



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

MARCIO WAGNER BATISTA DOS SANTOS

**ASPECTOS METALÚRGICOS DE REVESTIMENTOS EM DUTOS DEPOSITADOS
COM A SUPERLIGA DE NÍQUEL ERNiCrMo-4 PELOS PROCESSOS MIG
CONVENCIONAL E MIG COM ADIÇÃO DE ARAME FRIO**

BELÉM
2012

MARCIO WAGNER BATISTA DOS SANTOS

**ASPECTOS METALÚRGICOS DE REVESTIMENTOS EM DUTOS DEPOSITADOS
COM A SUPERLIGA DE NÍQUEL ERNiCrMo-4 PELOS PROCESSOS MIG
CONVENCIONAL E MIG COM ADIÇÃO DE ARAME FRIO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, como requisito para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais e Processos de Fabricação. Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota.

BELÉM
2012

**Dados Internacionais de catalogação na publicação (CIP), Biblioteca do
Mestrado em Engenharia Mecânica/ UFPA, Belém, PA**

S 237a Santos, Marcio Wagner Batista dos

Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos em Dutos Depositados com a Superliga de Níquel Ernicrmo-4 pelos Processos Mig Convencional e Mig com Adição de Arame Frio / Marcio Wagner Batista dos Santos; Orientador Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota.- Belém, 2012.

97f. il.

Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2012.

1. Metalurgia. 2. Revestimento. 3. Níquel. I. Mota, Carlos Alberto Mendes da, orientador. II. Título.

CDD 22. ed. 669.733 2

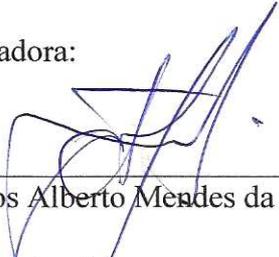
MÁRCIO WAGNER BATISTA DOS SANTOS

ASPECTOS METALÚRGICOS DE REVESTIMENTOS EM DUTOS DEPOSITADOS COM A SUPERLIGA DE NÍQUEL ERNiCrMo-4 PELOS PROCESSOS MIG CONVENCIONAL E MIG COM ADIÇÃO DE ARAME FRIO

Dissertação apresentada para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica, do Instituto de Tecnologia, da Universidade Federal do Pará. Área de Concentração em Materiais e Processos de Fabricação.

Data de aprovação: 02 de agosto de 2012.

Banca examinadora:



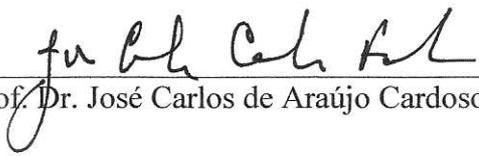
Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota

– Orientador
PPGEM/UFPA



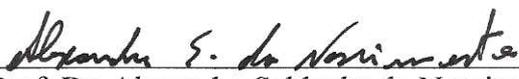
Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta

– Membro Externo
PPGECM/UFC



Prof. Dr. José Carlos de Araújo Cardoso Filho

– Membro Externo
PPGEQ/UFPA



Prof. Dr. Alexandre Saldanha do Nascimento

– Membro Suplente
PPGEM/UFPA

A meus pais,
Maria Santos,
Marcelino Santos e
Meus irmãos

Pelo apoio e incentivo ao longo da minha caminhada.

AGRADECIMENTOS

Quando penso na importância deste projeto, não posso deixar de lembrar o jogador famoso que entra aos 40 minutos do segundo tempo cumprimenta seu antecessor, acena aos demais e corre para a pequena área do time adversário à espera da cobrança do escanteio, confiante aguarda o cruzamento perfeito do qual vai resultar no gol da vitória. A torcida delira, os técnicos vibram e o zagueiro alegremente se deleita com a glória de ganhar o jogo. Mas foi um esforço da equipe. O tal jogador é o herói público, no entanto, em qualquer jogo da vida, há uma multidão de jogadores que são os heróis ocultos, e neste trabalho houve muitos. É dessa maneira que encaro o término desta obra, como um esforço em equipe.

Aos meus pais, Maria José e Marcelino Pedro, pelo exemplo e dedicação, pois deles recebi a verdadeira educação – seu amor é minha força. Nada é mais importante para mim.

Ao meu orientador, Carlos Alberto Mendes da Mota, sempre disposto a ouvir e aconselhar em qualquer ocasião e sempre disposto a contribuir.

Ao professor Antonio Luciano Seabra Moreira, tutor do PET-MEC/UFPA, que me acompanhou durante minha passagem pelo referido grupo, sempre me motivando com suas sábias palavras.

A todos os integrantes do Grupo de Estudo em Tecnologia da Soldagem – GETSOLDA – Allan Carvalho, Adriane Lopes, Bruno Gonçalves, Bruno Pignatário, Diego Silva, Felipe, Henrique Fernandes.

A minha namorada Helenice Quadros, pelo seu incentivo, apoio e compreensão durante minha jornada.

A Universidade Federal do Pará UFPA

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível de Superior – CAPES - pelo apoio financeiro

A todos os técnicos que solicitei ajuda, pois sem eles este trabalho não estaria completo: Ana Paula do LABMEV/UFPA, Joelma Lobo do laboratório de laminação/UFPA.

A todos os meus familiares e amigos que torcem por mim e compartilham das célebres reuniões de família aos domingos.

Julgue seu sucesso pelas coisas
que você teve que renunciar para
conseguir.

Dalai Lama

RESUMO

Este trabalho estuda o perfil metalúrgico de revestimentos em dutos depositados pelos processos MIG C e MIG AF. A indústria petroquímica, e outras que utilizam dutos como meio de transporte de seus insumos, depara-se com um grande desafio: como aumentar a vida útil desses dutos em um ambiente severo de trabalho. No caso específico da petroquímica, os dutos servem como meio de transporte para petróleo e gás, que são produtos extremamente agressivos às paredes internas desses tubos que sofrem degradação por corrosão causada, principalmente, pela composição química, pressão e temperatura desses produtos. Nesse contexto a soldagem de revestimentos realizada com ligas à base de Níquel, torna-se uma excelente opção para a construção, reparo e manutenção de equipamentos cuja aplicação seja voltada a ambientes severos de trabalho, tornando possível aperfeiçoar as características requeridas, como por exemplo, a resistência à corrosão. É nesse cenário que surge o mote para a realização desta pesquisa, baseada em trabalhos que indicam que o processo de soldagem MIG/MAG com o da adição de arame frio possui a finalidade de avaliar as características metalúrgicas do revestimento em dutos depositados pelo processo derivativo MIG convencional – MIG-C e MIG com adição de arame frio – MIG AF – utilizando a liga de Níquel ERNiCrMo-4 em dutos de aço carbono. As soldas foram depositadas em dutos de diâmetro de 228,6 mm, formando uma camada de revestimento interno de quatro passes, divididos em três segmentos da circunferência do duto, em três diferentes energias de soldagem: 1,1; 0,9 e 0,7 kJ/mm. Desses segmentos retiraram-se corpos de prova dos dutos para a produção das amostras. Após a metalografia, realizada nas amostras, seguiu-se com a análise e caracterização ao microscópio óptico, microscópio eletrônico de varredura e ensaio de microdureza. Os revestimentos apresentaram excelente qualidade superficial para todos os pacotes operacionais aplicados na obtenção das soldas. As análises das regiões estudadas: metal de base; zona parcialmente misturada e zona termicamente afetada, mostraram-se compatíveis com os da literatura estudada, tanto para o MIG com adição de arame frio, quanto para o convencional. Na ZTA, foram observados valores de Tungstênio em torno de 1,0%, o aumento dos níveis de dureza foi creditado a esse fato. Os resultados de microdureza indicaram que para ambos os casos, MIG C e MIG AF, nas 4 regiões analisadas ocorreram de maneira semelhante, sendo a região da ZTA a que apresentou maiores valores na faixa de 400 a 500 HV, enquanto que nas demais regiões a faixa ficou entre 250 a 350 HV. Os resultados indicam que o processo com arame frio, MIG AF, mostrou-se tão eficiente quanto o convencional, MIG C. A energia de soldagem aumentou a diluição de Fe no metal de solda. Precipitados ricos em Mo e Cr foram encontrados no metal de solda.

Palavras-chave: MIG AF. ZPM. Microdureza. Hastelloy. Caracterização

ABSTRACT

This work is a metallurgical analysis of the inner lining layer of pipeline used in welding process MIG C and MIG AF. The petrochemical industry, and others that use pipelines for transportation of their raw materials, faces a major challenge: how to increase the useful life of these products in a harsh environment work? In the specific case of the petrochemical industry, whom this research is directed, the pipes serve as means of transportation for oil and gas, products that are extremely aggressive to the internal walls of these tubes that are degraded by corrosion, caused mainly, by chemical composition, pressure and temperature these products. In this context the welding of lining made with nickel-based alloys becomes an excellent option for the construction, repair and maintenance of equipment whose application be returned in harsh environments of work, allowing the improvement of characteristics required, such as the resistance to corrosion. It is this scenario that emerges the theme for this research, based on studies that indicate that the process of welding MIG / MAG with the addition of cold wire, has to evaluate the metallurgical characteristics of the pipeline coating deposited by the derivative process MIG conventional – MIG-C and MIG with the addition of cold wire - MIG AF - using Nickel alloy ERNiCrMo-4 in carbon steel pipelines. The welds were deposited in pipes of 228.6 mm of diameter, forming a layer of internal lining of four passes, divided into three segments of the circumference of the duct, in three different welding energy: 1.1, 0.9 and 0.7 kJ / mm. These segments are removed specimens of the ducts, for the production of the samples. After metallography, performed on the samples, followed with the analysis and characterization by optical microscope, scanning electron microscope and testing of microhardness. The coatings exhibited excellent surface quality for all operational packages used in obtaining the welds. The results of the analysis of the regions studied: metal base, partially mixed zone and heat affected zone, were compatible with the literature studied for both the MIG with the addition of cold wire, as for the conventional. In HAZ were observed values of Tungsten around 1.0%, the increased levels of hardness was credited to this fact. The microhardness results indicated that in both cases, MIG C and MIG AF, in 4 regions analyzed occurred similarly, and the HAZ region which showed the highest values in the range 400-500 HV, while in the other regions range was between 250-350 HV. The results indicate that the process with cold wire, MIG AF, was as efficient as the conventional MIG C. The welding power increased the dilution of Fe in the weld metal. Precipitates rich in Mo and Cr were found in the weld metal.

