusão com uma interface nítida, formada por uma região microestrutural grosseira de ferrita e martensita.



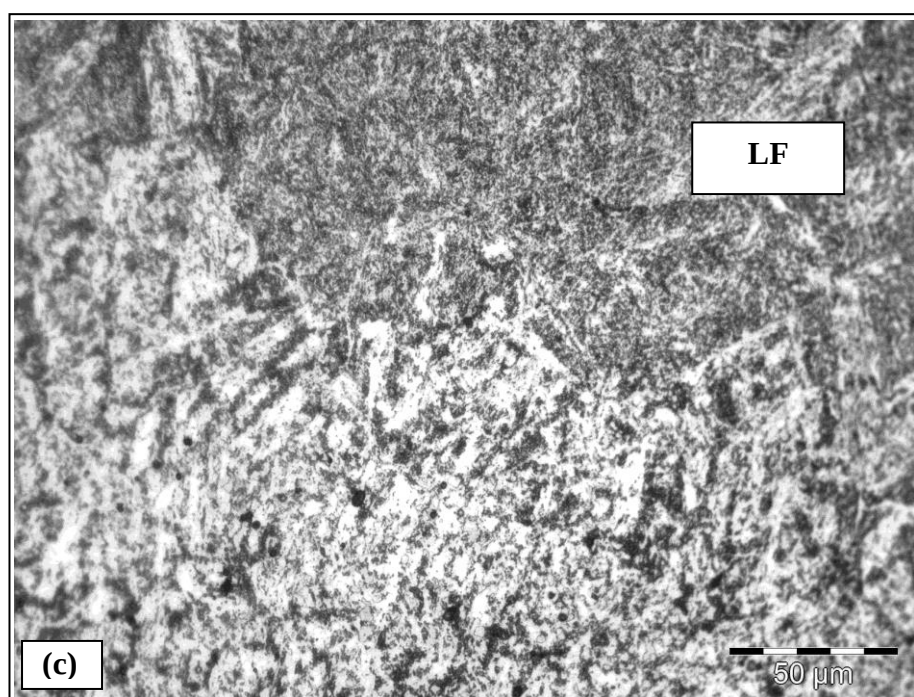
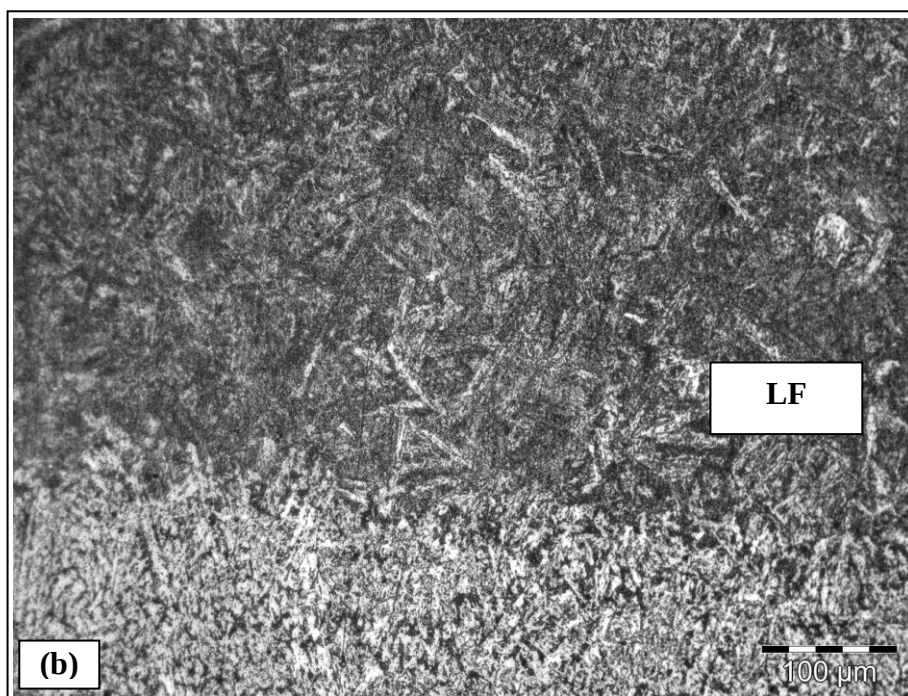
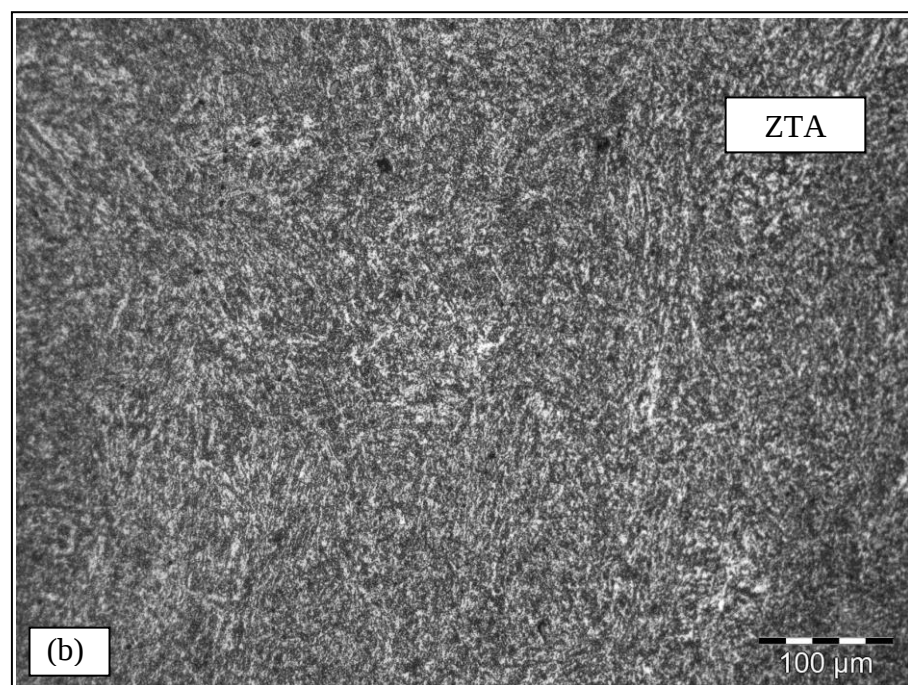
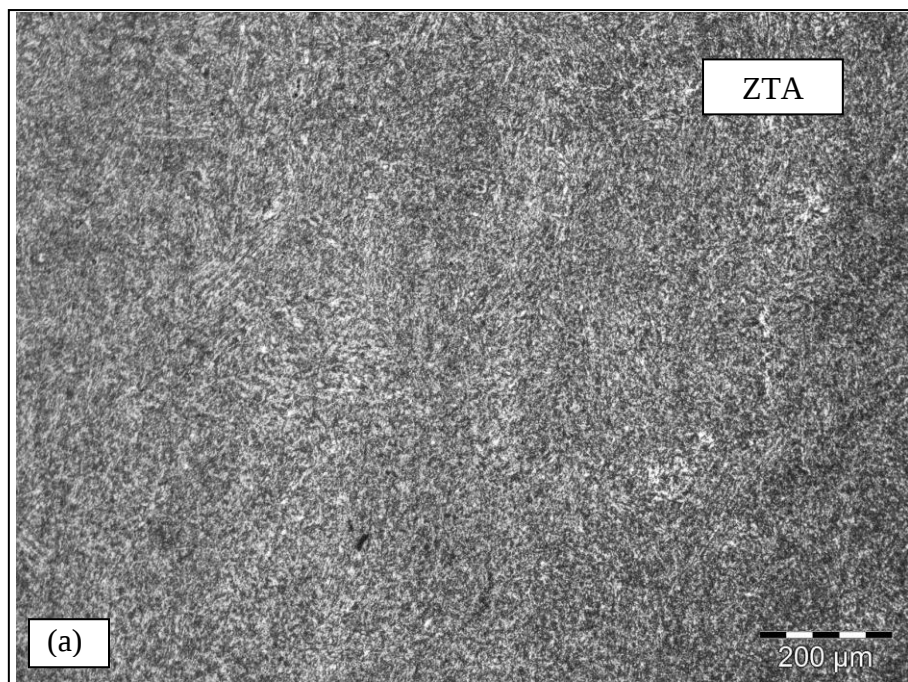


Figura 4.4 – Fotomicrografia da linha de fusão em amostra sem TTAT: (a) 50x, (b) 100x e (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

A ZTA apresenta uma microestrutura martensítica, conforme ilustrado na Figura 4.5.



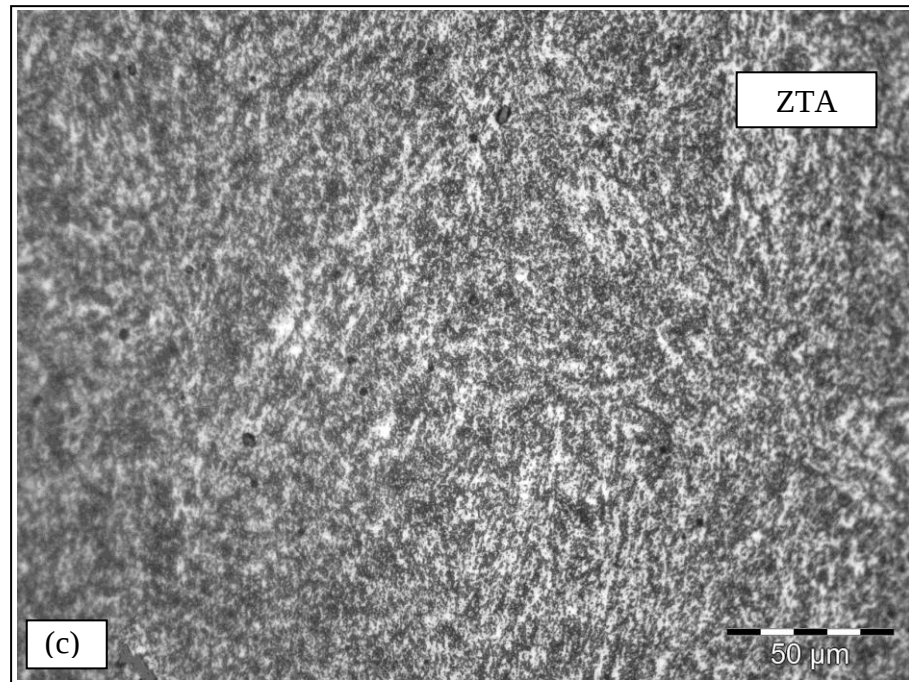
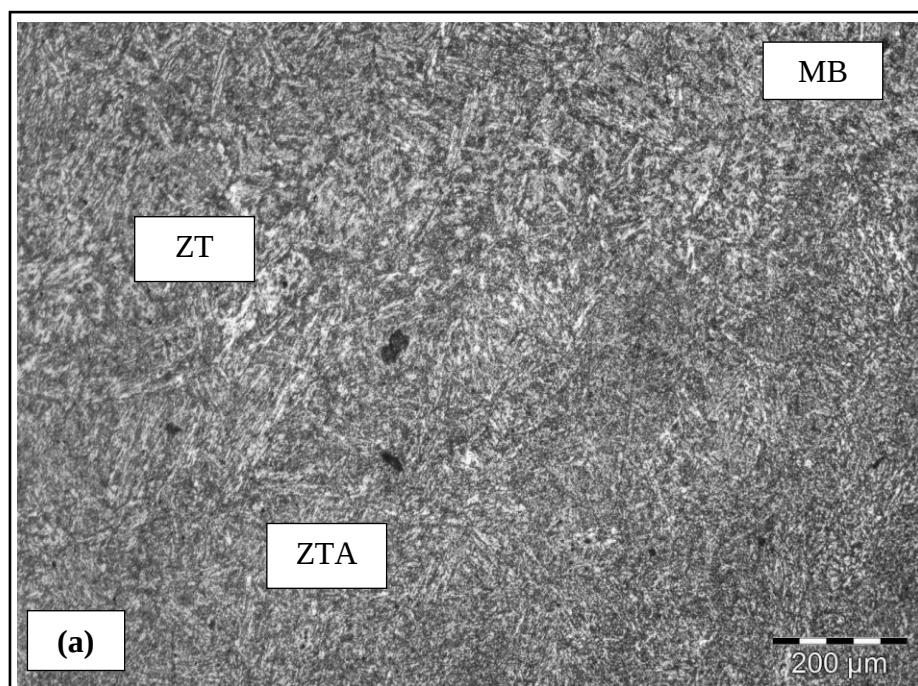


Figura 4.5 – Fotomicrografia da ZTA em amostra sem TTAT (a) 100x, (b) 200x e (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica

Na Figura 4.6, observa-se na transição da ZTA com o metal de base (MB) uma zona de transição suave onde quase não se percebe diferença no aspecto microestrutural da martensita.