Keyword: MIG AF. PMZ. Microhardness. Hastelloy. Characterization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Exploração de petróleo em alto mar.....	19
Figura 2 – Microscopia ótica mostrando um filme contínuo de carbeto primário de contorno de grão e uma discreta matriz de carbetos.....	29
Figura 3 – Comparação entre espectrogramas de EDS de M6C, M23C6, σ e μ : (a) M6C rico em Mo, Cr e Ni; (b) M23C6 muito rico em Cr; (c) σ rico em Ni, Cr, Mo e Fe; (d) μ rico em Ni, Cr, Mo e Fe.....	31
Figura 4 – Exemplos de fase σ (a e b) e fase P (c e d) observadas na zona de fusão de uma liga do tipo Ni, Cr, Mo.....	33
Figura 5 – Esquema do processo de soldagem GMAW indicando os principais elementos que os constituem.....	38
Figura 6 – Esquema mostrando a inserção do arame frio na poça de fusão.....	39
Figura 7 – Oscilograma para tensão e corrente na unidade de tempo.....	43
Figura 8 – Desenho esquemático para o cálculo de diluição.....	44
Figura 9 – Ilustração de crescimento de grãos durante a solidificação na soldagem: (a) crescimento epitaxial e (b) crescimento competitivo.....	46
Figura 10 – Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo em um aço inoxidável ferríticos, aumento de 100x.....	47
Figura 11 – Esquema ilustrativo da evolução do crescimento microestrutural durante a solidificação de acordo com o aumento do gradiente térmico.....	48
Figura 12 – Formatos comuns da poça de fusão em processos mecanizados: (a) elíptica; (b) em gota; (c) cratera formada a partir de uma poça elíptica e (d) em gota.....	49
Figura 13 – Micrografia da camada de martensita observada no metal de solda usando o aço inoxidável 309L (a) e 625 (b) metal de adição.....	54
Figura 14 – Diagrama de blocos das diversas etapas da metodologia empregada.....	55
Figura 15 – Esquemático da bancada de soldagem mostrando o sistema para soldagem de revestimento de duto.....	56
Figura 16 – Corpo de prova utilizado nos ensaios experimentais.....	60
Figura 17 – Esquema da retirada de amostras para microscopias ótica e eletrônica de varredura, e microdureza.....	61

Figura 18 – Indicação de regiões para medição das características geométricas do cordão de solda.....	61
Figura 19 – Fonte de energia utilizada no ataque eletrolítico.....	63
Figura 20 – Aspecto superficial do revestimento. Energia de soldagem E1 (1,1 kj/mm). Processos (a) MIG, (b) MIG AF, (c) MIG AFT.....	64
Figura 21 – Aspecto superficial do revestimento. Energia de soldagem E2 (0,9 kj/mm). Processos (a) MIG, (b) MIG AF, (c) MIG AFT.....	65
Figura 22 – Aspecto superficial do revestimento. Energia de soldagem E3 (0,7 kj/mm). Processos (a) MIG, (b) MIG AF, (c) MIG AFT.....	66
Figura 23 – Geometria do revestimento. Seção transversal das amostras (a) MIG C1, (b) MIG C2 e (c) MIG C3.....	69
Figura 24 – Microestruturas de solidificação do primeiro e do quarto passe: (a) e (a.1) Zona equiaxial-dendrítico; (b) e (b.1) Zona colunar dendrítico e (c) e (c.1) Zona planar/ celular.....	70
Figura 25 – Microestruturas de solidificação da zona de sobre posição de passes..	72
Figura 26 – Microestrutura e perfil da ZPM da amostra MIG C1 para os quatro passes de solda.....	73
Figura 27 – Microestrutura da ZPM na região de entrepasse , região de transição entre metal de base e metal de solda. Amostra MIG C1 e MIG AF1, MIG C2 e MIG AF2 e MIG C3 e MIG AF3.....	74
Figura 28 – Representação gráfica dos valores de microdureza da amostra MIG C3.....	77
Figura 29 – Perfil de dureza a amostra MIG-AF3 do 1º passe e nível de energia de 0,7 kJ/mm.....	78
Figura 30 – Perfil de dureza da amostra MIG-AF com tecimento do 4º passe; VS=6,7 mm/s;VE=183,3mm/s;Es = 0,7 kJ/mm.....	79
Figura 31 – Microestrutura apresentando a ZPM, o metal de base e o metal de solda observada a partir do MEV, 500x.....	80
Figura 32 – Perfil químico da amostra MIG AF1 nas regiões metal de solda (1); ZPME (2); ZPMS (3) e metal de base (4), para o nível de energia de 1,1 kJ/mm....	81
Figura 33 – Perfil do comportamento do elemento Fe na região compreendida entre o metal de solda e a ZTA (metal de base).....	82

Figura 34 – Microestrutura indicando a existência das três regiões de análise: (a) Dendrítica, (b) Interdendrítica e (c) Precipitado.....	83
Figura 35 – Perfil da concentração em peso (wt%) de Fe nas regiões dendrítica, interdendrítica e precipitado, para o meio do cordão de solda.....	83
Figura 36 — Micrografia da amostra do duto obtida com adição de arame frio e ES=0,7 kJ/mm. Aumento de 4000X.....	83
Figura 37 – Perfil do teor de Ferro ao longo da transição do metal de base para o metal de solda para as amostras com adição de arame frio	85
Figura 38 – Micrografia do 1º passe de revestimento no EDS mostrando da amostra MIG C1, no detalhe, um precipitado rico em Molibdênio nessa região	85
Figura 39 – Espectrograma do precipitado rico em Molibdênio da amostra MIG C1.	86
Figura 40 – Micrografia do 1º passe de revestimento interno – topo do metal de solda (a), MEV 2900x; zona de ligação entre metal de base e metal de solda (b), MEV 1000x.....	88
Figura 41 – Micrografia do 4º passe de revestimento interno – topo do metal de solda (c), MEV 2500x; zona de ligação entre metal de base e metal de solda (d), MEV 1000x.....	88
Figura 42 – Micrografia da amostra AF2 – MIG com adição de arame frio, velocidade de soldagem 10 mm/s, velocidade alimentação do eletrodo 180 mm/s e velocidade de arame frio a 45 mm/s.....	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades físicas e mecânicas do Níquel e do Ferro.....	23
Tabela 2 – Resumo dos efeitos gerais dos elementos de liga sobre as fases estáveis de ligas a base de Níquel (ASM).....	24
Tabela 3 – Composição química do Aço ASTM A 53.....	56
Tabela 4 – Propriedade mecânica do aço ASTM A 53.....	56
Tabela 5 – Composição química (%) do arame eletrodo AWS ERNiCrMo-4.....	57
Tabela 6 – Propriedades mecânicas do arame AWS ERNiCrMo-4.....	57
Tabela 7 – Parâmetros operacionais da soldagem de revestimento. $V_e = 183$ mm/s, $V_f = 46$ mm/s.....	58
Tabela 8 – Resultados das características geométricas para os ensaios experimentais.	67
Tabela 9 – Valores médios da espessura da ZPM relacionados à energia de soldagem.....	75
Tabela 10 – Valores de microdureza da amostra MIG C3 para o nível de energia de 0,7 kJ/mm.....	77
Tabela 11 – Valores de microdureza da amostra MIG AF3 para o nível de energia de 0,7 kJ/mm.....	78
Tabela 12 – Valores de microdureza da amostra MIG AFT3 para o nível de energia de 0,7 kJ/mm.....	79
Tabela 13 – Teor dos elementos dos pontos de 1 a 4 para a amostra MIG AF1 para um nível de energia de 1,1 kJ/mm.....	82
Tabela 14 – Composição química do duto para uma amostra com adição de arame frio (AF) e energia de soldagem $E_s=0,7$ kJ/mm.....	85
Tabela 15 – Composição química do precipitado na amostra MIG C1.....	87

LISTA DE SIGLAS

AF	-Arame Frio
ASM	-American Society Material
ASTM	-American Society for Testing and Materials
CC	-Corrente Contínua
CCC	-Cúbica de Corpo Centrado
CFC	-Cúbica de Face Centrada
C-Mn	-Carbono Manganês
DRX	-Análise cristalográfica por difração de raios X
EDS	-Espectrometria de Energia Dispersiva
GCP	-Fases Geometricamente Compactas
GETSOLDA	-Grupo de Estudos em Tecnologia da Soldagem
GMAW	-Gas Metal Active Welding
GMAW-AF	-Gas Metal Arc Welding- Arame Frio
GTA	-Grupo de Tecnologia de Automação
HC	-Hexagonal Compacta
MAG	-Metal Active Gas
MB	-Metal de Base
MC	-Carboneto
MEV	-Análise de imagem por microscopia eletrônica de varredura
MIG AF	-Metal Inert Gas – Arame Frio
MIG AFT	-Metal Inert Gas – Arame Frio com Tecimento
MIG C	-Metal Inert Gas Convencional
MO	-Microscopia Óptica
S	-Desvio padrão
TCP	-Fases Topologicamente Compactas
UFPA	-Universidade Federal do Pará
ZAC	-Zona Afetada pelo Calor
ZPM	-Zona Parcialmente Misturada
ZTA	-Afetada Zona Termicamente

SUMÁRIO

1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	17
2 OBJETIVOS.....	20
2.1 OBJETIVO GERAL.....	20
2.2 OBJETIVO ESPECIFICO.....	20
3 REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	21
3.1 SOLDAGEM DE MATERIAIS DISSIMILARES.....	21
3.2 O NÍQUEL.....	22
3.3 AS SUPERLIGAS.....	22
3.3.1 Superligas a base de níquel.....	23
3.3.2 Efeitos dos elementos de liga	24
3.3.3 Cromo: resistência à corrosão.....	24
3.3.4 Fases γ' e γ''	25
3.3.5 Carbono: formação de carbeto.....	27
3.3.6 Elementos que podem formar fases indesejáveis.....	32
3.3.6.1 Fase <i>Sigma</i>	33
3.3.6.2 Fase <i>Delta</i>	36
3.3.6.3 Fase <i>Heta</i>	37
3.4 PROCESSO MIG/MAG AF.....	38
3.4.1 Vantagens do processo GMAW-AF.....	39
3.4.2 Desvantagens do processo GMAW.....	40
3.5 ENERGIA DE SOLDAGEM.....	40
3.6 ESTABILIDADE DO ARCO ELÉTRICO.....	41
3.7 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO CORDÃO DE SOLDA.....	43
3.7.1 Diluição.....	44
3.8 SOLIDIFICAÇÃO.....	45
3.8.1 Gradiente térmico na interface sólido-líquido (G).....	47
3.8.2 Velocidade de solidificação (R).....	48
3.8.3 Concentração de soluto.....	50
3.9 MICROESTRUTURAS TÍPICAS DE SOLDAGEM DE SUPERLIGAS	50
3.9.1 Zona Parcialmente Misturada (ZPM).....	52
4 MATERIAIS E METODOS	55

4.1	OBTENÇÃO DAS SOLDAS DE REVESTIMENTO.....	55
4.2	EQUIPAMENTOS UTILIZADOS.....	59
4.3	METODOLOGIA PARA A REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS.....	60
4.3.1	Corte e preparação das amostras.....	61
4.3.2	Qualidade superficial dos revestimentos.....	62
4.3.3	Características geométricas.....	62
4.3.4	Preparação de amostras metalográficas.....	62
4.3.5	Ensaio de Microdureza.....	63
4.3.6	Análise Microestrutural.....	63
5	ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	65
5.1	AVALIAÇÃO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL.....	65
5.2	AVALIAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS GEOMETRICAS.....	67
5.3	MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO.....	69
5.3.1	A Interface Revestimento/ Substrato.....	72
5.4	RESULTADO DO ENSAIO DE MICRODUREZADUREZA.....	75
5.5	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	80
5.5.1	Microscopia Eletrônica de Varredura.....	80
5.5.2	Caracterização dos precipitados.....	83
6	CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	90
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	92
	REFERÊNCIAS.....	93

1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O petróleo ainda é a principal fonte de energia utilizada nas diversas economias em nível mundial. É também uma importante fonte de matéria-prima para as indústrias como a química e a petroquímica. Petróleo e gás natural, juntos, correspondem a quase 60% da matriz energética mundial. Esta posição de destaque é responsável por um volume anual de negócios na ordem de trilhões de dólares (SILVA 2010, p. 30).

Uma fatia considerável de toda a produção de petróleo e derivados é processada, armazenada e transportada por equipamentos como as usinas de destilação e processamento, tubulações, tanques etc. Estes equipamentos estão sujeitos a condições adversas de degradação, tanto interna quanto externamente, provocadas pela ação corrosiva dos diversos elementos presentes na composição do petróleo e de seus derivados, o que pode causar os aumentos na frequência de manutenção não programada e dos custos, bem como a redução da vida útil do equipamento, além de acidentes com perdas ao meio ambiente, dentre outros prejuízos.

As instalações comumente utilizadas na indústria de petróleo e gás natural são de proporções gigantescas, para atender às necessidades e exigências dos grandes volumes da produção. Neste sentido, as estruturas são fabricadas a base de aços ao carbono e baixa liga, que atendem a certos requisitos de resistência pelo seu comportamento mecânico, além do baixo custo relativo. Entretanto, não atendem a requisitos de resistência ao desgaste por corrosão ou por erosão, imprescindíveis na indústria do petróleo e gás natural.

Diversos estudos sobre o comportamento dos materiais são desenvolvidos por pesquisadores no sentido de proteger o aço estrutural do contato direto com o petróleo e seus derivados, e assim aumentar a vida útil do equipamento.

Desta forma, os equipamentos construídos em aço carbono ou baixa liga são revestidos com chapas cladeadas, chapas soldadas (*lining*) ou mesmo pela deposição de diversos cordões de solda formando uma camada de proteção (*weld overlay*). Os materiais geralmente aplicados nestes revestimentos são alguns aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Entretanto, a intensificação da ação da

corrosividade dos petróleos produzidos tem justificado o uso de materiais mais resistentes à corrosão, como as superligas de Ni (AGUIAR 2010, p. 24).

Não menos importante para o incremento de melhorias na aplicação destes revestimentos especiais de proteção superficial, encontra-se o desenvolvimento e o aperfeiçoamento de novas técnicas e de procedimentos de soldagem alternativos, semi-automáticos, automáticos, robotizados etc, cujos objetivos passam pelo aumento da produtividade com a redução dos tempos de parada para manutenção, redução de diluição, ganho na qualidade do depósito e vantagens metalúrgicas resultantes da repetibilidade operacional auferida a inovações tecnológicas dos modernos equipamentos de soldagem.

A metalurgia da soldagem tem sido conduzida ao entendimento do comportamento de materiais dissimilares soldados, haja vista que uma das formas mais adequadas de se evitar ou minimizar o ataque corrosivo a juntas soldadas é a seleção adequada de materiais para a construção dos equipamentos, tubulações e válvulas.

Na categoria de materiais resistentes a corrosão naftênica ou por compostos de enxofre – são as mais frequentes na indústria do petróleo e gás - ganham destaque especial os aços ligados ao Cromo, Molibdênio, aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, além de algumas ligas de Níquel, Alumínio e Nióbio.

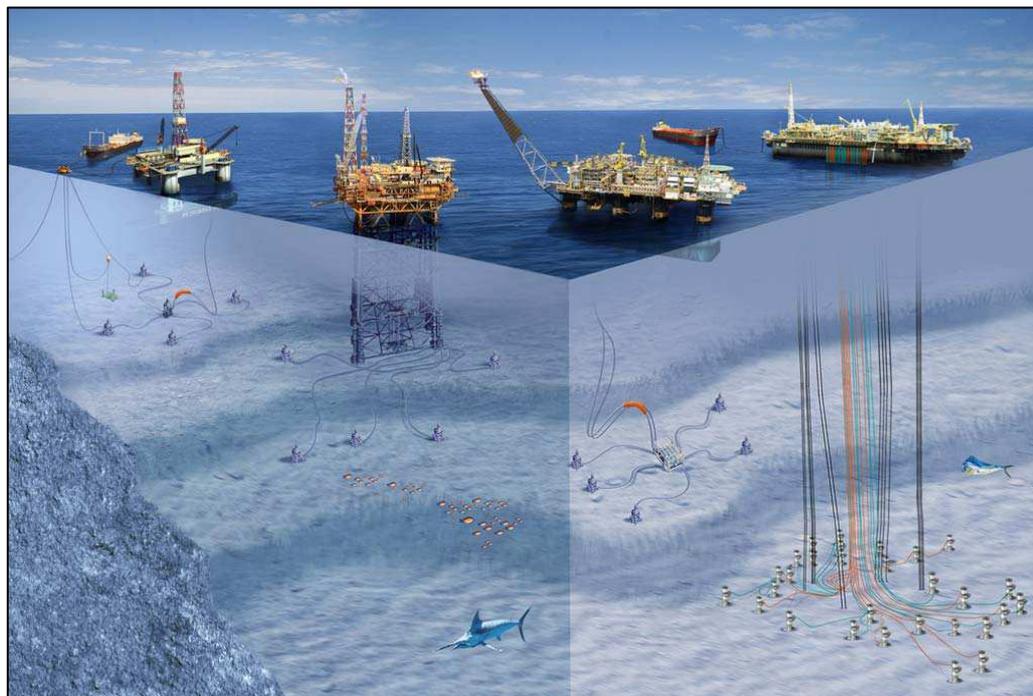
Na indústria petroquímica os revestimentos metálicos podem ser aplicados em equipamentos submetidos a meios agressivos contendo sulfeto de hidrogênio tais como: vasos de pressão, reatores, tubulações, entre outros.

No Brasil, a Petrobras tem se destacado mundialmente como a maior produtora de petróleo em águas profundas com cerca de 70% da área de seus blocos exploratórios offshore¹, como representado na figura 1, localizada em lâmina d'água de profundidades acima de 400 m (SILVA 2010, p. 30).

O volume de óleo pesado e viscoso descoberto pela Petrobras nos últimos anos ultrapassa a 15 bilhões de barris. A maior parte desse óleo encontra-se em lâmina d'água acima de 1.000 m, o que exige o emprego de tecnologias sofisticadas e de elevado custo para a sua extração (AGUIAR, 2010, p. 24).

¹ Equipamentos empregados na produção de petróleo e gás em alto mar.

Figura 1 – Exploração de petróleo em alto mar.



Fonte: Agencia Nacional de Petróleo-ANP, 2011.

No ano de 2008 o Brasil descobriu reservatórios gigantes de petróleo numa região denominada “camada pré-sal” que abrange as bacias de Santos (SP), Campos (RJ) e Espírito Santo. As estimativas preliminares da Petrobras apontam para reservas que totalizam 12 bilhões de barris de petróleo e gás nas bacias de Santos e Campos. Tais descobertas podem dobrar as reservas de petróleo e gás do Brasil, e elevar o patamar do Brasil frente aos demais países produtores de petróleo (ANP, 2011).

Neste contexto, este trabalho apresenta um estudo metalúrgico de revestimentos internos em dutos com uma superliga de níquel, ERNiCrMo-4, depositados pelos processos de soldagem MIG convencional (MIG C) e o MIG derivativo com adição de arame frio (MIG AF) ou *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) e *Gas Metal Arc Welding – Arame Frio* (GMAW-AF). Visando atender a demanda por equipamentos mais resistentes à degradação, proporcionando, assim, uma vida útil superior aos utilizados atualmente.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho é avaliar a microestrutura e a formação de fases na matriz austenítica na camada de revestimentos dissimilares com o arame ERNiCrMo-4 depositados pelos processos MIG C e MIG AF em dutos de aço carbono.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- a) Analisar a diluição através das características geométricas dos revestimentos por meio dos parâmetros de reforço, largura e penetração do revestimento.
- b) Caracterizar a microestrutura na seção transversal dos revestimentos envolvendo as zonas parcialmente diluída, central e superficial, e interfaces entre passes;
- c) Avaliar o comportamento mecânico dos revestimentos através do perfil de microdureza;
- d) Avaliar a influência de elementos de liga do metal de solda na dureza da zona termicamente afetada.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 SOLDAGEM DE MATERIAIS DISSIMILARES

Segundo Silva (2010), a soldagem de materiais dissimilares vem se tornando cada vez mais importante dentro das atividades de construção e reparo de equipamentos para as indústrias nucleares e de petróleo e gás natural. As características intrínsecas a algumas classes de materiais como aços inoxidáveis e ligas de Ni, com excelente resistência mecânica e à corrosão em altas temperaturas, têm motivado o seu uso crescente. Todavia, o seu alto custo inviabiliza a sua aplicação na forma de componente maciço. Neste caso, sua aplicação mais comum é no revestimento em equipamentos de modo a minimizar a massa de material aplicado e, conseqüentemente, o custo.