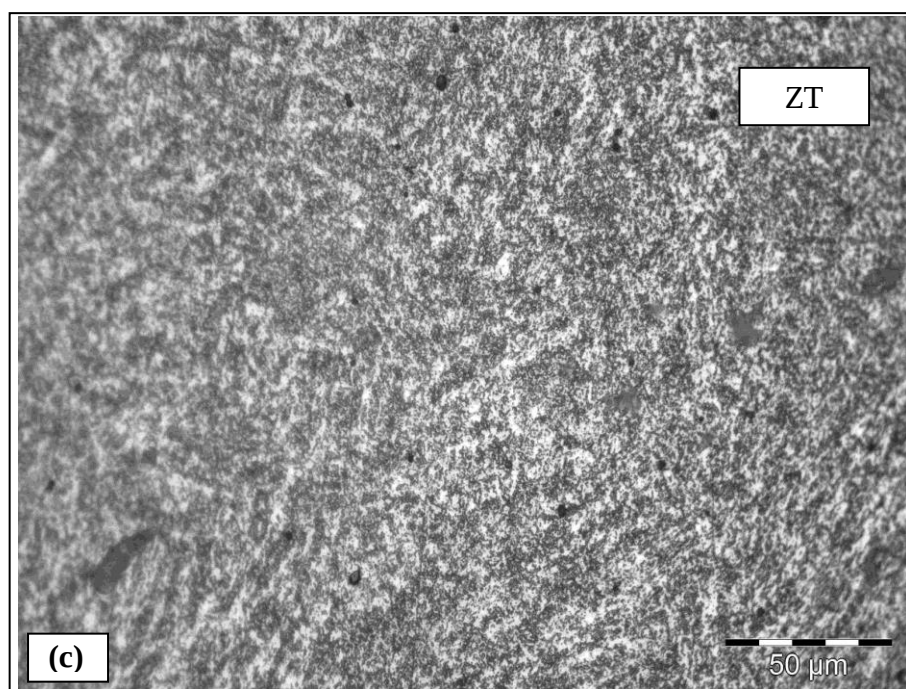
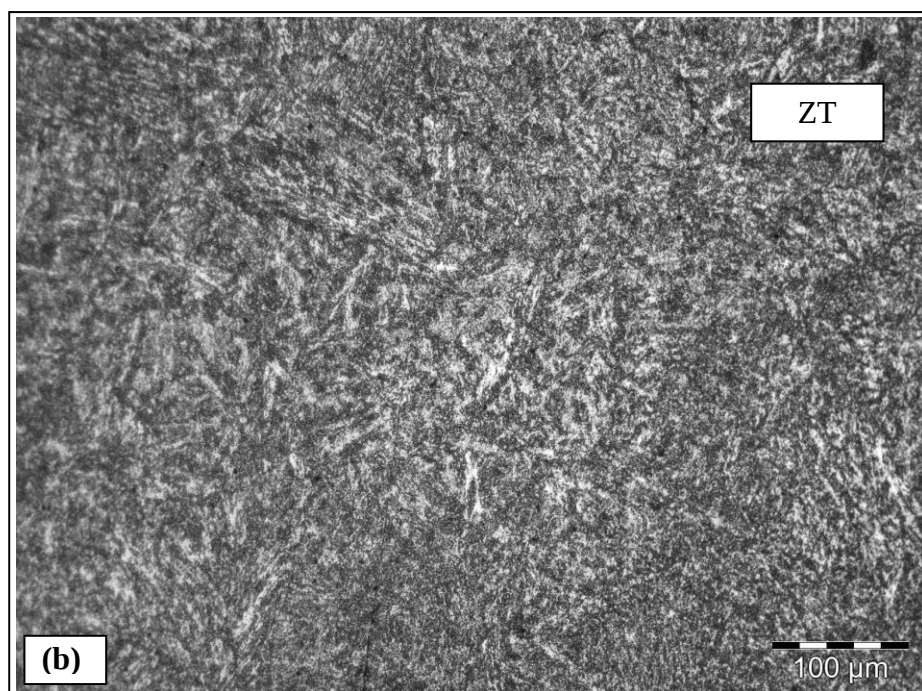
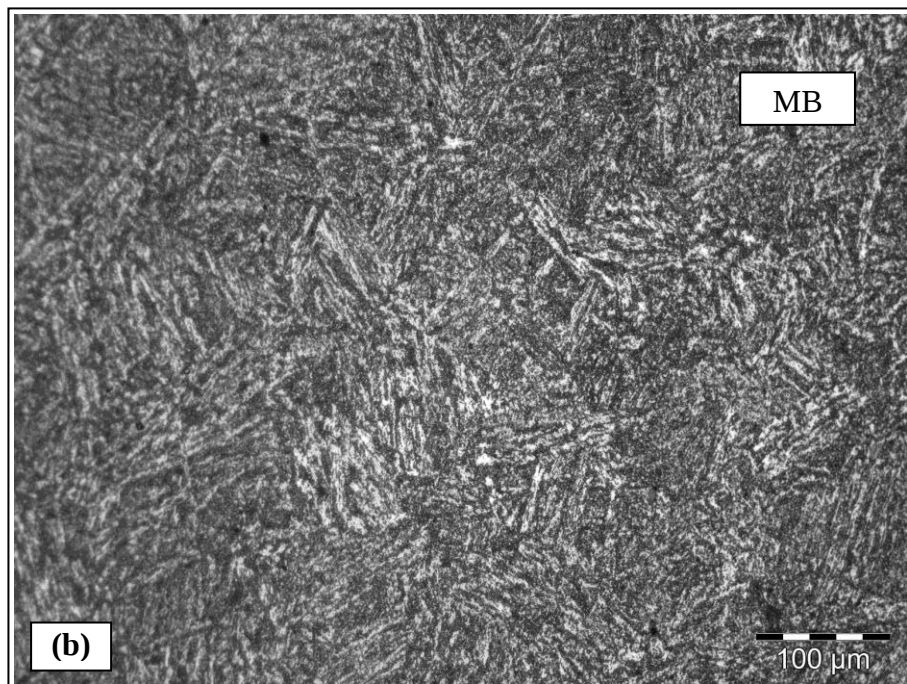
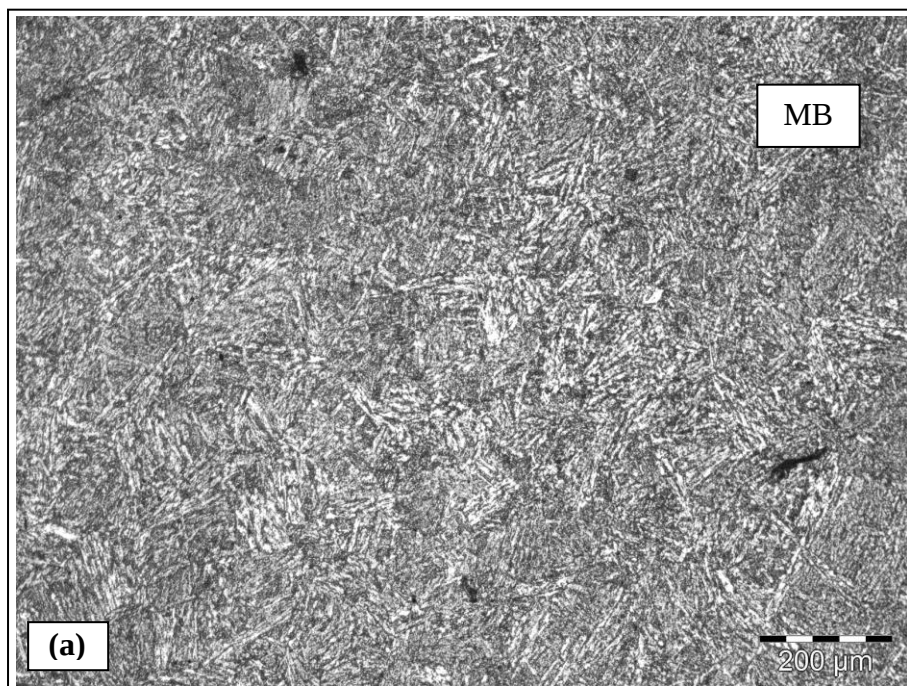


Figura 4.6 – Fotomicrografia da transição ZTA / MB sem TTAT (a) 100x, (b) 200x e (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

O metal de base ilustrado na Figura 4.7 apresenta uma microestrutura predominante de martensita revenida.



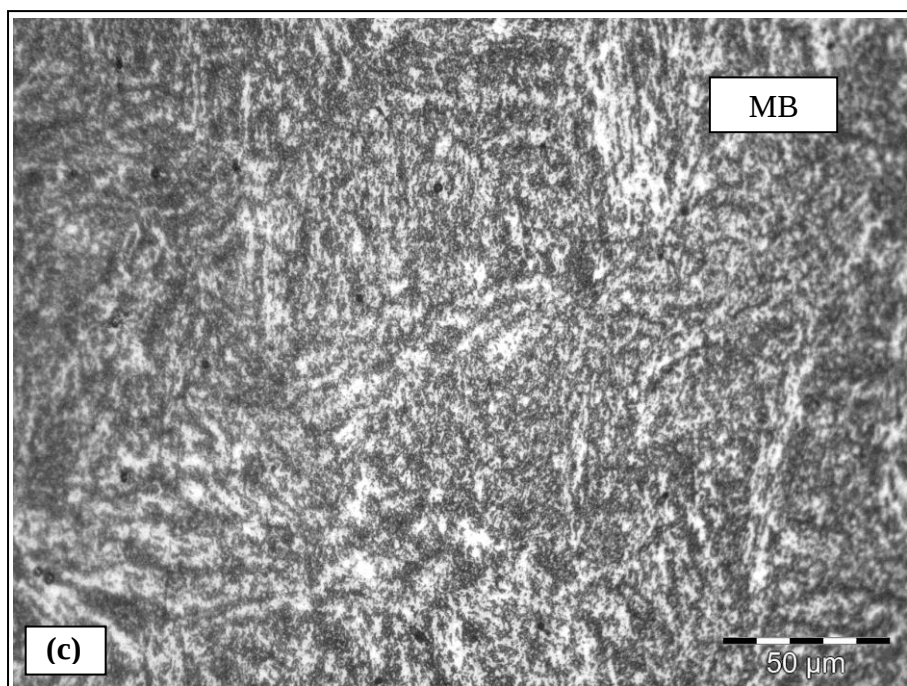


Figura 4.7 – Fotomicrografia do substrato após amanteigado sem TTAT: (a) 100x, (b) 200x e (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

4.2.2 Micrografias após tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT)

A Figura 4.8 apresenta micrografias da soldagem de amanteigamento.

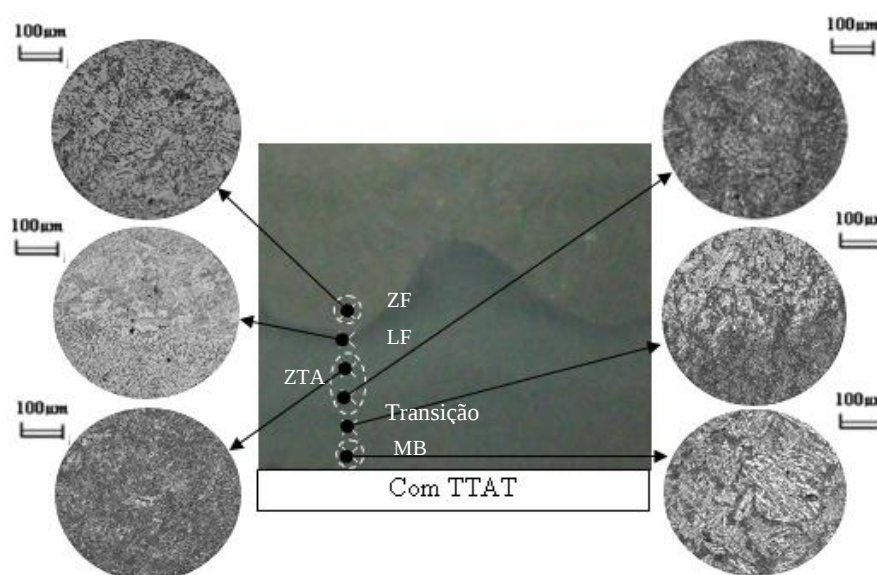
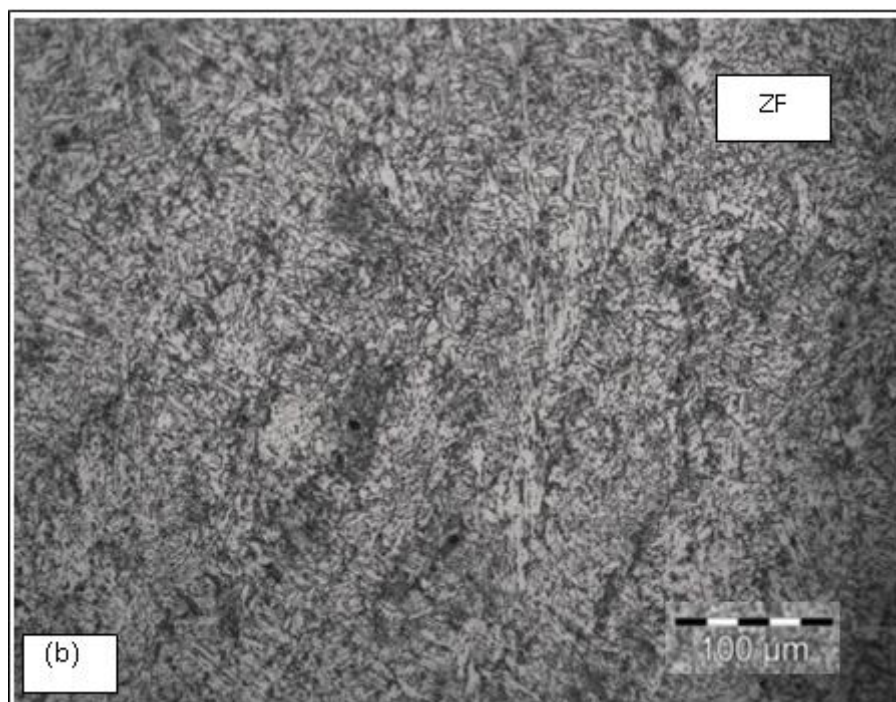
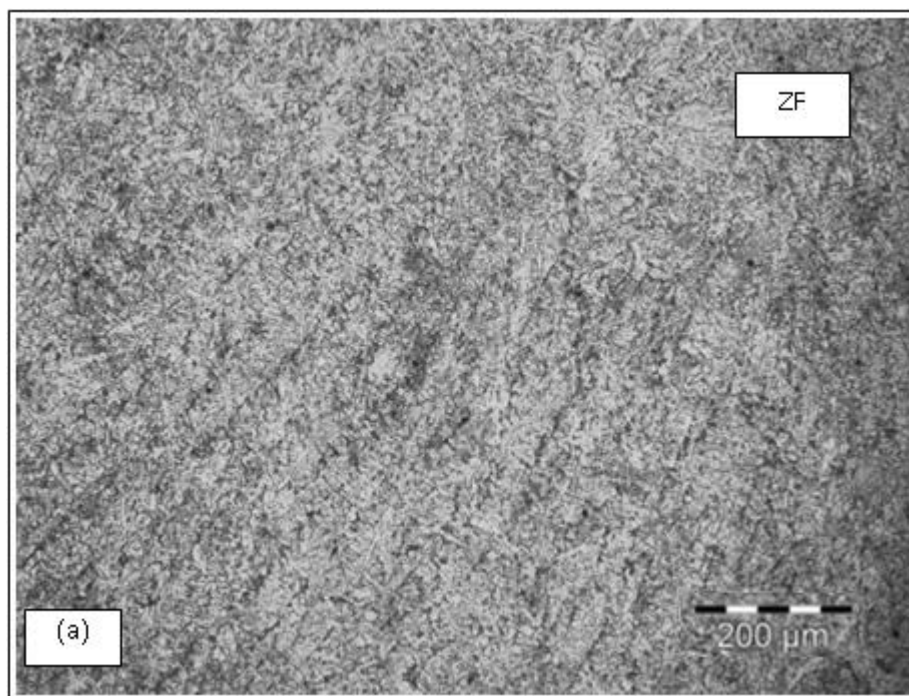


Figura 4.8 – Perfil 2 ao longo das regiões de soldagem do amanteigamento com TTAT – com Tratamento térmico de alívio de tensão.