Na indústria, os equipamentos são comumente construídos em aço C-Mn ou aços baixa liga e revestidos com chapas cladeadas, chapas soldadas (*lining*) ou mesmo pela deposição de diversos cordões de solda formando uma camada (*weld overlay*). Em geral, os materiais aplicados nestes revestimentos são aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Contudo, o crescente aumento da corrosividade dos petróleos produzidos, tem justificado o uso de materiais mais resistentes à corrosão, como as ligas de Ni (SILVA, 2010).

Um inconveniente encontrado na soldagem dissimilar entre ligas de Ni e aços C-Mn e baixa liga é a formação de uma região com alta dureza, localizada preferencialmente na interface revestimento/substrato, cuja microestrutura é geralmente martensítica, mas a presença das fases têm sido reportadas (KEJELIN, 2007). Tal região tem recebido inúmeras denominações na literatura, tais como: “zonas parcialmente diluídas”, “zonas diluídas intermediárias”, “zonas de transição”, “zonas não misturadas”, “zonas empobrecidas de metal de adição”, “zonas duras” e “zonas parcialmente misturadas”, variando de autor para autor. Nos itens a seguir, são apresentadas algumas das características importantes das principais ligas utilizadas na soldagem de materiais dissimilares.

3.2 O NÍQUEL

O Níquel se apresenta como um metal branco prateado, similar em muitos aspectos ao metal Ferro. É utilizado principalmente na melhoria de resistência mecânica a altas temperaturas, resistência à corrosão e outras propriedades para uma ampla faixa de ligas ferrosas e não ferrosas. Outras propriedades que se destacam são: as condutividades térmicas e elétricas, como também uma excelente propriedade magnética (REED, 2006).

Em relação ao sistema de classificação o níquel se divide em cinco famílias: Níquel comercialmente puro; ligas binárias, tais como Ni-Cu e Ni-Mo; ligas ternárias, tais como Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo; ligas complexas, como Ni-Cr-Fe-Mo-Cu com a possibilidade de outros elementos adicionais; e as superligas (REED, 2006).

3.3 AS SUPERLIGAS

As superligas constituem uma classe especial de materiais de engenharia que são classificadas em três grandes grupos: superligas a base de níquel, superligas a base de cobalto e superligas a base de ferro. Essa classificação considera o elemento químico majoritário presente na liga. Para Silva (2010), uma definição de superligas com razoável aceitação da comunidade científica e tecnológica, ou seja, são ligas desenvolvidas para aplicações em serviço a altas temperaturas constituídas por elementos químicos do grupo VIIIA com requisitos de tensionamento mecânico relativamente severo e alta estabilidade superficial.

No entanto, as superligas são mais bem reconhecidas pelos seus nomes comerciais, ou seja, Monel®, Hastelloy®, Inconel®, Incoloy®.

3.3.1 Superligas a base de níquel

A tabela 1 apresenta algumas propriedades físicas e mecânicas do Níquel e do Ferro.

Tabela 1 - Propriedades físicas e mecânicas do Níquel e do Ferro.

Propriedades	Níquel	Ferro
Densidade (g/cm ³)	8,89	7,87
Ponto de fusão (°C)	1.453	1.535
Coef. de expansão térmica (m/m.°C)	13,3x10 ⁻⁶	11,8x10 ⁻⁶
Condutividade térmica (25 °C) (W/m*K)	92	80
Resistividade elétrica (Ωm)	9,7x10 ⁻⁸	7,0x10 ⁻⁸
Modulo de elasticidade (kPa)	204x10 ⁶	211x10 ⁶
Limite de resistência (Mpa)	462	-
Limite de escoamento 0,2% (Mpa)	148	-
Alongamento em 51 mm (%)	47	-

Fonte: American Society Material, 1990.

Observando a tabela 1 pode-se perceber que o Níquel e o Ferro apresentam características próximas, no entanto, quando comparadas as suas estruturas cristalinas percebe-se uma total diferença entre o Níquel (CFC) e o Ferro (CCC). Este fato torna a metalurgia do Níquel e suas ligas diferentes das ligas de Ferro, proporcionando uma grande versatilidade na combinação de ligas com composições químicas das mais variadas de modo a garantir excelente resistência mecânica e ao desgaste especialmente em condições de alta temperatura, além de resistência à corrosão em uma infinidade de meios agressivos.

Esses fatores são de extrema importância quando se pensa na aplicabilidade dessas ligas para o revestimento de dutos utilizados nas indústrias petrolífera e petroquímica, com ambientes de elevada agressividade nas altas temperaturas de trabalho do equipamento.

3.3.2 Efeitos dos elementos de liga

Este estudo apresenta um resumo da influência dos elementos de liga na microestrutura das fases presentes em ligas à base de Níquel e nas suas propriedades mecânicas. A tabela 2 mostra os elementos característicos e seus efeitos na formação de fases estáveis para as ligas de níquel.

Tabela 2 - Resumo dos efeitos gerais dos elementos de liga sobre as fases estáveis de ligas a base de Níquel.

Efeito	Elemento
Endurecimento por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formador de γ' - Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ti
Endurecimento por solução sólida da γ'	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
Formador de γ'' Ni ₃ Nb	Nb
Formadores de Carbetos	
MC e M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo, W
Fase TCP (σ , P , μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Formador de óxido de superfície (Cr ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃)	Cr, Al

Fonte: Adaptado de DuPont, 2009, p. 17.

3.3.3 Cromo - resistência à corrosão

As excelentes propriedades das superligas de Níquel em altas temperaturas (resistência mecânica e resistência à corrosão) são obtidas mediante a adição de determinados elementos de liga, que melhoraram muito as propriedades que seriam obtidas apenas com a matriz austenítica (CFC) rica em Níquel, conhecida como fase γ (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

A adição de Cromo melhora a resistência à oxidação-corrosão em alta temperatura, mediante a formação de uma camada passivante do óxido Cr₂O₃, que sendo estável e aderente, funciona como uma verdadeira barreira que impede o

avanço da corrosão, num mecanismo idêntico ao encontrado nos aços inoxidáveis e semelhante ao que a formação do óxido Al_2O_3 representa para as ligas de Alumínio em baixas temperaturas.

Em teores inferiores a 20 % o Cromo não contribui efetivamente para o aumento da resistência à corrosão das superligas de Níquel em altas temperaturas. Somente acima deste teor a camada passivante de Cr_2O_3 adquire a espessura, a aderência, a densidade e a consistência necessárias para impedir o avanço dos átomos de oxigênio em difusão. Ligas com teores na faixa de 20 a 30 % de Cromo, em peso, a taxa de oxidação é constante, porém quando comparado á resistência do Cromo, nessas proporções, a oxidação do Níquel equivale a cerca de 10 % da taxa para essa resistência no Níquel puro, submetido às mesmas condições de oxidação que o Cromo (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009, p. 22).

Outra característica importante é a aderência da camada protetora de óxido. O metal e a camada de óxido possuem diferentes coeficientes de expansão térmica, e assim haveria a possibilidade de fratura frágil da camada de óxido devido às tensões térmicas, levando à separação da camada se as temperaturas se alterassem em relação à temperatura de formação do óxido. Esta separação da camada de óxido exporia o metal à oxidação (corrosão) mais intensa, eliminando o efeito de passivação. Entretanto, foi observado que a camada de Cr_2O_3 é extremamente aderente e assim a resistência à oxidação permanece mesmo nessas condições cíclicas.

Apenas o Cromo apresenta esse efeito de aumentar a resistência à corrosão das superligas de Níquel, os demais elementos são adicionados basicamente com o propósito de melhorar a resistência mecânica. O Cromo, não possui efeito endurecedor efetivo, tampouco apresenta endurecimento por solução sólida ou propicia a formação de carbonetos. Ligas Ni-Cr são monofásicas até um teor de Cromo da ordem de 35 %, enquanto as superligas de Níquel são polifásicas (REED, 2006).

3.3.4 Fases γ' e γ''

A morfologia do precipitado é determinada pela energia superficial da interface γ / γ' e pela energia elástica gerada pelo desajuste dos reticulados das fases γ e γ' , sendo determinada primordialmente pela deformação do reticulado (PENKALLA; WOSIK; CZYRSKA-FILEMONOWICZA, 2003).

Se a deformação for pequena, a morfologia que minimizará a energia superficial e a energia de deformação por volume será a esférica. Entretanto, se a deformação do reticulado for consideravelmente grande, a morfologia dos precipitados não será esférica e sim cúbica (PENKALLA; WOSIK; CZYRSKA-FILEMONOWICZA, 2003).

Quando o desajuste de reticulados é de até 0,02 % os precipitados γ' são esféricos. No caso de desajuste entre 0,5 e 1,0 % estes precipitados são cúbicos, e acima de 1,25 % assumem formato de plaquetas (KOU, 2007).

Em certas superligas Níquel-Cromo-Ferro, como o Inconel 718, altos teores de Nióbio levam à precipitação da fase γ'' (Ni_3Nb), semelhante à fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$). Quando em teores mais baixos, a adição de Nióbio aumenta o volume dos precipitados γ' e a temperatura de solubilização desta fase, levando seu efeito endurecedor a temperaturas ainda mais altas. Embora seja adicionado em teores relativamente pequenos, o Nióbio é um importante elemento de liga para superligas como a 713C a Mar-M 200 e a SEL-15 (SHANKAR et al, 2001).

O Molibdênio se dissolve consideravelmente na fase γ' nas ligas isenta de Titânio e até certo ponto nas ligas com elevada razão Ti/Al. O Molibdênio aumenta o parâmetro de rede do reticulado de fase γ' , a temperatura *solvus* e a fração em peso da fase γ' .

O Tungstênio também se incorpora à fase γ' . Entretanto, esses elementos não se concentram na fase γ' e sim são encontrados em teores semelhantes aos da composição química da liga, embora apresentem um considerável efeito de endurecimento.