O perfil, ilustrado na Figura 4.8, envolve as diferentes regiões, desde o metal de solda até o metal de base, após TTAT (677 °C por 2h).

De acordo com o perfil microestrutural levantado, a zona de fusão indicada na Figura 4.8 é constituída de fase perlita finamente distribuída em torno dos grãos da matriz de ferrita.



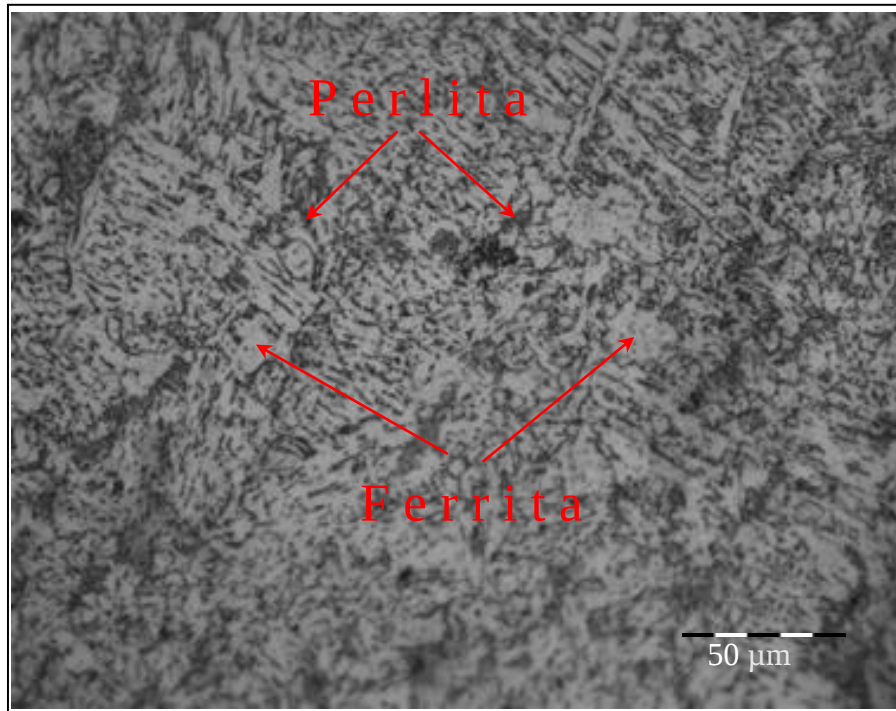
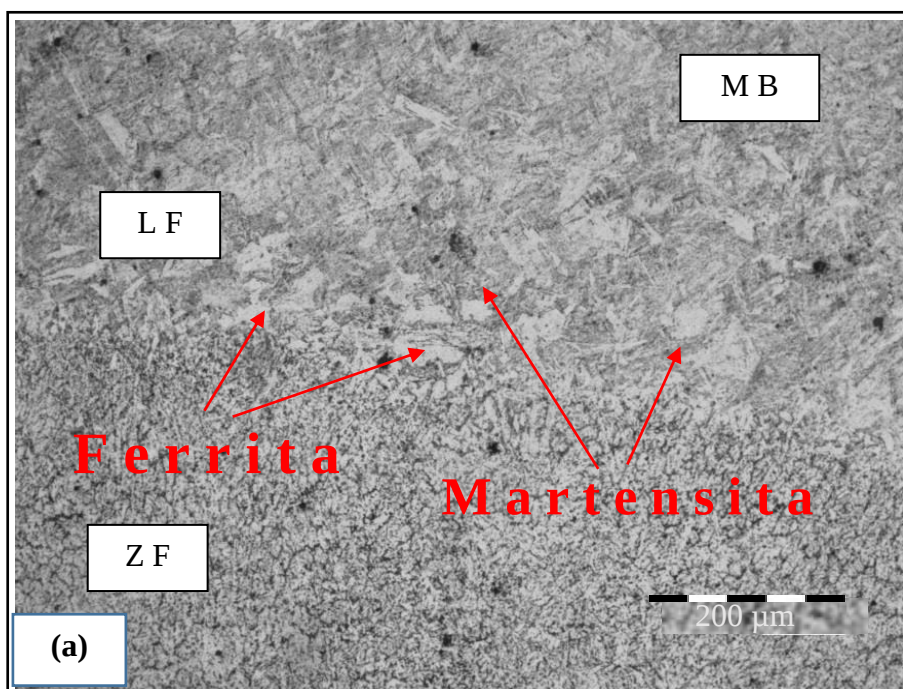


Figura 4.9 – Fotomicrografia da zona de fusão após TTAT: (a) 100x, (b) 200x, (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

As Figuras 4.10 (a), (b) e (c) apresentam as micrografias da superfície polida e atacada de uma região localizada na LF (linha de fusão), com aumentos de 100x, 200x e 500x, respectivamente. Esta região apresenta uma microestrutura grosseira, formada por ferrita e martensita. Essa microestrutura foi provavelmente favorecida pela descarbonetação, proporcionada pelo elevado calor fornecido durante o amanteigamento.



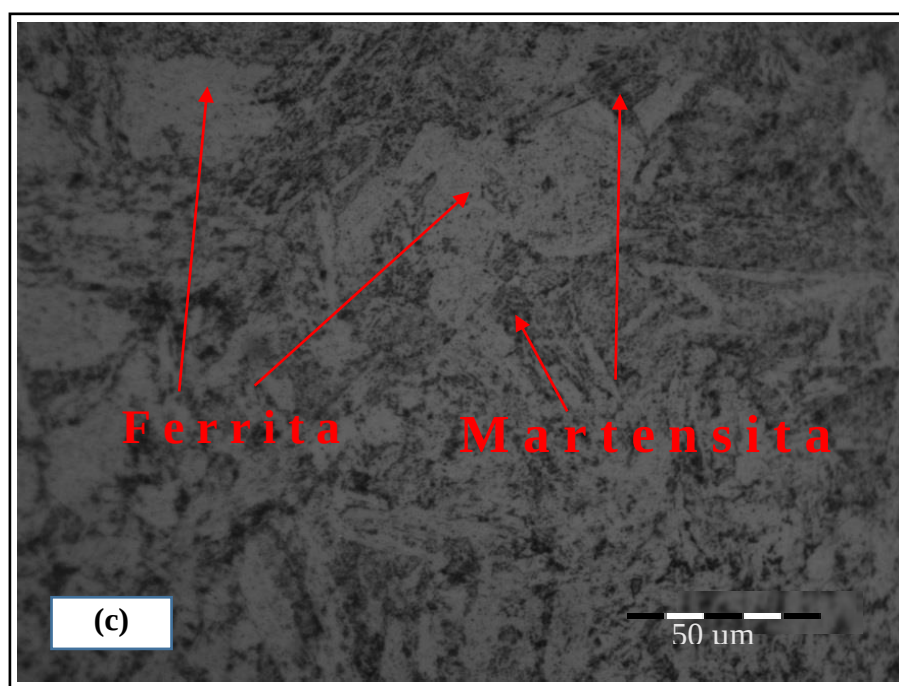
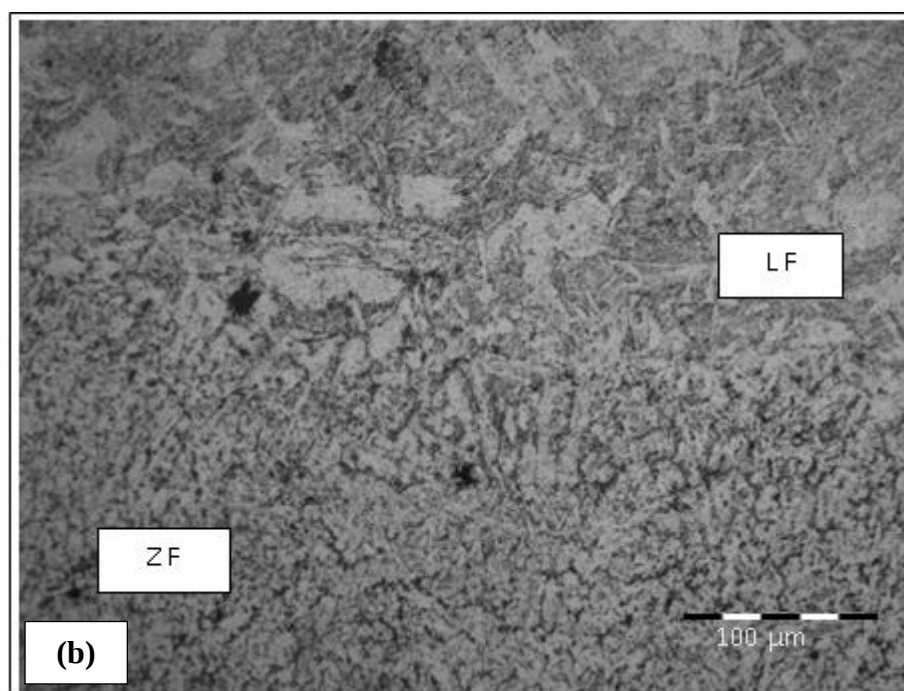
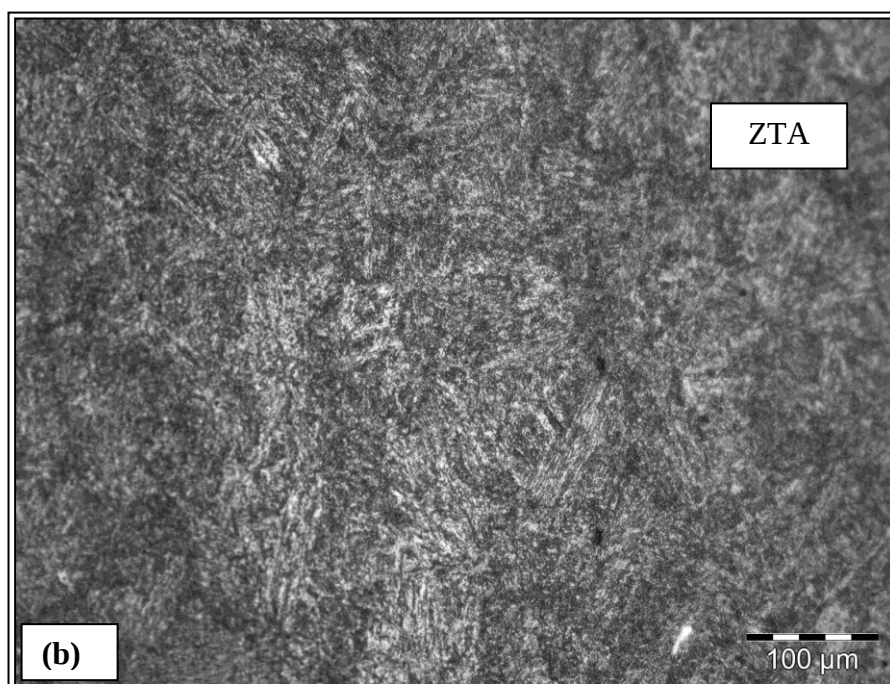
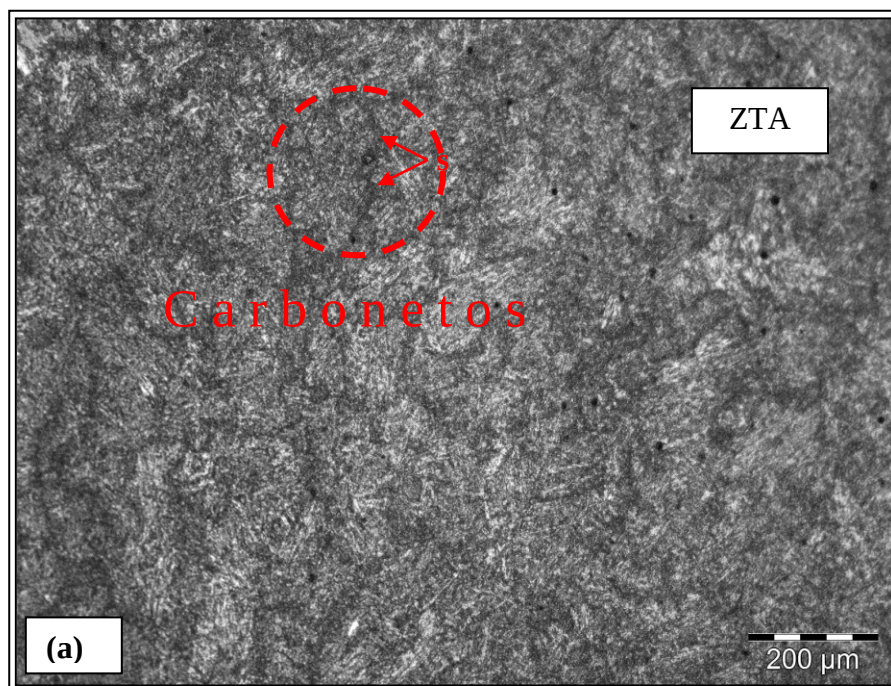


Figura 4.10 – Fotomicrografia da linha de fusão em amostra após TTAT: (a) 100x, (b) 200x e (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

A análise das Figuras 4.10 (a), (b) e (c) mostra também um melhor aspecto na morfologia microestrutural, quando comparado com os resultados do estudo de Costa (2013), que amanteigou o aço AISI 8630 modificado, com o inconel 625 e obteve considerável

formação de ZPD's, nas imediações da LF. As ZPD's aumentam a suscetibilidade à fragilização.

A zona termicamente afetada ZTA apresenta uma microestrutura formada por martensita revenida. O fato pode ser observado na Figura 4.11. Nesta, observa-se a presença de regiões escuras delineando o contorno da martensita revenida. Provavelmente, são de carbonetos formados da decomposição da martensita revenida.