A substituição parcial do Níquel por outros elementos, como o Cobalto, por exemplo, reduz a solubilidade do Alumínio e do Titânio na matriz γ . A adição do

Cobalto, assim como a do Cromo e do Ferro, proporciona o aumento da fração volumétrica das partículas de fase γ' , mesmo mantendo-se os mesmos teores de Alumínio e de Titânio. Entretanto esse fato não pode ser usado como recurso para um endurecimento adicional, uma vez que a redução dos teores de Cromo e de Ferro aumenta a dureza das ligas. (DUPONT DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

Quando a superliga de Níquel é submetida a uma temperatura superior a cerca de 60% da temperatura de fusão ocorre um significativo coalescimento da fase γ' , pois a esta temperatura a energia térmica é suficiente para acelerar a difusão dos átomos de soluto que leva ao crescimento dos precipitados de fase γ' . Esse crescimento favorece o movimento das discordâncias no maior espaço livre existente entre as partículas maiores, provocando o amolecendo da liga (DUPONT DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009)

Nas ligas Níquel-Cromo-Titânio-Alumínio o aumento do teor de Cromo, de 10% para 37%, leva à redução do coalescimento da fase γ' , devido à redução da concentração de átomos de soluto (formadores de fase γ' : titânio e alumínio) na matriz γ e devido à redução das distorções associadas à coerência dos precipitados γ' , reduzindo a difusividade dos átomos de soluto formadores de γ' (PENKALLA, 2003).

O aumento do teor de Nióbio de 2% para 5% reduz a taxa de coalescimento dos precipitados γ' , apesar do aumento das distorções associadas à coerência do precipitado. Isso se deve à concentração quase completa do Nióbio na fase γ' , reduzindo assim a concentração de Nióbio na matriz γ e a sua difusividade, superando o efeito do aumento das distorções de coerência dos precipitados.

3.3.5 Carbono: formação de carbetos

O Carbono está presente nas superligas de Níquel com a função básica de contribuir para o endurecimento das mesmas, embora também possa estar presente devido à dificuldade de remoção deste elemento durante o refino da liga (REED, 2006).

O Carbono reage com os elementos de liga que apresentam grande afinidade com este elemento para formar carbetos, que são partículas com composição do tipo MC, $M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_6C , ou seja, fases em que a estequiometria apresenta algum tipo de combinação de átomos de Carbono (C) com átomos de algum metal (M) que apresente grande afinidade pelo Carbono, como por exemplo, o Cromo, o Titânio, o Molibdênio e outros.

Esses carbetos são partículas que restringem o movimento dos contornos de grãos em altas temperaturas, evitando ou minimizando o amolecimento causado pelo crescimento de grão e pelo mesmo motivo aumentam a resistência à fluência.

Diferentes tipos de carbetos, no que se refere à sua estequiometria, podem se formar dependendo da faixa de temperaturas à qual a liga é submetida. Os carbetos do tipo MC_1 e MC_2 possuem a mesma estrutura cristalina, porém parâmetros de reticulado diferentes. Quando o material está na condição de fundido, tanto o carbeto MC_1 como o carbeto $M_{23}C_6$ estão presentes, assim como o boreto M_3B_2 . Após o envelhecimento em temperaturas relativamente baixas, surgem o carbeto MC_2 e a fase intermetálica sigma (REED, 2006).

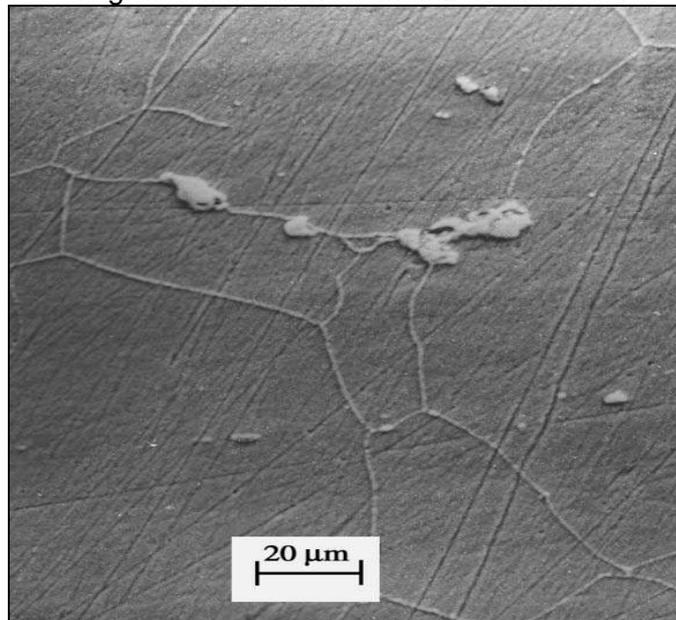
A formação de carbetos apresenta um importante efeito sobre as propriedades, principalmente na resistência à fluência, porém esse efeito é variável, dependendo do tipo de liga e do tipo de processamento da mesma. Em muitas superligas os carbetos estão presentes na condição fundida e solubilizada, mas são instáveis, desaparecendo com o envelhecimento. Por exemplo, o carbeto MC forma-se durante a solidificação e é estável em altas temperaturas, mas não é estável em baixas temperaturas e, portanto começa a desaparecer quando é feito o envelhecimento.

A função dos carbetos nas superligas é complexa e dinâmica. Nas superligas de Níquel, ao contrário das superligas de Ferro e de Cobalto, os carbetos se formam preferencialmente nos contornos de grãos. Devido ao fato de que carbetos formados com determinadas morfologias nos contornos de grãos apresentam efeitos nocivos à ductilidade e à tenacidade das superligas, em geral o teor de Carbono deve ser controlado rigorosamente para não ultrapassar certo nível, porém mesmo ligas com baixo teor de carbono com cerca de 0,03% de carbono, podem apresentar redução de resistência à fluência e de ductilidade (REED, 2006).

Há quase uma unanimidade no que diz respeito à importância dos carbeto como partículas que contribuem para aumentar a resistência à ruptura em altas temperaturas. Adicionalmente, está bem claro que a morfologia dos carbeto pode influenciar a ductilidade e que os carbeto podem influenciar a estabilidade química da matriz através da remoção de elementos reativos.

Portanto, é fundamental compreender a importância do tipo, da composição química e da morfologia dos carbeto de modo a minimizar o empirismo na determinação da composição química dos carbeto, um exemplo de morfologia é apresentado na figura 2.

Figura 2 - Microscopia ótica mostrando um filme contínuo de carbeto primário de contorno de grão e uma discreta matriz de carbeto.



Fonte: Shankar, 2001.

Os carbeto mais comuns encontrados nas superligas de Níquel são dos tipos MC, $M_{23}C_6$, Cr_7C_3 e M_6C . O carbeto $M_{23}C_6$ apresenta forte tendência a se formar nos contornos de grãos e geralmente aparece como partículas volumosas descontínuas e irregulares, embora possa aparecer sob a forma de plaquetas ou com formatos geométricos regulares (SHANKAR, 2001).

Os carbeto do tipo Cr_7C_3 se formam intergranularmente como partículas volumosas também. Embora não haja dados definitivos que comprovem a hipótese, é recomendável que partículas de $M_{23}C_6$ em contornos sem outros precipitados e

M_6C em estrutura de Widmanstätten sejam evitados para não prejudicar a ductilidade e a resistência à ruptura das superligas.

Os carbeto do tipo MC são os mais refratários e se formam nas superligas pouco após a solidificação. Eles surgem como partículas isoladas distribuídas heterogeneamente através da superliga, frequentemente entre as dendritas. Estes carbeto MC são fontes importantes de carbono para transformações que ocorrem posteriormente por interação química. Estes carbeto primários apresentam estrutura cristalina do tipo CFC (Cúbica de Face Centrada), e assim apresentam uma estrutura densa, compacta e que confere alta resistência mecânica, sendo considerado um dos compostos mais estáveis encontrados na natureza. Formam-se com uma simples combinação de átomos de carbono com átomos de metais reativos e refratários.

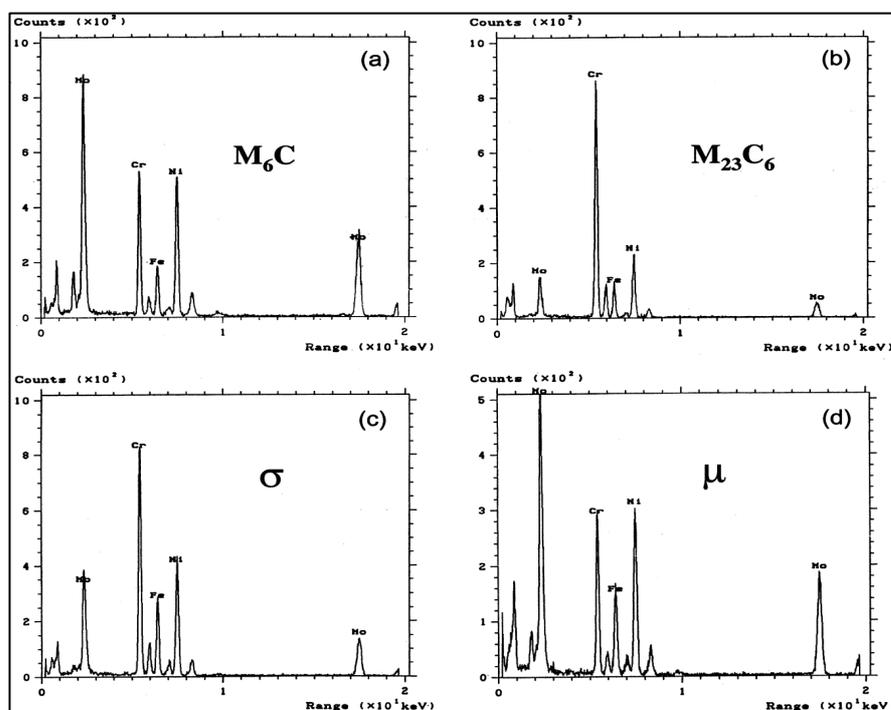
Carbeto M_6C se formam em temperaturas mais elevadas, da ordem de 815 a 980 °C. São carbeto semelhantes aos do tipo $M_{23}C_6$, mas geralmente aparecem quando os teores de elementos refratários são elevados. Os carbeto M_6C possuem uma estrutura cristalina cúbica complexa. Quando a superliga contém mais do que cerca de 6 a 8 % átomos de molibdênio ou de Tungstênio (como nas ligas M-252 e René 41), os carbeto M_6C se formam como precipitados localizados nos contornos de grãos, porém geralmente junto com os carbeto $M_{23}C_6$. Composições estequiométricas típicas dos carbeto M_6C são $(Ni,Co)_3Mo_3C$ e $(Ni,Co)_2W_4C$. Entretanto, há a possibilidade de variações nessa fórmula básica, desde M_3C até $M_{13}C$, dependendo dos teores de elementos de liga encontrados na matriz (REED, 2006).

Na liga Hastelloy X, os carbeto M_6C variam de composições do tipo $M_{2,48}C = (Mo_{0,91}Ni_{0,90}Cr_{0,50}Fe_{0,17})C$ até $M_{13,25}C = (Mo_{6,34}Ni_{5,73}Co_{0,69}Fe_{0,49})C$. Sendo assim, carbeto do tipo M_6C se formam quando o Molibdênio ou o Tungstênio substituem o Cromo em outros tipos de carbeto, e ao contrário da composição química rígida dos carbeto $M_{23}C_6$, a composição dos carbeto M_6C pode variar mais amplamente. Como os carbeto M_6C são mais estáveis em altas temperaturas que os carbeto $M_{23}C_6$, os carbeto M_6C são mais benéficos no que diz respeito à sua atuação como obstáculos ao movimento dos contornos de grãos, permitindo melhor controle do tamanho de grão (REED, 2006).

Reações envolvendo carbeto: Durante a operação em serviço das superligas, os carbeto MC podem se decompor lentamente, liberando carbono, o qual participa de importantes reações, e esse processo continua ao longo de toda a vida útil do material. A reação dominante envolvendo carbeto é a da formação de $M_{23}C_6$ do seguinte modo: $MC + \gamma = M_{23}C_6 + \gamma'$, ou: $(Ti,Mo)C + (Ni,Cr,Al,Ti) = Cr_{21}Mo_2C_6 + Ni_3(Al,Ti)$ (ZHAO, 2000).

É consenso de que o carbono está onipresente em solução: a temperaturas da ordem de 595°C a 760°C excede-se seu limite de solubilidade durante o resfriamento. Já foram observados exemplos de partículas finas de $M_{23}C_6$ precipitando-se diretamente em falhas de empilhamento e outros tipos de defeitos típicos, a partir da reação: $(\gamma) = M_{23}C_6 + \gamma$, ou: $(Cr,Mo,C) = Cr_{21}Mo_2C_6$. O carbono pode deixar a matriz lentamente através da seguinte sequência: $TiC = M_7C_3 = Cr_{23}C_6 = \text{Sigma}$ (INFOMET, 2011). A figura 3 demonstra uma comparação entre as diferentes fases e carbeto e seus respectivos elementos constituintes.

Figura 3 - Comparação entre espectrogramas de EDS de M_6C , $M_{23}C_6$, σ e μ : (a) M_6C rico em Mo, Cr e Ni; (b) $M_{23}C_6$ muito rico em Cr; (c) σ rico em Ni, Cr, Mo e Fe; (d) μ rico em Ni, Cr, Mo e Fe.



Fonte: Zhao: Materials Science and Engineering A293 (2000) 112–119

3.3.6 Elementos que podem formar fases indesejáveis (delta, sigma, mi e Laves)

O surgimento de fases indesejáveis está relacionado diretamente com a composição química da liga ERNiCrMo-4.

Entre estas fases podemos mencionar a fase delta e as chamadas fases topologicamente compactas (TCP). Entre as fases TCP, basicamente compostos intermetálicos, nas superligas de níquel sobressaem às fases sigma, mi e Laves.

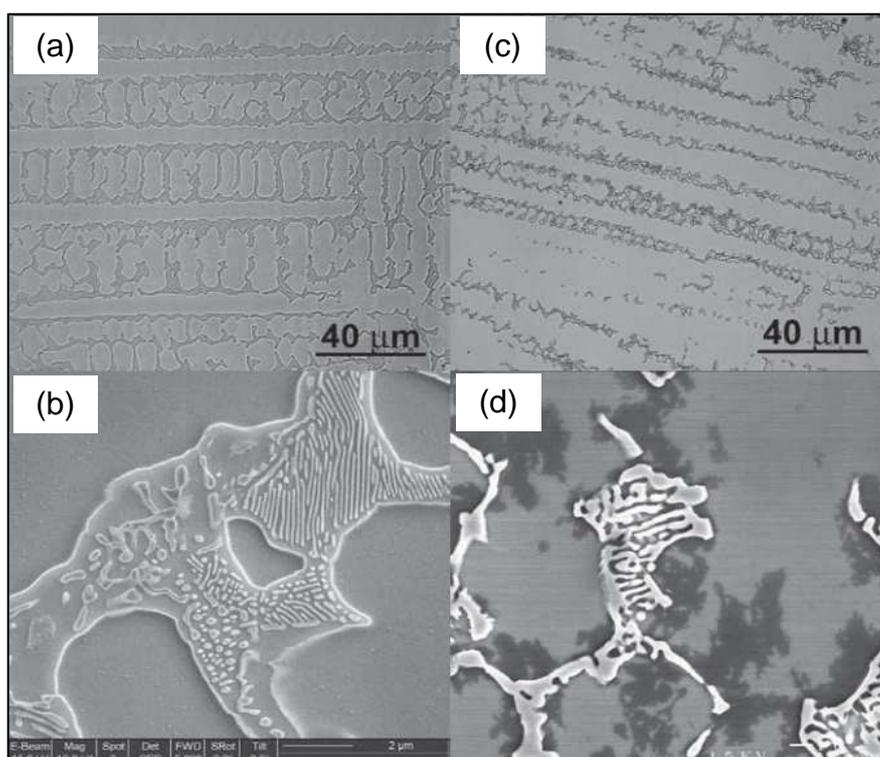
As fases TCP se constituem pela formação de camadas compactas de átomos em forma de redes de “zigue-zague” de cestos alinhadas com os planos octaédricos da matriz CFC γ (austenita). Estas fases nocivas geralmente se apresentam como plaquetas finas que frequentemente se nucleiam nas partículas de carbetos presentes nos contornos de grãos (REED, 2006).

Embora as partículas de fases TCP, como a fase sigma, pareçam crescer diretamente através de partículas de fase γ' , é mais lógico que se formem a partir da matriz γ , já que a fase γ' e os carbetos se precipitam primeiramente. Sua composição estequiométrica geral é dada pela fórmula $(Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y$, sendo que x e y podem variar entre 1 e 7. Antes de terem sua presença confirmada experimentalmente, as partículas de fase sigma eram confundidas com partículas de fase γ' (Ni_3Ti) (REED, 2006).

A fase sigma e outras fases similares, como a mi e a Laves, apresentam um efeito específico e nocivo nas propriedades das superligas de níquel. Sua morfologia em forma de plaquetas se constitui numa fonte preferencial de iniciação e propagação de trincas, levando à fratura frágil em baixa temperatura, do mesmo modo que ocorre em aços inoxidáveis ferríticos contendo fase sigma. Entretanto, talvez de importância ainda maior seja o seu efeito na resistência à ruptura em alta temperatura. Essas fases contêm elevados teores de metais refratários, extraídos da matriz γ , causando o amolecimento da superliga de níquel. Também a fratura em alta temperatura ocorre de modo nocivo ao longo das plaquetas de fase sigma, em vez de ocorrer ao longo dos contornos de grãos (REED, 2006).

Existe uma relação interessante entre os carbeto dos tipos $M_{23}C_6$ e as fases TCP em superligas de Níquel com significativos teores de Molibdênio e Tungstênio. À medida que os teores de Molibdênio e Tungstênio aumentam para níveis da ordem de 7% em massa, além da formação dos carbeto $M_{23}C_6$, ocorrerá também a formação dos carbeto M_6C , que pode substituir completamente os carbeto do tipo $M_{23}C_6$. Além disso, quando o teor de Molibdênio é muito alto, aumenta a tendência à formação de fases sigma e mi. É importante ressaltar que a estrutura cristalina do carbeto $M_{23}C_6$ é muito semelhante à estrutura cristalina da fase sigma, ocorrendo o mesmo tipo de semelhança entre o carbeto M_6C e a fase mi (REED, 2006). A figura 4 mostra a microestrutura das fases TCP σ e P.

Figura 4 – Exemplos de fase σ (a e b) e fase P (c e d) observadas na zona de fusão de uma liga do tipo Ni, Cr, Mo.



Fonte: Perricone, p. 1267-1289, 2006.

3.3.6.1 Fase Sigma

A fase sigma foi descoberta no início dos anos 1960 na liga IN-100 e logo foi percebida a considerável degradação de propriedades como resistência à tração e à

ruptura causada pela presença dessa fase. Posteriormente o mesmo efeito foi registrado em outras superligas de Níquel. Desde então começaram os esforços no sentido de controlar e minimizar a presença dessa fase, geralmente através de um rigoroso controle de composição química, como o que foi feito de modo muito bem sucedido com a liga IN-100 (REED, 2006).

Além da fase sigma, também a fase mi pode aparecer sob a forma de partículas intermetálicas muito duras, que prejudicam sensivelmente a ductilidade das superligas de Níquel. A precipitação dessas fases duras deve ser evitada nas superligas, por vários motivos descritos a seguir. Do mesmo modo, deve ser evitada a precipitação das fases Laves, associadas à presença de impurezas como o Silício.

Os efeitos das fases Laves sobre as propriedades mecânicas e químicas das superligas de Níquel, são muito semelhantes aos das fases quaternárias e duras anteriormente mencionadas (INFOMET, 2011).

Essas fases TCP se caracterizam pela presença de um ou mais elementos eletropositivos, como o Cromo e o Molibdênio, por exemplo, e um elemento eletronegativo, como o Níquel, o Cobalto e o Ferro, entre outros. Por esse motivo essas fases TCP duras são conhecidas pela sua natureza eletrovalente. Enquanto, na fase sigma ocorre uma predominância de elementos como Cromo, Ferro e Níquel, na fase mi predominam alguns outros elementos, como o Cobalto e o Molibdênio, mas também o Ferro. Outra diferença entre estas duas fases é que, ao passo que a fase sigma se forma a partir de elementos com tamanho de átomos muito próximos, a fase mi se forma a partir de elementos com tamanho de átomos muito diferentes. Por outro lado, a fase Laves se caracteriza por uma composição química estequiométrica do tipo A_2B , como Co_2Mo ou Co_2Ta , e é nesse tipo de fase o fator diferença de tamanho de átomos é muito mais importante do que o aspecto da eletrovalência. (PERRICONE, 2006).