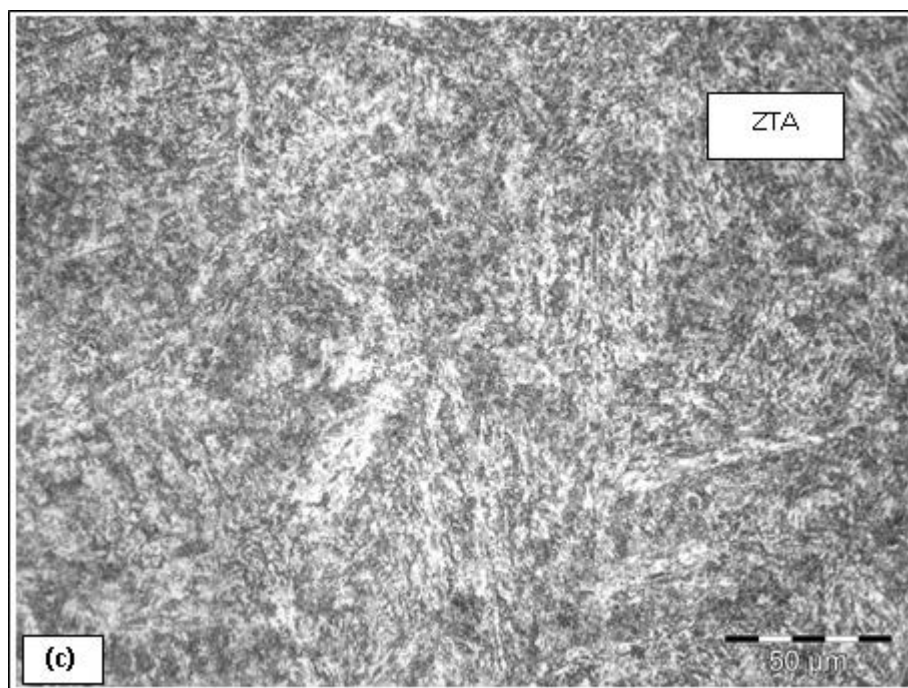
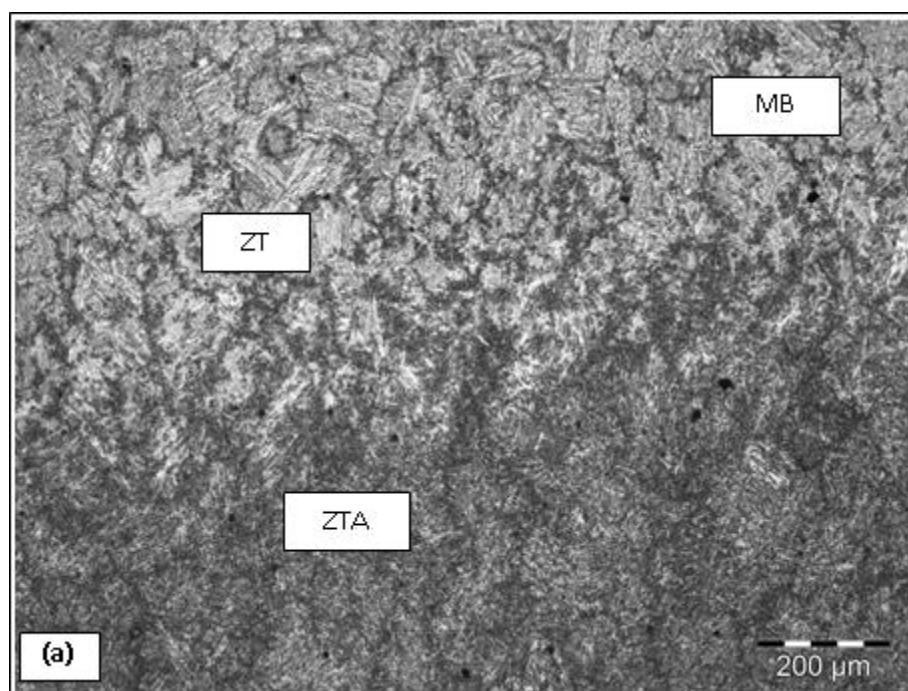


Figura 4.11 – Fotomicrografia da ZTA em amostra após TTAT: (a) 100x, (b) 200x, (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

A seguir tem-se a região entre a ZTA e o metal de base (MB), conforme Figura 4.12, onde se registra uma zona de transição (ZT) suave. Nesta região, observa-se que na ZTA a microestrutura é constituída da fase martensita, porém apresenta grãos mais refinados.



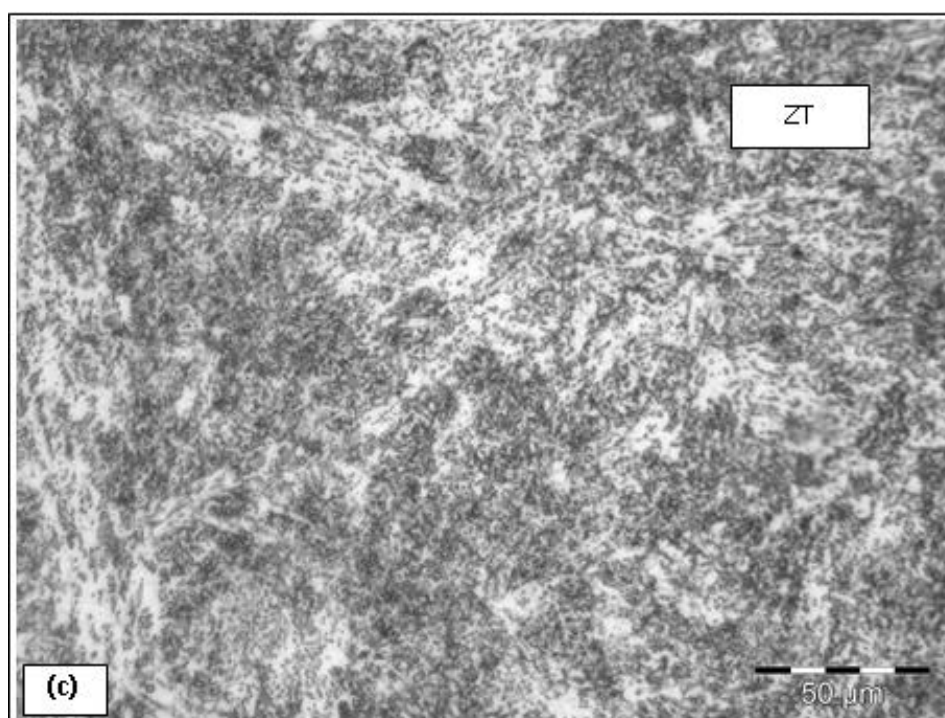
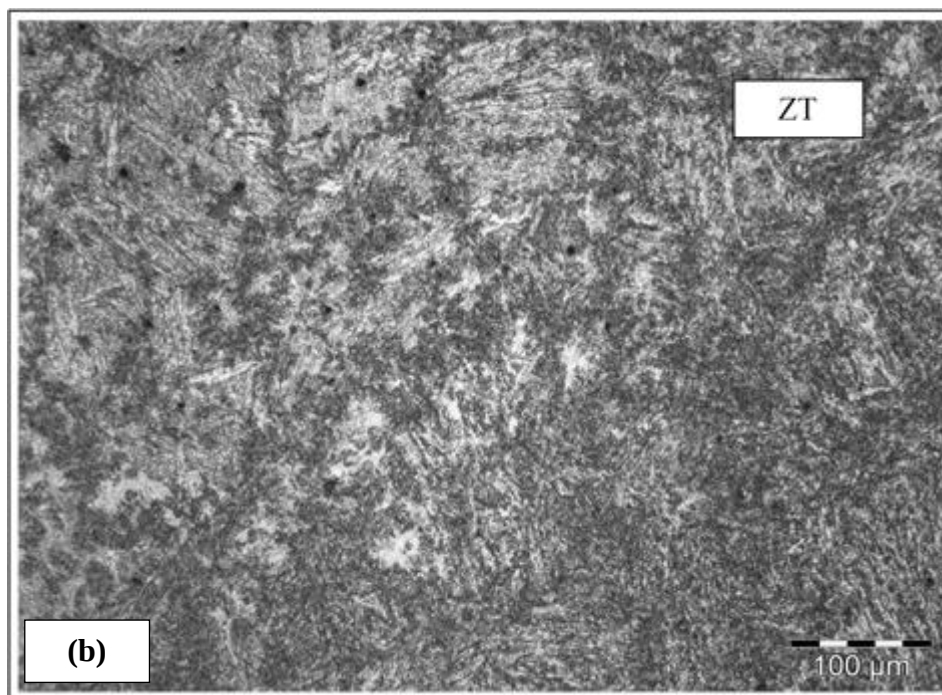
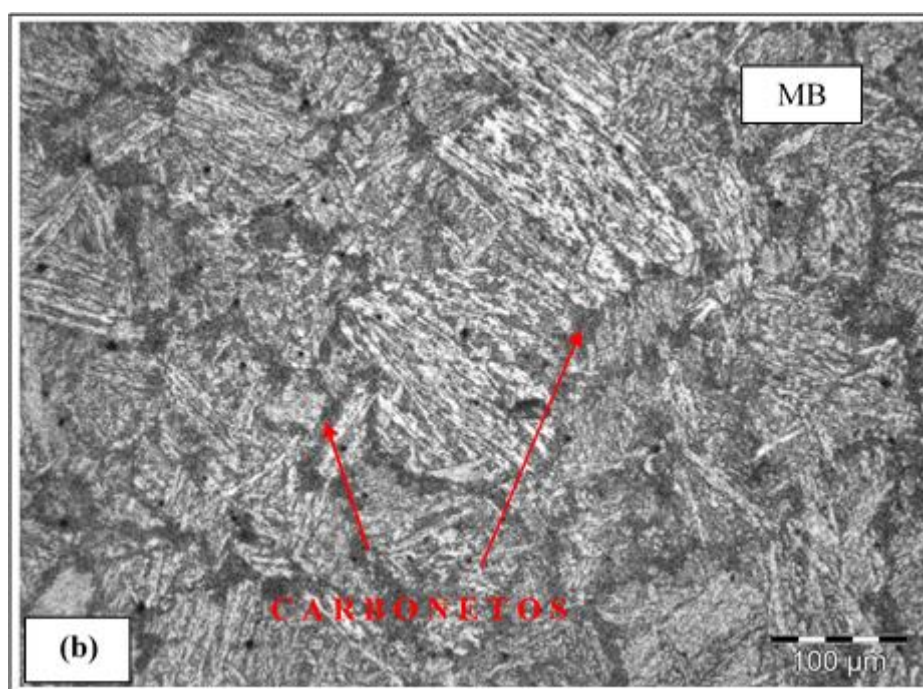
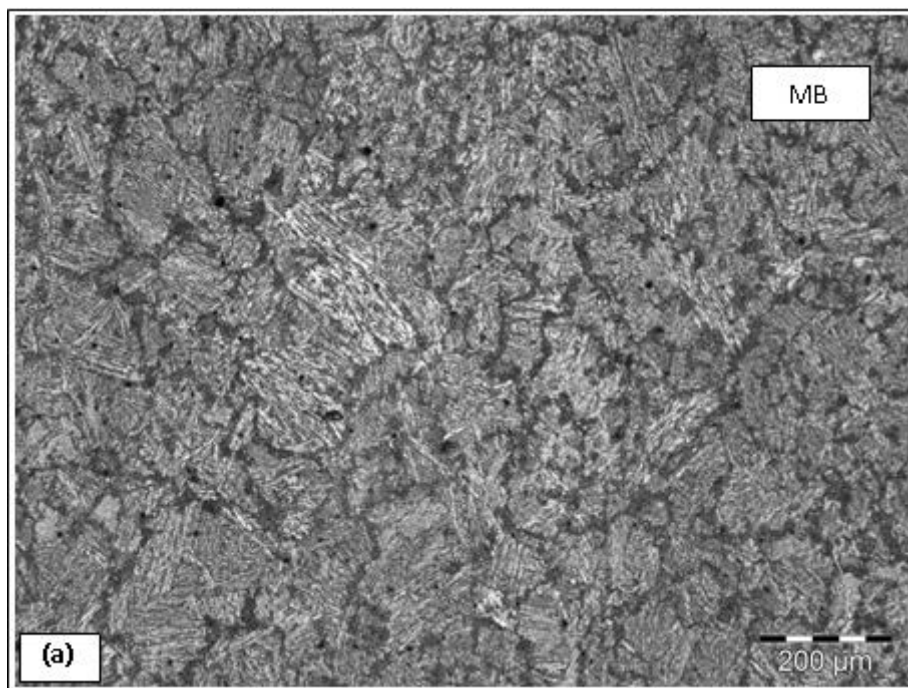


Figura 4.12 – Fotomicrografia da fronteira ZTA / MB após TTAT: (a) 100x, (b) 200x, (d) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

Fontes (2008) analisou a microestrutura do aço AISI 8630 para três faixas de TTAT, 620°C, 670°C e 720°C, e obteve como resultado microestrutural a martensita revenida. Neste

trabalho, a análise microestrutural do aço AISI 8630 modificado e submetido a um TTAT a 677°C constatou uma microestrutura constituída de martensita revenida com precipitação de carbonetos, delineando a região revenida na transição entre ZTA / MB. Isto pode ser observado na Figura 4.12 a. No metal de base, nota-se também a presença desses carbonetos. Contudo, a microestrutura do metal de base é mais clara devido à maior redução do carbono da martensita revenida. Na figura 4.13 b, temos a indicação da presença de carbonetos através das setas.



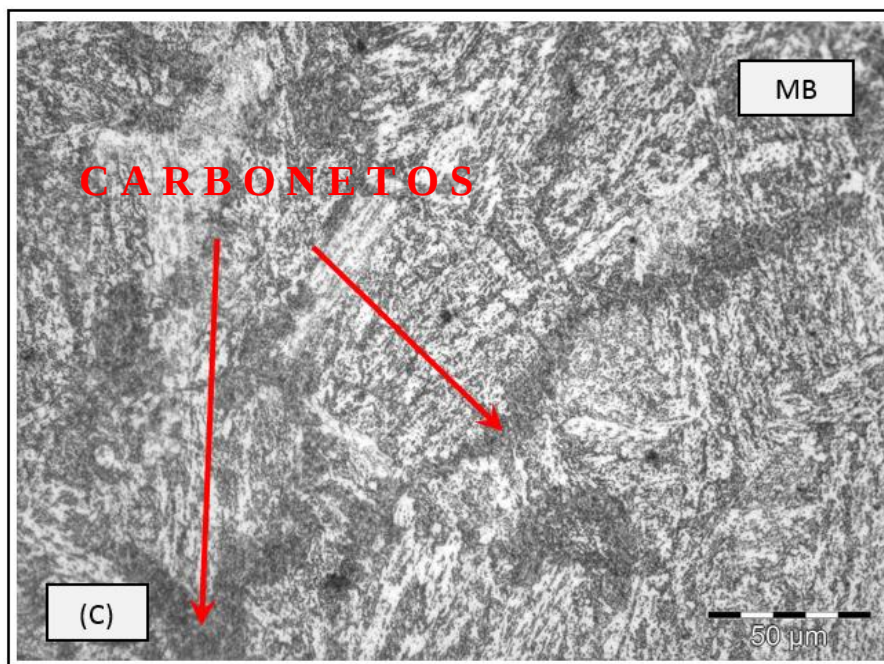


Figura 4.13 – Fotomicrografia do metal de base amanteigado após o TTAT: (a) 100x, (b) 200x, (c) 500x. Nital 2%. Microscopia ótica.

Observa-se que após o TTAT não houve uma mudança drástica da microestrutura, aparentemente é notado uma descarbonetação, que pode ter sido provocada pela difusão do carbono na matriz em cada região, formando precipitados (Fe_3C -cementita), proporcionados pela temperatura e tempo em que o material foi submetido ao TTAT, favorecendo a formação da fase ferrítica.

4.3. Perfil de microdureza

As Figuras 4.14a e 4.14b apresentam as variações da microdureza Vickers após aplicação da carga de 0,98 N (100 gramas-força), durante 15 segundos (HV 0,1), ao longo das seções longitudinais das diferentes regiões MS, ZTA e MB. O resultado de cada medida da microdureza obtida, apresenta uma confiança de 95%, para ambas as condições: sem TTAT e com TTAT (2h a 677 °C).

A análise das Figuras 4.14a e 4.14b mostra que houve uma redução no valor da microdureza, decorrente do TTAT. Sendo de 12% (32HV) no MS, 16% (55HV) na ZTA e 7% (21HV) no MB, conforme ilustrado na Figura 4.15.

Muito embora tenham sido registrados valores com dureza acima do limite máximo aceitável de 250 HV, estabelecido pela norma NACE MR0175, para aços ao carbono e baixa liga que trabalham expostos a H_2S , Figura 4.14b, os valores obtidos estão enquadrados na norma DNV RP B401 (2010), designada para os fins de aplicações submarinas. O valor estabelecido por esta norma é de 350 HV.

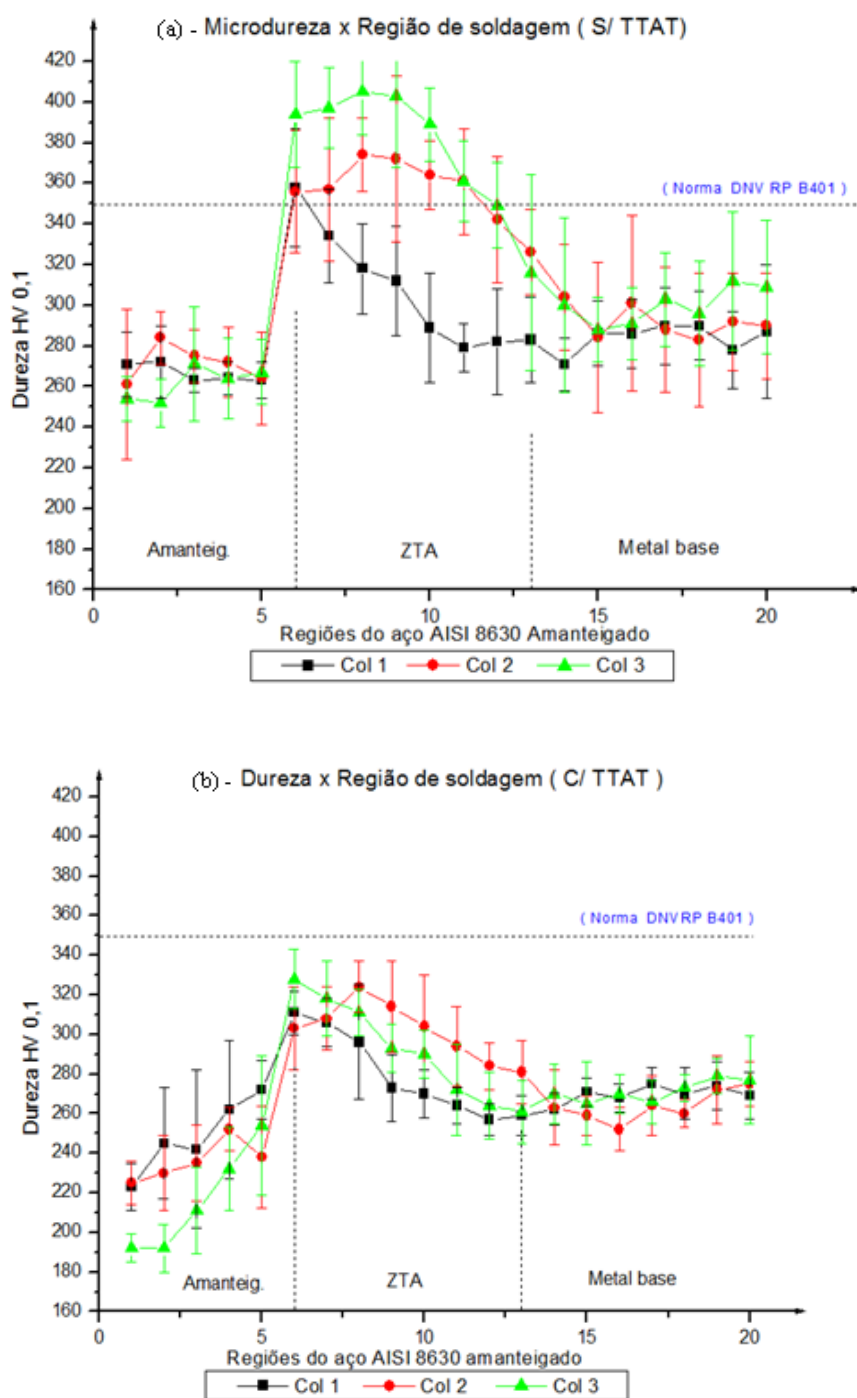


Figura 4.14 – Perfil de microdureza Vickers para as condições (a) Sem TTAT e (b) Com TTAT.

Os perfis de microdureza, obtidos nas Figuras 4.14a e 4.14b, apresentam a mesma configuração obtida para os aços de alta resistência temperados e revenidos, onde a ZTA indica a maior intensidade de dureza entre as regiões da junta soldada. Segundo Pontes (2012), esse comportamento se deve ao fato de a estrutura ser rica em martensita, um microconstituente de elevada dureza.

Comparando-se os resultados obtidos neste trabalho com os resultados obtidos por COSTA (2013), que realizou o amateigamento com o INCONEL; observa-se maior suavidade na transição entre as regiões do metal de solda e a ZTA para este trabalho, indicado pelo perfil com aclividade gradativa (não brusca) da microdureza entre as regiões, conforme pode ser observado na Figura 4.14b.

A microdureza média da microestrutura martensita revenida do AISI 8630 registrada por Fontes (2008), foi de 260 HV, cuja intensidade se apresenta de acordo com a obtida na Figura 4.15.

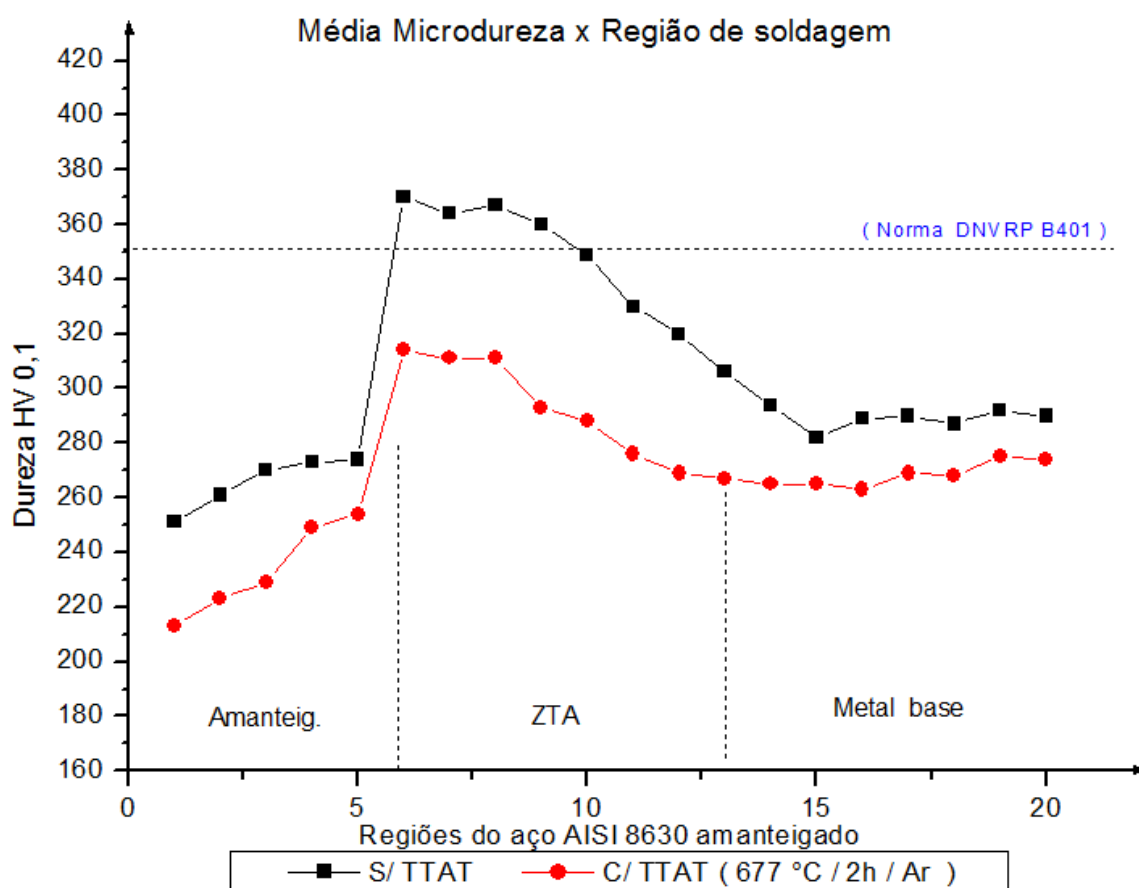


Figura 4.15 – Dureza média das diferentes regiões das juntas

O aumento na microdureza entre a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTAGG), conforme a Figura 4.14, é possivelmente decorrente da formação de carbonetos provocada pela difusão para esta região, dos elementos de liga Cr, Ni e Mo presentes no substrato.

4.4. Ensaios de dureza

Na aplicação de revestimentos em componentes utilizados na indústria do petróleo, a norma NACE MR0175 (2003), que é referenciada pela norma API 6A/ISO (2009), recomenda o ensaio de dureza para avaliação da fragilização, principalmente causada pelo hidrogênio, proveniente de diversas fontes, entre elas o H₂S. De acordo com as recomendações da norma NACE MR0175 (2003), foi realizado o ensaio de dureza.

Os resultados dos perfis de dureza são apresentados na Tabela 4.1, que foram realizados conforme a metodologia apresentada na Figura 3.13 (Cap. III, p. 50).

Tabela 4.1 – Valores de dureza utilizando escala Rockwell C; A amostra submetida à TTAT foi aquecida a uma temperatura de 677 °C por 2 horas e resfriada ao ar, após o amanteigamento do MB.

	2ª Camada	1ª Camada	ZTA	Metal base
Com TTAT	22 – 22 – 22 (22)	24 – 25 – 25 (24,67)	35 – 35 – 35 (35)	28 – 29 – 28 (28,33)

De acordo com a NACE MR 0175 (2003), são estabelecidos vários critérios que devem ser satisfeitos para a aprovação da junta soldada. Na soldagem de revestimento, é estabelecido que o valor máximo de dureza não deve exceder 22 HRC na ZTA, caso o meio de utilização do componente soldado contenha H₂S, tendo em vista o hidrogênio gerado, contribuindo para o rompimento final do componente. Porém, outras normas como a ISO 13628-4 API 17D (1999) limitam que os valores máximos aceitáveis não devem superar 35 HRC. A Tabela 4.1 mostra que a ZTA apresentou dureza de 35 HRC, que é compatível com a norma ISO 13628-4 API 17D.

A maior dureza apresentada pelos cordões de solda da primeira camada, em relação aos cordões de solda da segunda camada, conforme pode ser verificada na Tabela 4.1, resultou da maior participação do metal de base diluído na primeira camada, além da

influência do aporte térmico do passe subsequente, que segundo MODENESI (2010), chegam a temperaturas de austenitização próximas a de fusão.

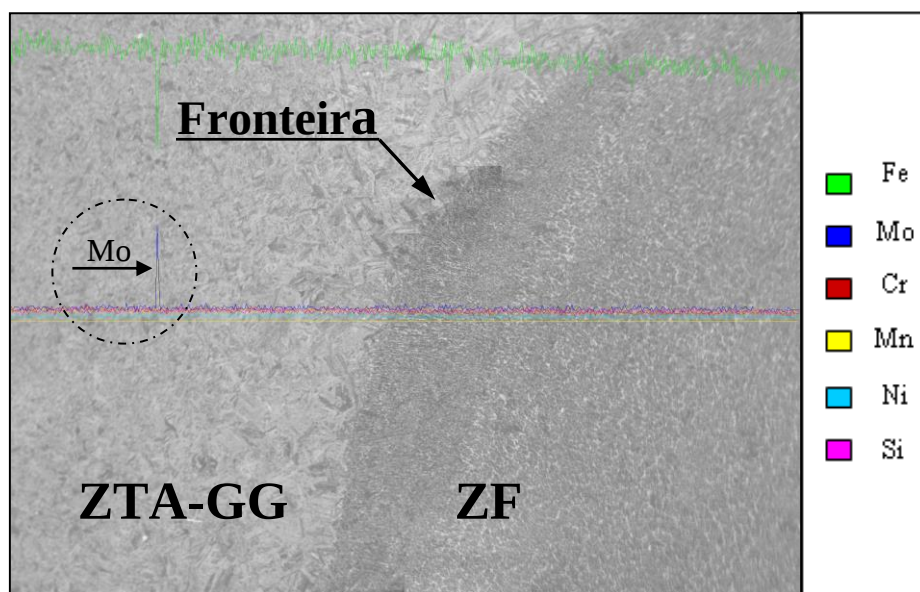
4.5. Análise por microscopia eletrônica por varredura (MEV)

Foi obtida através do MEV por eletroscopia de energia dispersiva (EDS), a determinação da composição química ao longo da interface entre a zona fundida (ZF) e a zona de granulação grossiera (ZTAGG) da junta soldada, a composição química em amostras submetidas ou não ao TTAT, cujos principais elementos foram: o ferro, o molibdênio, o cromo, o manganês, o níquel e o silício, conforme pode ser observado na Figura 4.16.