A célula unitária da fase sigma, que contém 30 átomos, é estruturalmente muito semelhante ao carbeto $M_{23}C_6$ comum formado na maioria das superligas de níquel. Como a fase $M_{23}C_6$, frequentemente com a composição $Cr_{21}Mo_2C_6$, contém muitos dos átomos de cromo e de molibdênio necessários para a formação da fase sigma, essa relação se torna importante. Do mesmo modo, existe considerável coerência entre os reticulados das fases sigma e $M_{23}C_6$, de modo que

frequentemente a fase sigma se nucleia a partir da fase $M_{23}C_6$ (ZIELIŃSKA; KUBIAK; SIENIAWSKI, 2009).

O mesmo princípio pode ser aplicado à fase mi, cuja estrutura cristalina apresenta grande semelhança com a do carbeto M_6C . Nas ligas que tendem a apresentar formação de carbetos M_6C , teores excessivos de molibdênio e de Cromo podem levar preferencialmente à formação de fase mi em vez de fase sigma, embora isso não seja uma regra inevitável.

Sendo assim, se a composição química não for cuidadosamente controlada, muitas ligas nas quais se formam os carbetos $M_{23}C_6$ poderão apresentar também fase sigma, enquanto ligas que apresentam tendência de formar carbetos M_6C , podem conter fase mi. Por outro lado, ainda não foi observada relação semelhante entre fase Laves e algum tipo de carbeto presente nas superligas de Níquel.

Quase sempre nas superligas de Níquel as fases TCP apresentam morfologia de plaquetas, que evidentemente se mostram como agulhas no plano bidimensional de imagens microestruturais. Essa morfologia prejudica as propriedades mecânicas das superligas.

Em geral as fases TCP se nucleiam próximo aos contornos de grãos, regiões nas quais é maior a concentração de elementos como Cromo e Molibdênio, que favorecem a formação dessas fases. Camadas de fase sigma podem ser encontradas como substrato sob revestimentos em superligas revestidas. Entretanto, em ligas adequadamente revestidas, a concentração de elementos altamente reativos se restringe à camada interfacial do revestimento, evitando o crescimento da fase sigma. Nas ligas cuja composição química favorece a formação de fases TCP, estas fases com morfologia de plaquetas podem estar presentes em toda a microestrutura da liga (TAKEYMAR, 2005).

A nucleação de fase sigma frequentemente ocorre a partir de partículas de carbetos, entretanto, a fase sigma cresce principalmente a partir da matriz. Partículas de fase γ' podem até estar associadas com esse processo, mas provavelmente não contribuem quimicamente para a formação de fase sigma. De fato as plaquetas de fase sigma, ao crescerem através da liga, “empurram” as partículas de fase γ' residual para determinadas regiões, embora “consumam” a matriz γ , mas não γ' (TAKEYMAR, 2005).

No tocante ao efeito das fases TCP sobre as propriedades mecânicas das superligas de níquel, de um modo geral e praticamente repetitivo, esse efeito tem se revelado desastroso. O efeito mais temido sem dúvida é a redução da resistência à ruptura em altas temperaturas, acompanhada por simultânea redução de ductilidade. Fases TCP contêm grandes quantidades de elementos refratários, como cromo, Molibdênio ou Tungstênio, que estão presentes na fase sigma em teores médios de aproximadamente 50 % em átomos. Estes elementos são absorvidos da matriz e se concentram na fase sigma, apresentando um efeito fragilizante. Embora esses elementos refratários sejam importantes endurecedores por solução sólida, esse efeito é superado pelo efeito de fragilização (KOU, 2003).

Com relação ao tamanho de grão, a fase sigma poderia dividir os grãos em seções mais finas, resultando em perda de resistência mecânica, porém isso somente ocorre quando as plaquetas não atravessam completamente os grãos originais.

A fase sigma apresentaria efeitos químicos, ao modificar o balanço químico na matriz, alterando determinados aspectos como o desajuste de reticulado $\gamma - \gamma'$, promovendo redução de resistência mecânica (KOU, 2003).

3.3.6.2 Fase *Delta*

A fase delta em plaquetas pode ter uma relação e orientação de planos cristalográficos com o reticulado da matriz, mas também pode ocorrer sob a forma de glóbulos aleatoriamente orientados como, por exemplo, nos contornos de grãos da matriz γ na liga 718.

A formação de grandes quantidades de fase delta grosseira durante serviço pode causar degradação de propriedades, em comparação com a fase γ'' mais fina. A temperatura mínima para a formação rápida da fase delta é provavelmente inferior à temperatura de formação da fase heta em plaquetas ou estrutura de Widmanstätten em muitos tipos de ligas, e a fase γ'' parece ser menos estável do que a fase γ' . Por outro lado, a formação de fase heta celular pode ser evitada por um rigoroso controle de composição química e cuidados durante o processamento termomecânico da liga. Elevados teores de silício e de nióbio favorecem a formação

de fase delta, ao passo que altos teores de alumínio e de tântalo minimizam a presença de fase delta (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2009).

De um modo geral, o aumento do teor de Ferro nas superligas de Níquel leva à diminuição das temperaturas de solubilidade das fases que podem se precipitar em temperaturas mais baixas, aumenta a susceptibilidade à formação de fases heta e delta, e também de fases TCP como sigma, mi e Lave. Além disso, o maior teor de ferro induz a substituição de fase γ' por fase γ'' como precipitado endurecedor nas ligas com altos teores de Nióbio, altera o desajuste de reticulado matriz-precipitado, já que o Ferro possui diâmetro atômico maior do que o do Níquel e reduz a temperatura de solubilidade dos precipitados endurecedores, fazendo com que a temperatura de serviço potencial da liga diminua de 1150 °C (ligas à base de Níquel) para 815 °C (ligas Níquel-Ferro) (INFOMET, 2011).

3.3.6.3 Fase Heta

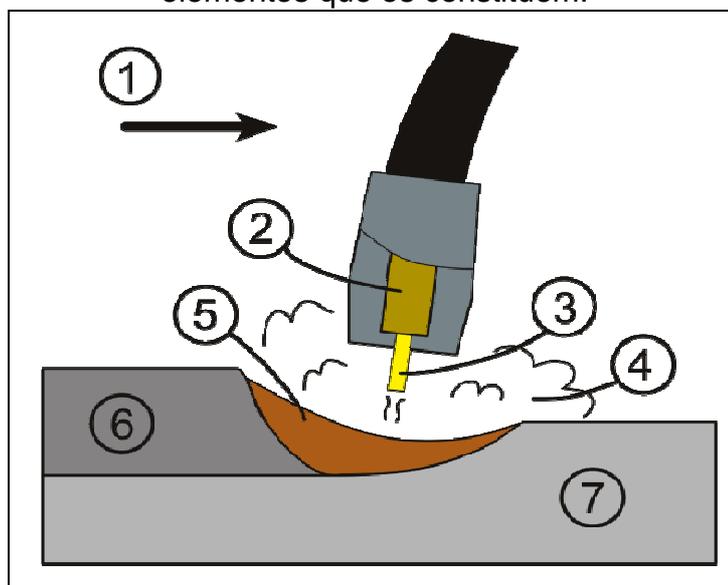
As superligas de Níquel-Ferro endurecidas pela fase γ' são todas suscetíveis à formação da fase heta de estrutura cristalina hexagonal compacta (HC). Esta fase pode se formar por dois modos distintos: durante o processamento termomecânico ou durante serviço. Pode apresentar dois tipos diferentes de morfologia: plaquetas intragranulares com aspecto de estrutura de Widmanstätten que se formam a partir da fase γ' , e em formato celular nos contornos de grão, apresentando aspecto semelhante ao da perlita nos aços.

As plaquetas intragranulares de fase heta, também consideradas como estrutura de Widmanstätten, estão associadas com perda de resistência mecânica, mas não de ductilidade. A exposição a temperaturas da ordem de 800 a 850°C, ou acima dessa faixa, pode provocar o surgimento desse tipo de fase heta em adicionalmente à fase heta celular em ligas do tipo A-286. A formação das plaquetas de fase heta está associada à transformação de fase γ' para fase heta, mas pode ser evitada por um tratamento térmico consistindo de aquecimento acima da temperatura solvus da fase heta, ou seja, acima de aproximadamente 915°C, e ao utilizar esta liga em temperaturas abaixo da temperatura de transformação γ' em heta.

3.4 PROCESSOS MIG/MAG E MIG/MAG AF

No processo de soldagem ao arco elétrico MIG/MAG (*Metal Inerte Gas/ Metal Active Gas*) um arame eletrodo maciço, nu, é continuamente alimentado à poça de fusão sob a proteção de um gás inerte, ativo ou mistura gasosa. A soldagem MIG/MAG é também designada por soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). A figura 5 ilustra, esquematicamente, o processo de soldagem MIG/MAG.

Figura 5- Esquema do processo de soldagem GMAW indicando os principais elementos que os constituem.



Fonte: Adaptado de Wikipédia, 2012

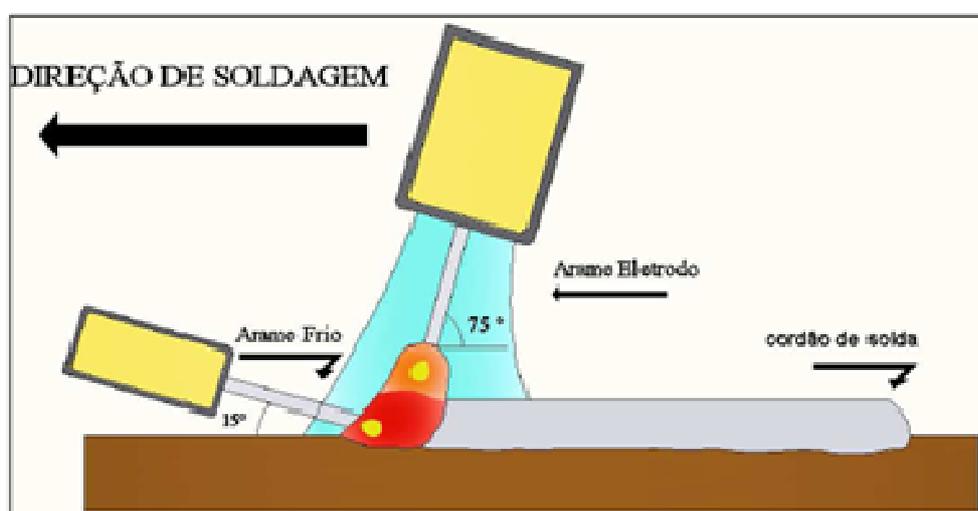
1- Direção da soldagem; 2- Bico de contato; 3- Eletrodo consumível; 4- Gás de proteção; 5- Poça de fusão; 6- Solda solidificada; 7- Peça de trabalho.