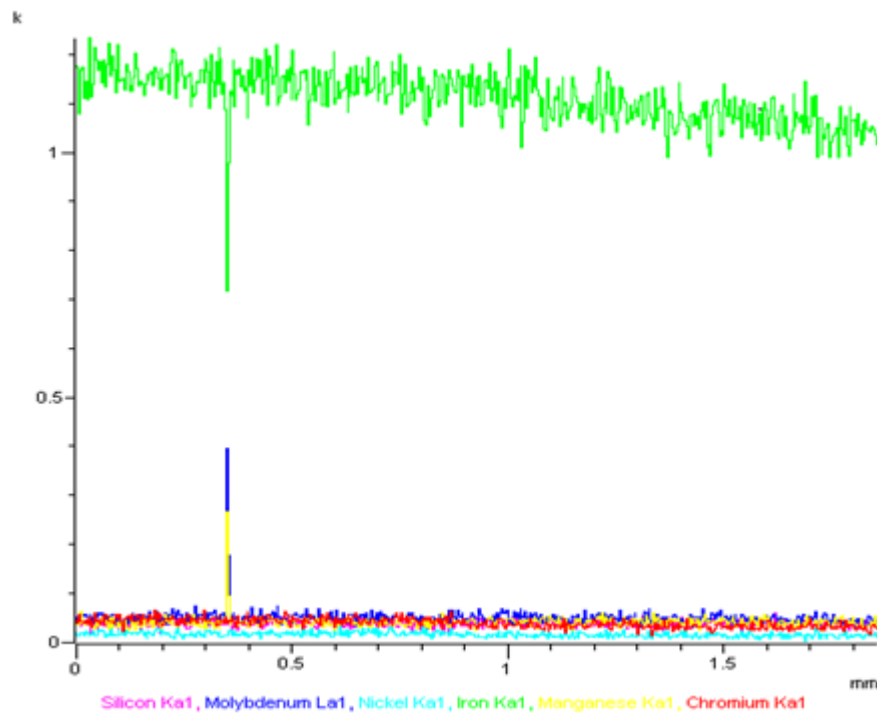
A ligação entre as regiões da ZTAGG / ZF, ilustrada na Figura 4.15, ocorreu de maneira suave, ou seja, de maneira gradual, sem interface brusca como a do resultado obtido por COSTA 2013, que utilizou revestimento de INCONEL. As zonas de soldas apresentaram aspecto bem definido. Pelo aspecto estrutural, nota-se, uma mudança gradual de uma microestrutura martensita revenida, com granulometria variando no sentido da ZF para ZTA.

A Figura 4.16a mostra o perfil de composição da ZTA e ZF. Observa-se pela transição da interface da ZTA para a ZF que não houve queda na distribuição do ferro, muito embora, tenha sido registrado pequeno vestígio de precipitação do molibdênio na região da ZTA. Na Figura 4.16b, não foram observados indícios da formação de precipitados à base de molibdênio.

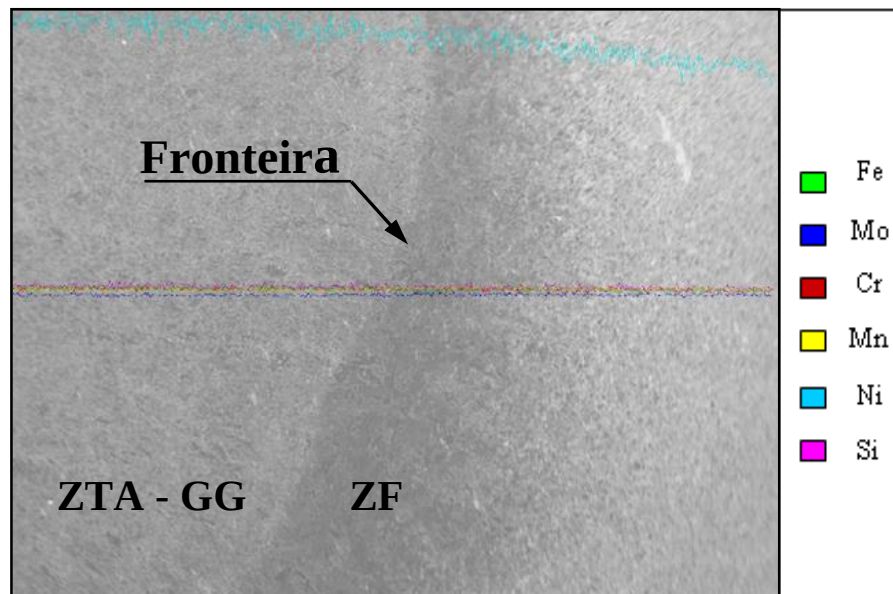
(a) Com TTAT



(a) Com TTAT – Perfil da composição química



(b) Sem TTAT



(b) Sem TTAT – Perfil da composição química

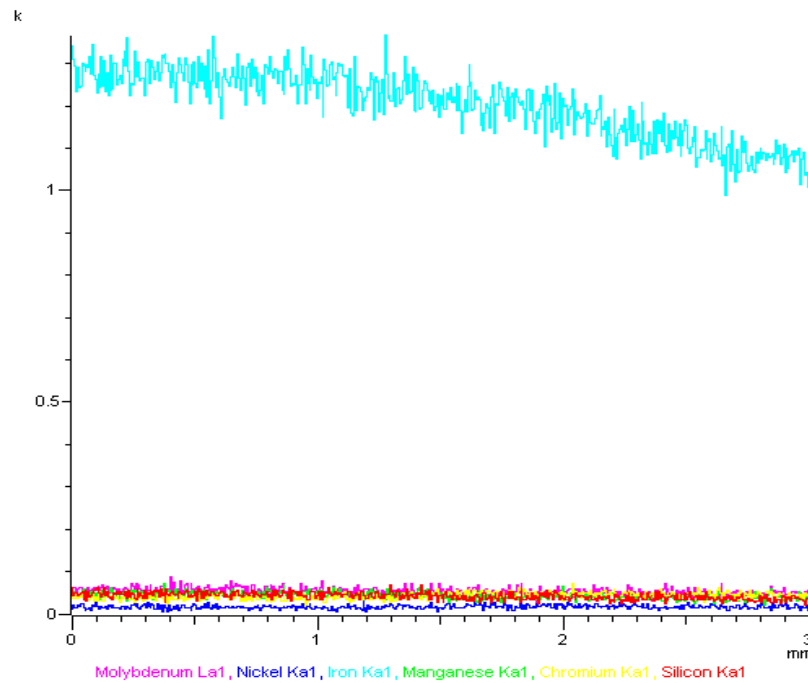
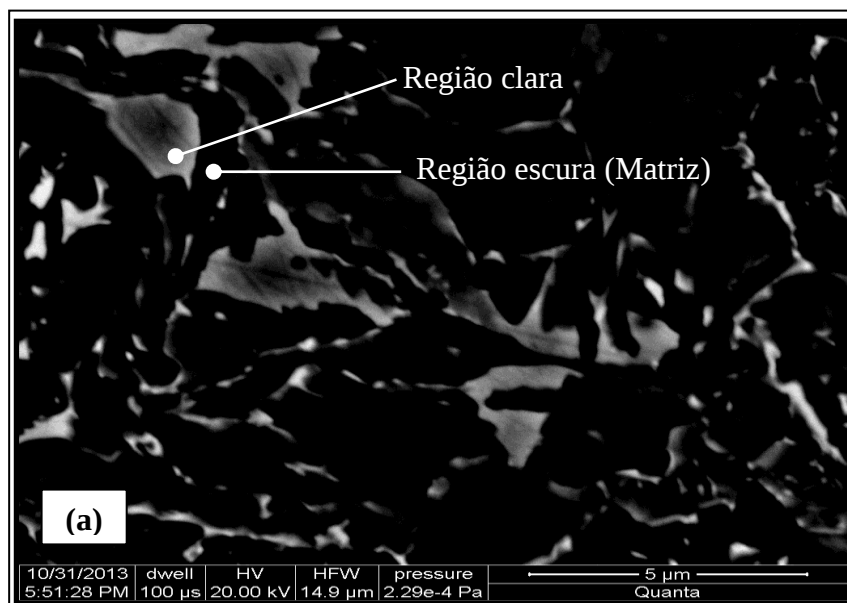


Figura 4.16 – Eletroscopia de energia dispersiva (EDS) a uma magnitude de 50x: (a) Com TTAT; (b) Sem TTAT.

Um estudo mais detalhado na região ZTAGG, da amostra com TTAT, foi feito através do MEV, conforme apresentado na Figura 4.17.



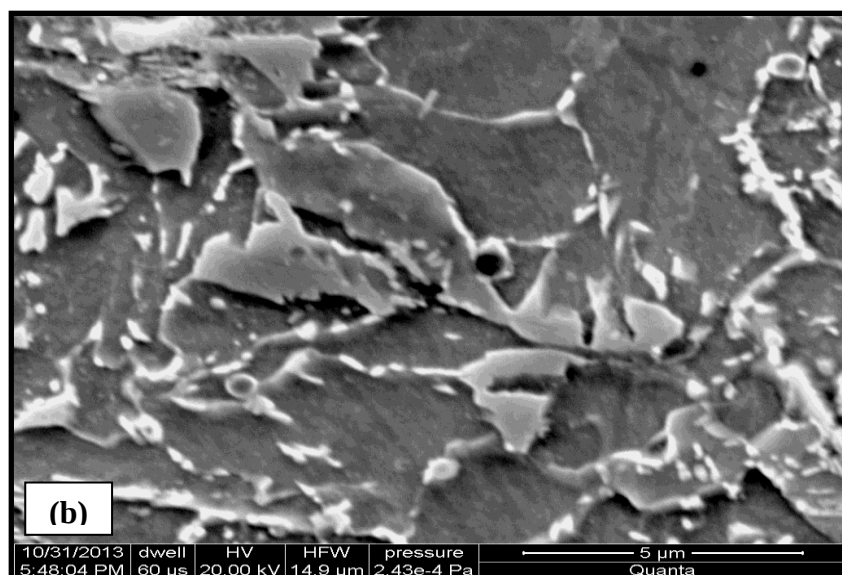


Figura 4.17 – Microscopia eletrônica de varredura da ZTAGG, com TTAT a uma magnitude 10 Kx: (a) Com detector BSD, (b) Com detector ES

Foram realizadas em 4(quatro) áreas aproximadamente iguais de regiões claras e escuras (Matriz), identificadas na Figura 4.17a, a análises por EDS, obtida por meio de elétrons secundários. Nota-se, pela média apresentada na região clara Tabela 4.2, uma maior concentração de molibdênio e carbono em relação à região escura (Matriz), o que sugere o indício da presença de carbonetos ricos em molibdênio do tipo: MC, M_6C e $M_{23}C_6$.

Tabelas 4.2 – Análise semi-qualitativa (comparativa) das micros regiões de estudo: Claras (maior presença de Mo e C) e escuras (menor presença de Mo e C)

Região clara (% peso)						Região escura - Matriz (% peso)					ΔM
Área	A ₁	A ₂	A ₃	A ₄	Média	A ₁	A ₂	A ₃	A ₄	Média	Peso (%)
Análise	1	2	3	4		1	2	3	4		
C	2,52	1,95	2,17	2,4	2,26	2,03	1,49	1,14	1,27	1,48	0,78
Mo	0,45	0,44	0,51	0,7	0,53	0,36	0,46	0,39	0,32	0,38	0,15
Cr	0,55	0,55	0,56	0,7	0,59	0,52	0,48	0,52	0,51	0,51	0,08
Mn	1,81	1,68	1,73	2,05	1,82	1,38	1,45	1,44	1,42	1,42	0,4
Fe	94,3	95,1	94,74	93,7	94,50	95,6	95,9	96,3	96,3	96,06	-
Ni	0,32	0,24	0,27	0,41	0,31	0,10	0,14	0,18	0,15	0,14	0,17

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES E SUGESTÕES

O objetivo deste capítulo é apresentar as conclusões finais e as recomendações para trabalhos futuros.

5.1. Conclusões

Este trabalho buscou caracterizar o amanteigamento de um aço de baixa liga, utilizado para atenuar a transição entre juntas de metais dissimilares, em decorrência das diferenças entre os coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão. O amanteigamento foi realizado pelo processo arco elétrico com gás de proteção (GMAW) multipasse, utilizando consumível da família AWS A5. 28 e tipo D2 (Mn-Mo). Antes da caracterização, a junta amanteigada recebeu tratamento térmico de alívio de tensões recomendado. Através da análise dos resultados obtidos por microdureza, dureza, microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura é possível concluir que:

1. O tratamento térmico de alívio de tensões foi eficaz em reduzir a microdureza e a dureza da ZTA.
2. Com relação à microestrutura, pode ser observada na zona fundida a predominância de uma estrutura ferrítica. Já no metal de base e na ZTA, constatou-se uma estrutura predominantemente martensítica.
3. Na LF observou-se uma estrutura ferrítica (ZTAGG) mais grosseira.
4. A região de transição entre a (ZF) zona fundida e a (ZTAGG) zona termicamente afetada de grãos grosseiros se deu de forma suave sem que houvesse a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD's).
5. A tendência no aumento da dureza observada na zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTAGG) deve estar provavelmente relacionada à formação de carbonetos.

6. Não houve uma mudança drástica da microestrutura provocada pelo TTAT, o que aparentemente observa-se é uma diminuição da quantidade de carbono.

5.2. Sugestões para trabalhos futuros

- ❖ Determinação da melhor relação entre propriedades mecânicas e as condições de temperatura e tempo do TTAT.
- ❖ Determinação dos precipitados presentes na junta amanteigada.
- ❖ Estudo da influência de diferentes tratamentos térmicos nas regiões da junta soldada.

CAPÍTULO VI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBUQUERQUE, SIDERLEY FERNANDES, 2010, **Avaliação do efeito da utilização de processos manuais e automatizados sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de aço API 5L X80**, Dissertação, Universidade Federal de Campina Grande, PB, Brasil.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E3: **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**; 2001.

ANTUNES, MARCIO RIBEIRO, 2008, **Avaliação da resistência a Corrosão-Fadiga do AÇO API 5L 65 Revestido com AISI 308 SI**, M.Sc, dissertação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, Brasil.

ASM International, **Classification and Designation of Carbon and Alloy Steels**, In: ASM Handbook, v. 1, 10ª ed, pp140 – 194, 1990.

AWS, **Welding Handbook, Welding Process – Volume 2**, American Welding Society, 8ª Edição, 1997

“AWS A5.28 - **Specification for carbon and Low-Alloy steel Welding Electrodes for Electrode Gas Welding**”, AWS A 5.28, *American Welding Society*, 2005.

API 6A/ISO 10423:2009 - **Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment**, 20th Edition. In.; 2010.

API 5L - **Specification for Line Pipe**, 42th Edition. In 2010.

BARBOSA, REGINALDO PINTO, 2007, **soldabilidade dos materiais**, Disponível em:
< <http://pt.scribd.com/doc/72133049/60/Diagrama-de-Schaeffler>>. Acesso em: 18 ago. 2012.

CALOI, GISELE., 2008, **Análise da soldabilidade do aço API 5L X-80 por meio dos testes Tekken e de implante**. M.Sc. dissertação, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

CAMPOS, PAULO TANCREDO DE, 2005, **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Juntas soldadas pelos processos MIG/MAG (GMAW) e arame tubular (FCAW)**, M.Sc. dissertação, Pontitíficia Universidade católica do Paraná, Curitiba – PR.

CAMPOS, CESAR CUNHA; SIMONSEN, RICARDO; AIDAR, ANTÔNIO CARLOS KFOURI; et AL.; 2010, **fgv projetos | exploração e produção de petróleo em águas ultraprofundas: nova fronteira para o pós-crise**. Disponível em:
<<http://fgvprojetos.fgv.br/sites/fgvprojetos.fgv.br/files/362.pdf>>. Acesso em: 22 jan. 2005.

CANTARIN, TADEU NOVELI, 2011, **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado, revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “GTAW”**, Dissertação, Instituto de pesquisas energéticas e nucleares, Autarquia associada à Universidade de São Paulo, Brasil.

CARDOSO, ANTÔNIO VALADÃO, **Ciência dos materiais Multimídia** –, Disponível em:
<www.cienciadosmateriais.org/index.php?acao=exibir&cap=13&top>. Acesso em: 25 Abril. 2012.

CARUSO, **Tecnologia mecânica**. São Paulo: CEFET – SP, 2001. Notas de aula,
<<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAfEPgAK/classificacao-dos-acos>> Acesso em 05 novembro 2012.

COLPAERT, HUBERTUS. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. Xª Ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

COOPER ORDÓÑEZ, ROBERT EDUARDO, 2004, **Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares**, Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, SP, Brasil.

COSTA, ESDRAS CARVALHO DA, 2013, **Caracterização do aço SAE 8630 modificado e amanteigado com inconel 625 pelo processo de soldagem GMAW**, Dissertação (mestrado) - Universidade Federal da Paraíba, João pessoa – PB, Brasil.

DIAS, FELIZ WILIAM CORTES 2011, **Efeito da intensidade de corrente em revestimentos utilizando a liga Hastelloy X**, Dissertação, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckowda Fonseca- CEFET/RJ, RJ, Brasil.

DNV RPB 401 – Recommended Practice RP B401 Cathodic Protection Design”, Det Norske Veritas, Seção 5.5, 2010.

DNV-OS-F101, Submarine Pipeline Systems, October 2007.

EVANS, M. R. “Metallurgy of Fusion Weld Repair”. *MCIC Report*, pp 15-73, agust 1973.

FILHO, I. G. S., 2007, **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem de revestimento resistente à corrosão na diluição pelo processo TIG modalidade arame-quente**. Dissertação de Mestrado, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba.

FILHO, Protásio Dutra Martins. **Projeto de uma Plataforma Spar com Capacidade de Armazenamento:** Relatório de projeto III. Disponível em: http://www.oceanica.ufrj.br/deno/prod_academic/relatorios/atuais/DanielA+Fabio/relat2/relat2.htm. Acesso em: 22 ago. 2013.

FORTES, CLEBER, 2005, **Soldagem Mig/Mag**, Assistência Técnica Consumíveis – Escola superior aberta do Brasil – ESAB BR., Disponível em: http://www.esab.com.br/br/por/instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmigmag.pdf, Acesso em 16/ Novembro/2012.

FONTES, CARLOS HENRIQUE MENEZES, 2008, **Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis** – Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas, M.Sc. dissertação, UFRJ/COPPE, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

FONSECA, MARCELO ALVES et al.; 2006, **Efeito do insumo de calor na microestrutura da solda do aço NTU- SAR50 pelo processo a arco submerso**. Disponível em: <http://www.unilestemg.br/revistaonline/volumes/02/downloads/artigo_10.pdf>. Acesso em: 2 Dez. 2013.

FRATARI, RÔMULO QUEIROZ, SCHVARTZMAN, MÔNICA M.A.M., SCOTTI, AMÉRICO, 2009, **Otimização dos parâmetros de tecimento para confecção de amanteigamento em chapas de aço ao carbono pelo processo TIG com arame AWS ER309L**. COBEF Abril/2009, Belo Horizonte – MG, Brasil.

GAREIS, BERNARDO; 1994, **A soldagem simples como ela**. Recife: SACTES, 223p.: --- (Coleção manuais técnicos; 9)

ISO 13628-4 API 17D – Petroleum and natural gas industries – Design and Operation of Subsea Production Systems”, *International Standard*, 1999.

LIMA, LUCIANA IGLÉSIAS LOURENÇO, SILVA, GUILHERME MARCONI, CHILQUE, ANGEL RAPHAEL ARCE, 2010 **Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços Astm A-508 E AISI 316L**. Inspeção de soldagem, São Paulo, Vol. 15, No. 2, p.112-120, Abr/Jun 2010.

LINNERT, G. E., 1995, **Welding Metallurgy – Carbon e Alloy Steels**. Miami: American Welding Society, ed. 4, p. 628.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz; **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3ª Edição Atualizada. Editora UFMG, Belo Horizonte, 2013.

MODENESI, PAULO J., MARQUES, PAULO VILLANI, 2000. **Introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais. Notas de aula.

MODENESI, PAULO J., 2001, **Soldagem de ligas metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais. Notas de aula.

MODENESI, PAULO J., 2010, **Soldabilidade dos aços transformáveis**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais. Notas de aula.

MODENESI, PAULO J., 2008, **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais. Notas de aula.

MODENESI, PAULO J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B., 2006, **Introdução a metalurgia da soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais.

MODENESI, PAULO J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B., 2006, **Introdução aos processos de soldagem**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais.

MOREIRA, HAMILTON SOARES, 2008, **Estudo da influência dos parâmetros de soldagem Mig e da morfologia do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas de um eixo traseiro veicular**, Dissertação, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, SP, Brasil.

NACE MR0175/ISO 15156:2003 - **Petroleum and Natural Gas Industries - Materials for use in H₂S Environments in Oil and Gas Production** - Part 2: Cracking Resistent Carbon and Low Alloy Steels and the use of Cast Iron. In.; 2003.

NASCIMENTO, ALEXANDRE SALDANHA DO, 2005, **aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem com arame metal cored**. M.Sc. dissertação, Universidade federal do Pará, Belém, PA – Brasil.

NETO, FRANCISCO DE ASSIS SOUZA, 2010, **Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás**, Campina Grande – Pb, Dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal de Campina Grande.

ANM, **Equipamento árvore de natal horizontal** – Disponível em: <http://www.oceanica.ufrj.br/deno/prod_academic/relatorios/atuais/DanielA+Fabio/relat2/relat2.t2> Acesso em: 16 Set. 2013.

OLIVEIRA, GEORGE LUIZ GOMES DE, 2013, **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas**, Tese, Universidade Federal do Ceará, CE, Brasil.

PONTES, MARIANA KARLA GURJÃO, 2012, **Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás**. M.Sc. dissertação, UFCG, Paraíba, PB, Brasil.

RODRIGUES, EMANUEL REZENDE, 2010, **influência de parâmetros do processo fcaw–g nas características da solda do aço astm a-36**, M.Sc. dissertação, Universidade tecnológica federal do Paraná, Curitiba, PR – Brasil.

SANT'ANNA, PEDRO CARNEIRO, 2006, **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65**, Tese (Doutorado), Universidade Estadual de Campinas, PB, Brasil

SILVA, CLAUDIO L. JACINTHO DA., 2003, **Fissuração pelo hidrogênio: Trincas a frio**, LAMAV – CCT – UENF, Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol07.pdf>>. Acesso em: 15 Set. 2011.

TELES, LÍLIA. **Mercado de petróleo e gás precisa de mão de obra**: O setor, que cresceu 3,2% em 2011. Bom dia Brasil – Rede Globo de Televisão, Rio de Janeiro, 07 de março. 2012. Edição do dia.

ZEEMMANN, ANNELEISE, 2003, **Soldagem de aços Martensíticos**: PEMM – COPPE – UFRJ, Disponível em: <[http:// www.infosolda.com.br/artigos/metsol09.pdf](http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol09.pdf) >. Acesso em: 10 Jan. 2012.

Anexo A

Identificação do Material: Barra de aço SAE 8630 forjado 207 x 210 mm

 Rua Barão de Monte Sante, nº1380 - Mooca CEP: 03123-020 - São Paulo - SP - Brasil FAX: 55 11 2063-1575 62914-6643 e-mail: specialsteel@specialsteel.com.br		CERTIFICADO DE QUALIDADE		Certificado Nº / Certificate NR	
		QUALITY CERTIFICATE		017905	
SPECIAL STEEL COML AÇO METAIS LTDA		Referência do Cliente / Customer's Reference		Nota Fiscal nº / Invoice Nr	
Cliente / Customer:		E. HILL 12 /		004082	
03020 - FABRIL JOSE RODRIGUEZ CAVALCANTE		Pess / Weight(KG)		OS / Service Order	
Identificação do Material / Material Identification		110,690		9642 -02 2 To(4)	
BARRA DE AÇO SAE 8630 FORJ. 207,0 X 210 863-02 PCS					
ENSaios MECâNICOS / MECHANICAL TEST					
COMPOSIÇÃO QUÍMICA / CHEMICAL COMPOSITION		C.P.Nº Specimen Number		C.E.VS L.E.VS C.TSL L.M.T.S.	
C Mn Si P S Cr Ni Mo Al V Cu Ti N Sb		C.P.Nº Specimen Number		C.TS (Specimen Number) Média/Average	
4823762		C.P.Nº Specimen Number		C.TS (Specimen Number) Média/Average	
Aço forjado / Forged		C.P.Nº Specimen Number		C.TS (Specimen Number) Média/Average	
TRATAMENTO TÉRMICO / HEAT TREATMENT					
Certificado nº / Certificate NR		Tipo / Type		Duração / Hardness	
Tamanho Grão / Grain Size		Empresa / Company			
ENSaios NÃO DESTRUTIVOS / HEAT TREATMENT					
Passo / Test		Número de Referência / Name of Reference		Número do Relatório / Reports Number	
Ultrassom / Ultrasonic Inspection		Conforme norma ASTM A 388/94		Aprovado	
Líquido Penetrante / Penetrating Liquid		***		***	
Partículas Magnéticas / Magnetic Particle		***		***	
Observações / Observations					
Certificado (e) do fabricante em nosso poder.					
Special Steel Coml. de Aço e Metais Ltda SPECIAL STEEL COML AÇO METAIS LTDA					

Anexo B

Especificações técnicas do arame sólido de aço carbono

Entwicklung und Herstellung von
Drahtelektroden für das MSG- und UP- Verfahren
WIG-Stäbe, Gas-Schweißstäbe



seit 1915

FLIESS
Schweißzusätze
welding wires

Fließ Essenerstr. 85-93 47059 Duisburg
JUMADE
Comercio Importacao Exportacao Ltda
Alameda dos Maracatins 1436 - Sala 803
Moema

CEP 04088-016 Sao Paulo - SP
Brasil

Abnahmeprüfzeugnis
Inspection Certificate
Certificate de réception
EN 10 204-3.1

Datum: 23.02.2012
Date/Date

Nr.: 777/12

Bestell-Nr.: e-mail Mr. Freitas
Order No./No. de commande

Unsere Auftrags-Nr.: 10000136962
Our order no./No. de commande d'usine

Qualität: ED-A 31
Quality/Qualité

Spulart: B 300 - 15 kg
Spooling/Sobinage

Schmelz-Nr.: 2870
Cast-no./No. coulée

Bestelldatum: 17.02.2012
order

Unsere Abteilung: QA / THS
Our Department/notre département

Norm-Bezeichnung: EN ISO 14341-A G4Mo
Standard classification/norme

Abmessung: 1,20 mm
Dimension/Dimension

Gewicht: 30 kg
Weight/Poids

Chemische Zusammensetzung in % / Chemical composition / Composition chimique												
Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Cu steel	Al	Cr	Mo	Ni	V	Ti
2870	0,08	0,76	1,06	0,008	0,012	0,064	0,005	0,06	0,40	0,04	0,006	0,002
	Nb	Co	Pb	Sn	B	As	Zr	Ta	Sb	Ca	N	O
2870							0,005					

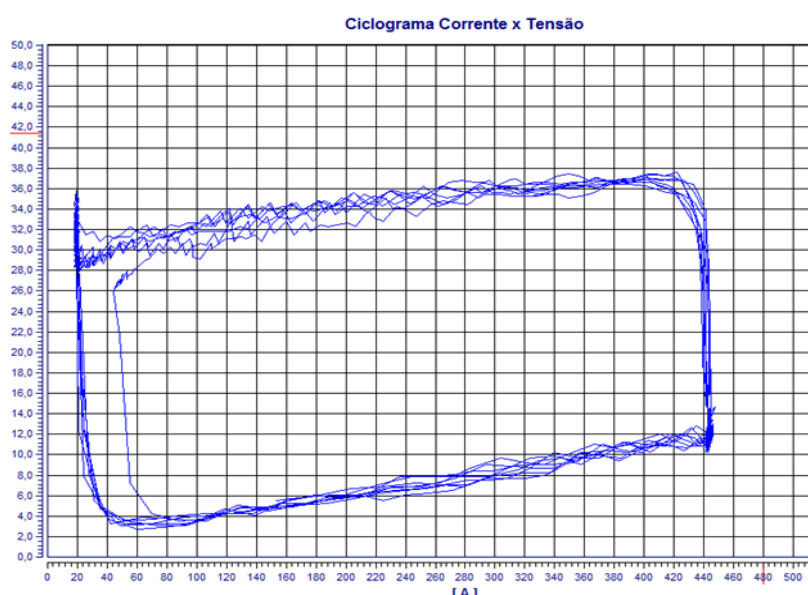
Mechanische Eigenschaften des reinen Schweißgutes DIN EN 1597-1 Werkzeugeignis EN 10 204-2.2							
mechanical properties of pure weld metal DIN EN 1597-1 test report EN 10 204-2.2 / propriétés mécaniques de soudage purément DIN EN 1597-1 relevé de contrôle EN 10 204-2.2							
Re bzw. Rp0,2		Rm		A5		Av	
min	result	min	result	min	result	min	result
≥ 470 MPa	607 MPa	≥ 550 MPa	637 MPa	≥ 17 %	18 %	≥ 27 J @ -60 °C	60 J @ -60 °C

HERMANN FLIESS & CO. GMBH
Qualitätsstelle
QA Dept.

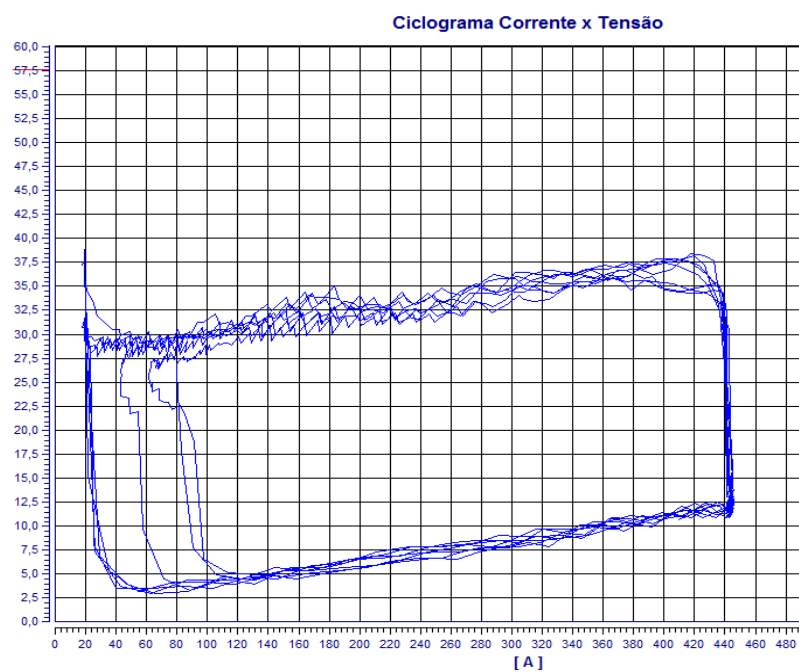
Thomas Scholz

Apêndice A

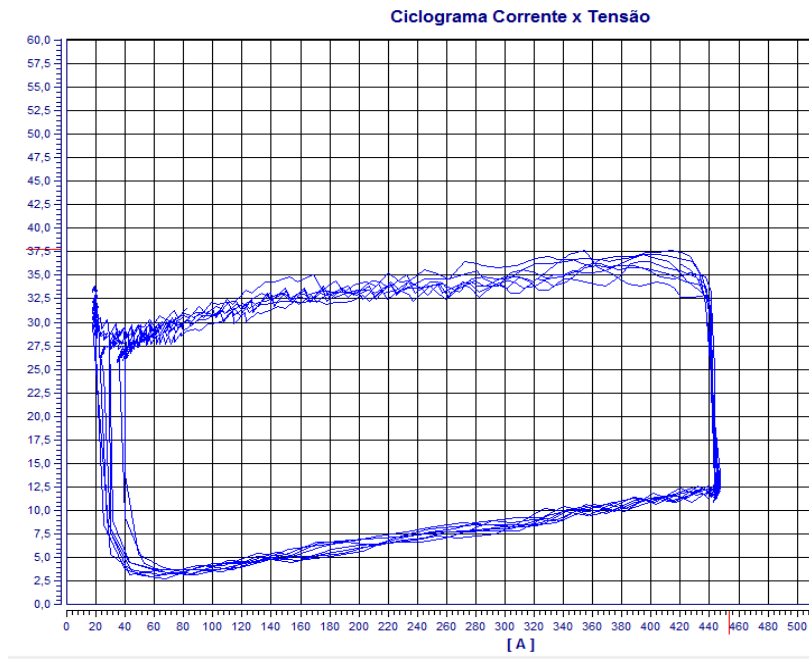
CICLOGRAMAS DE REGULARIDADE (U X I)



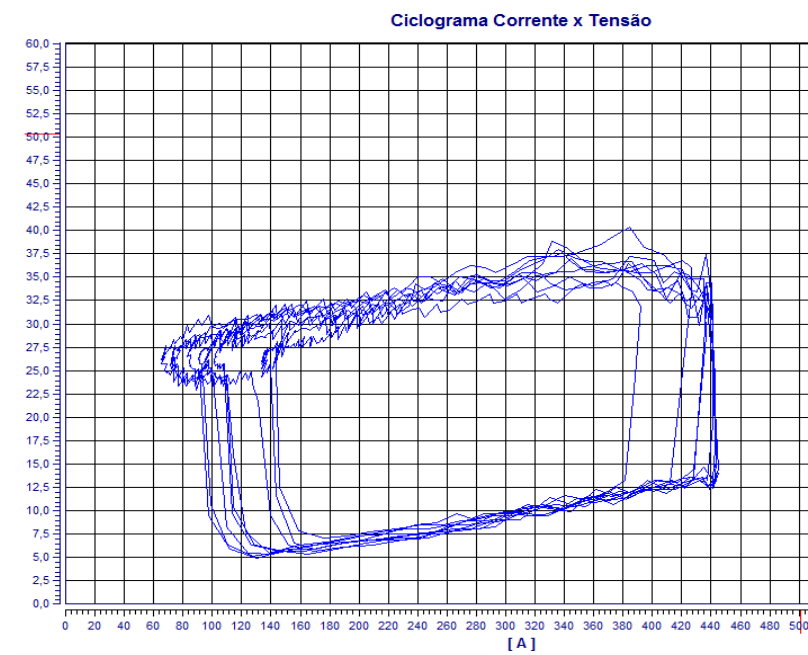
Amostra A – Primeiro cordão da primeira camada – c_1C_1



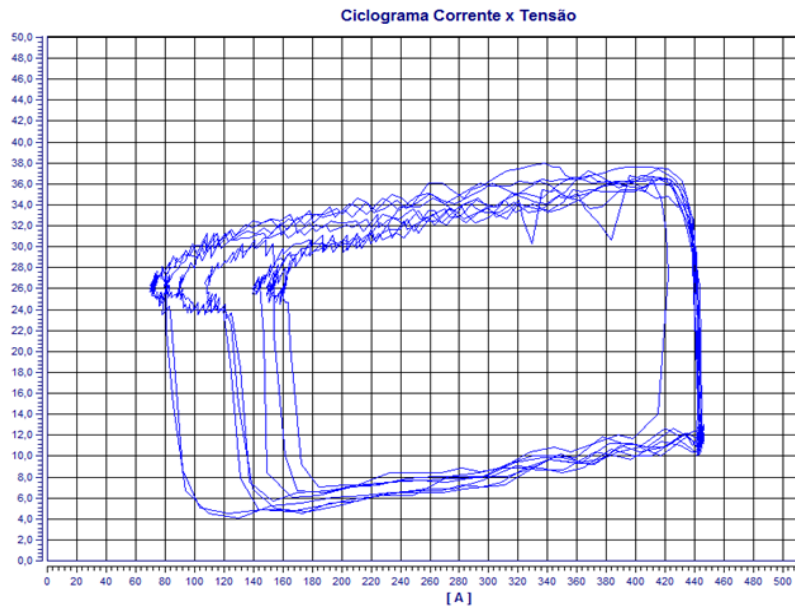
Amostra B – Primeiro cordão da primeira camada - c_1C_1



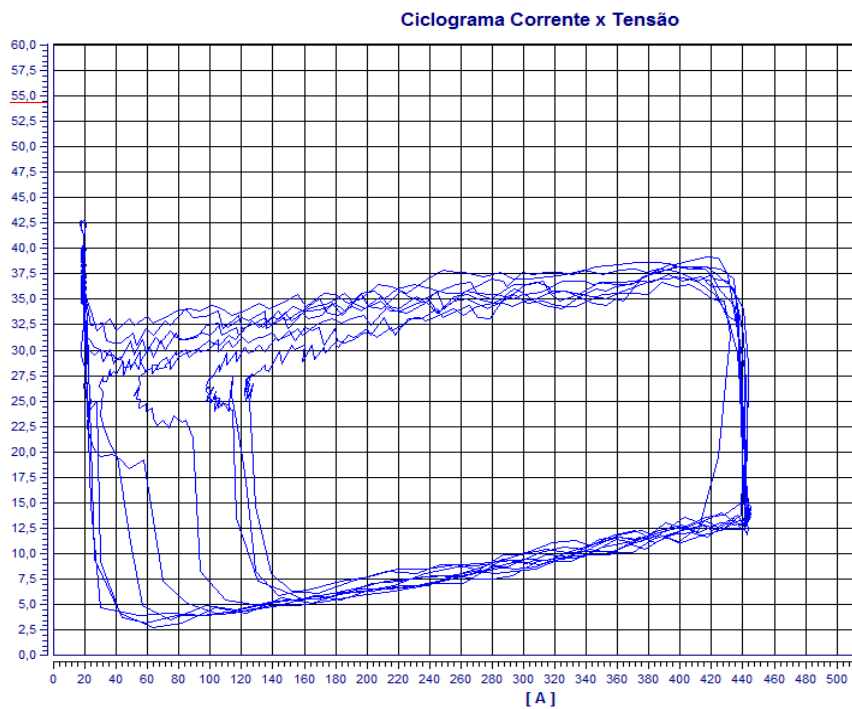
Amostra A – Primeiro cordão da segunda camada - c_1C_2



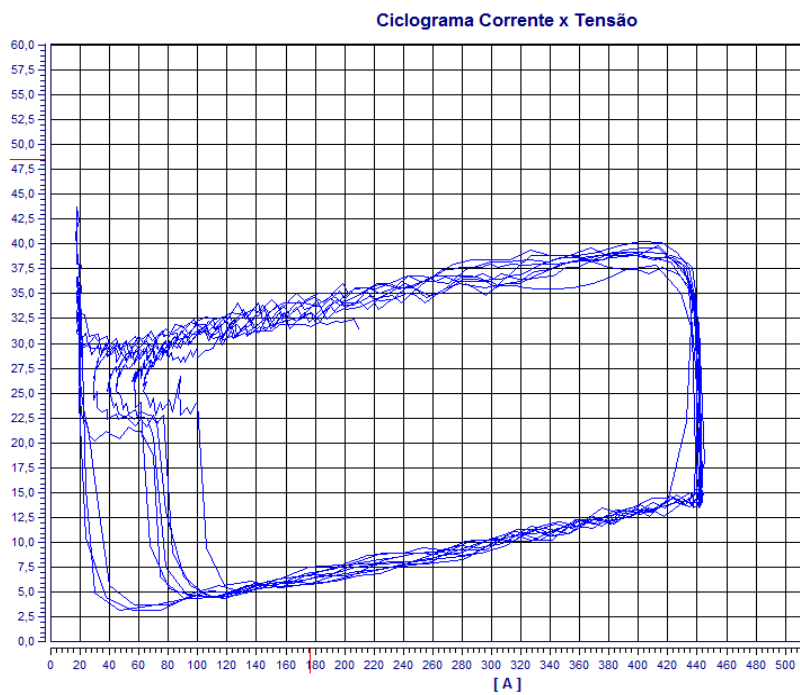
Amostra B – Primeiro cordão da segunda camada - c_1C_2



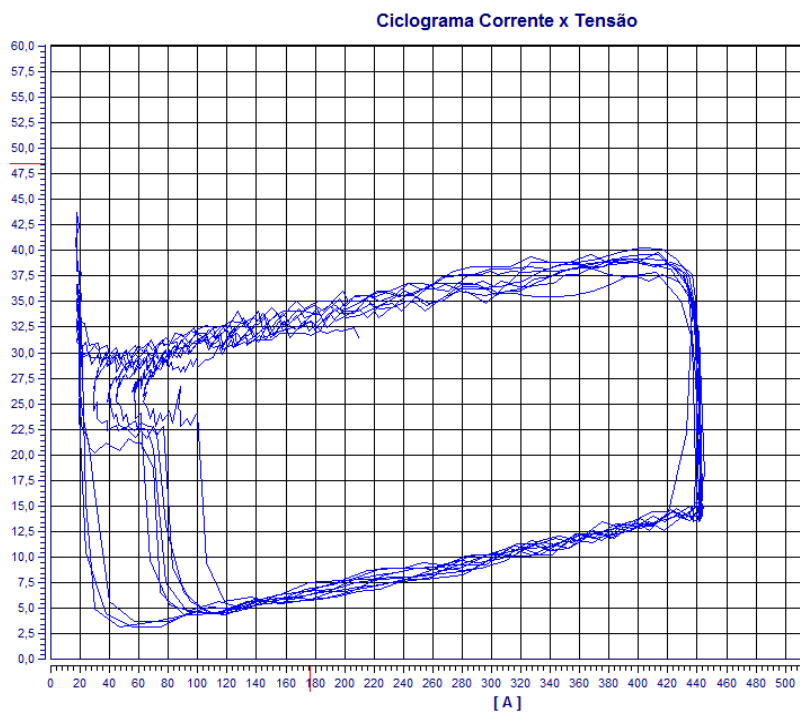
Amostra A – Primeiro cordão da terceira camada - c_1C_3



Amostra B – Primeiro cordão da terceira camada - c_1C_3



Amostra A – Primeiro cordão da Quarta camada - c_1C_4



Amostra B – Primeiro cordão da Quarta camada - c_1C_4