O processo de soldagem MIG/MAG derivativo com adição de arame frio ou GMAW-AF (BARCELAR; FERRAZ, 2005), se constitui numa inovação tecnológica utilizada, principalmente, para o revestimento de superfícies. Esta técnica alternativa de soldagem, GMAW-AF, consiste em introduzir arame não energizado à poça de fusão, e, assim, aumentar a taxa de deposição com um mínimo de interferência à estabilidade do arco elétrico, evitando, dessa forma, possíveis consequências à

qualidade da solda. A figura 6, apresenta um modelo esquemático para a entrada do arame frio à poça de fusão na soldagem GMAW-AF.

Por outro lado, sabe-se que são muitos os parâmetros operacionais de influência sobre as características operacionais do processo e sobre a metalurgia da solda. Neste sentido, pode-se destacar a energia de soldagem, a corrente e tensão de soldagem, as velocidades de soldagem e do arame eletrodo, a vazão e tipo de gás de proteção, à distância bocal peça e comprimento do arame.

Figura 6 - Esquema mostrando a inserção do arame frio na poça de fusão.



Fonte: Garcia, 2011.

3.4.1 Vantagens do processo GMAW-AF

As principais vantagens atribuídas à soldagem GMAW/FCAW-AF estão listadas a seguir:

- Reúne as vantagens dos processos GMAW/FCAW;
- Soldagem nas versões semi-automática e automatizada;
- Utiliza o mesmo equipamento para a soldagem GMAW/FCAW, adaptado com um cabeçote alimentador auxiliar do arame frio;
- Econômica: utiliza a mesma alimentação de energia e o gás de proteção do processo GMAW/FCAW (baixo investimento em acessórios adicionais);
- Soldagem em todas as posições (leveza e facilidade de manipulação da tocha, poça de fusão mais fria);

- Versatilidade na composição química do metal depositado: facilidade de combinação de diferentes diâmetros e composição de arames. O arame frio pode ser maciço ou tubular;
- Maior taxa de deposição e rendimento equivalente a soldagem GMAW/FCAW, e maior área revestida na unidade de tempo;
- Excelente qualidade superficial do depósito de solda;
- Facilidade na montagem e preparação do equipamento.
- Não sofre sopro magnético pela interação de eletrodos.

3.4.2 Desvantagens do processo GMAW-AF

Este processo apresenta algumas limitações como:

- Menor penetração o que dificulta o seu emprego em passe de raíz;
- Dificuldade em ajustar a combinação das velocidades de alimentação do arame-eletrodo com a do arame frio limitando as taxas de fusão e de deposição;
- Ajuste adequado de entrada do arame frio à poça de fusão.

3.5 ENERGIA DE SOLDAGEM

A quantidade de calor adicionada a um material por unidade de comprimento linear é a energia de soldagem, aporte calor ou “heat input”, E , em kJ/mm, representada pela equação 1.

$$E = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde η - Eficiência de transferência

V - Tensão em Volts (V)

I - Corrente elétrica em Ampères (A)

v - Velocidade linear de soldagem, em mm/s

Na soldagem GMAW é interessante observar os efeitos do gás de proteção e do modo da transferência metálica sobre o nível da energia de soldagem e sobre as características metalúrgicas da junta soldada. Quanto aos gases de proteção sabe-se mesmo que em pequenas proporções os gases ativos, como O_2 e CO_2 misturados ao gás inerte Argônio ou ao Hélio, podem afetar significativamente os valores da corrente e da tensão, além de afetar também o modo de transferência. Variações nos níveis da energia de soldagem implicam em variações sobre as características metalúrgicas e/ou geométricas da solda.

Pesquisas têm mostrado que para um mesmo nível da energia de soldagem e mantendo-se os demais parâmetros constantes, soldando com CO_2 e com misturas Ar/ CO_2 em diferentes proporções, resulta soldas de diferentes estruturas de solidificação. Neste caso, existe um efeito similar a um “aumento” da energia de soldagem à medida que aumenta o teor de CO_2 na mistura. Finalmente, quando se pretende estudar os efeitos metalúrgicos do procedimento de soldagem sobre o equipamento é importante caracterizar muito bem a energia de soldagem.

3.6 ESTABILIDADE DO ARCO ELÉTRICO

O arco elétrico é a fonte de calor mais utilizada na soldagem por fusão de materiais metálicos, pois apresenta uma grande concentração de energia para a fusão localizada do metal de base, facilidade de controle, baixo custo relativo do equipamento e um nível aceitável de riscos à saúde dos operadores (MODENESI; MARQUES, 2009).

O arco elétrico é um condutor elétrico gasoso mantido pela descarga elétrica através de um gás ionizado, iniciada por uma quantidade de elétrons emitidos do cátodo – eletrodo negativo – aquecido e mantido pela ionização térmica do gás aquecido.

Para Scotti e Ponomarev (2008), a manutenção da estabilidade do arco elétrico é essencial para que se obtenha um processo de soldagem estável, já que é uma das condições básicas para o bom desempenho do processo de soldagem, pois a perturbação do arco leva de forma aleatória à formação de descontinuidades

na solda, maior nível de respingos, menor rendimento e irregularidades geométricas do cordão.

A estabilidade de arco é interpretada como a capacidade do arco manter ou restabelecer rapidamente suas características de fonte de calor sob a ação de comportamentos transitórios que venham a ocorrer no desenvolvimento de uma soldagem, tais como alterações do comprimento de arco provocadas pela transferência metálica ou pela oscilação da superfície da poça de fusão (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

Para obtenção de um depósito de solda com uma qualidade satisfatória é importante ajustar adequadamente, e manter constantes, as variáveis do processo como: tensão, velocidade de alimentação do arame, velocidade de soldagem e distância bico de contato-peça, durante a operação de soldagem.

Os resultados mais desfavoráveis da instabilidade do arco são respingos, que geram prejuízos em termos de perdas materiais, a extensão do tempo de produção devido à limpeza, assim como a aparência estética do cordão de solda (TUSEK, 2000).

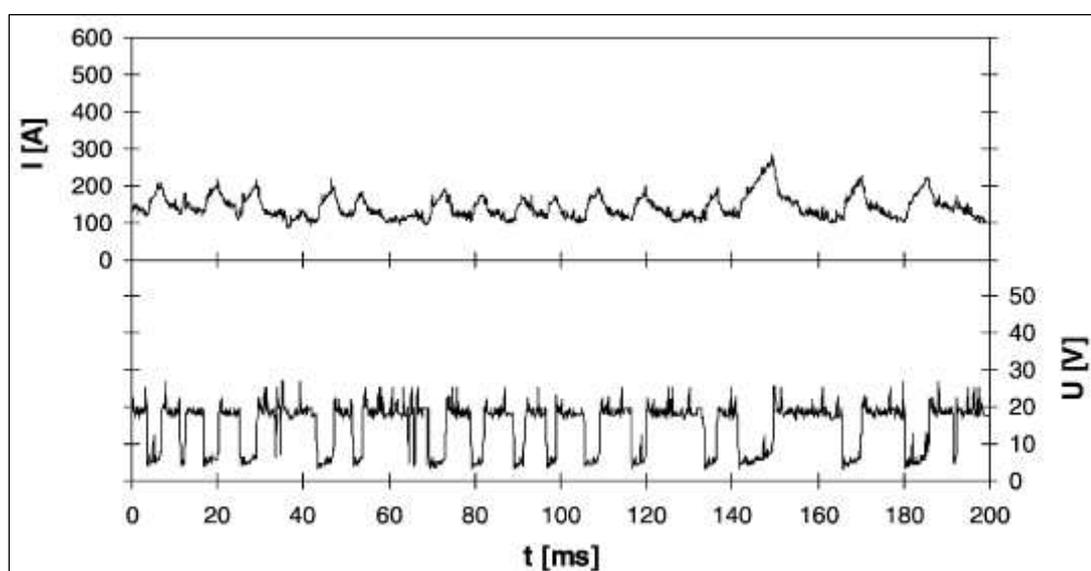
De acordo com Motta e Dutra (2005), a estabilidade do arco elétrico para uma mesma característica estática da fonte de energia e as propriedades físicas da atmosfera gasosa protetora do arco são alguns dos pontos determinantes do comportamento dinâmico do arco. Desse modo, a energia de ionização, as condutibilidades elétrica e térmica bem como as suas variações com a temperatura devem ser adequadas para garantir um melhor comportamento do arco elétrico.

A estabilidade do processo de soldagem é um requisito básico e fundamental para o sucesso de um projeto de construção soldada. Portanto, a manutenção, o controle e o ajuste adequado dos parâmetros de soldagem são importantes para que se obtenham as melhores condições e características do arco elétrico, sendo fundamentais na execução da soldagem livre de instabilidades e, conseqüentemente, com melhor qualidade do depósito (WINER, 1992).

Uma pesquisa da literatura corrente fornece vários métodos utilizados para controle do arco elétrico. A maioria deles é baseada em uma análise dos sinais fornecidos por um sistema de monitoramento, o qual é baseado na medição em tempo real dos valores de diversas grandezas físicas, dos quais os dois com

predomínio são a medida da intensidade da corrente e da tensão de soldagem na unidade de tempo (oscilogramas), apresentado na figura 7. A estabilidade do processo de soldagem pode ser determinada também com base numa análise sonora, da luminosidade e por meio de uma gravação em alta velocidade do comportamento dinâmico do arco elétrico através de câmeras especiais (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

Figura 7 - Oscilograma para tensão e corrente na unidade de tempo



Fonte: Garcia, 2011, p. 32

3.7 CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS DO CORDÃO DE SOLDA

Na soldagem de revestimento com metais dissimilares a geometria do cordão tais como, reforço, largura e penetração da solda torna-se um importante fator de avaliação dos parâmetros do processo assim como a diluição geométrica.

Um alto valor de diluição pode prejudicar o desempenho do revestimento pela influência negativa do metal de base, menos nobre que o metal de adição, sobre as propriedades finais do material depositado.

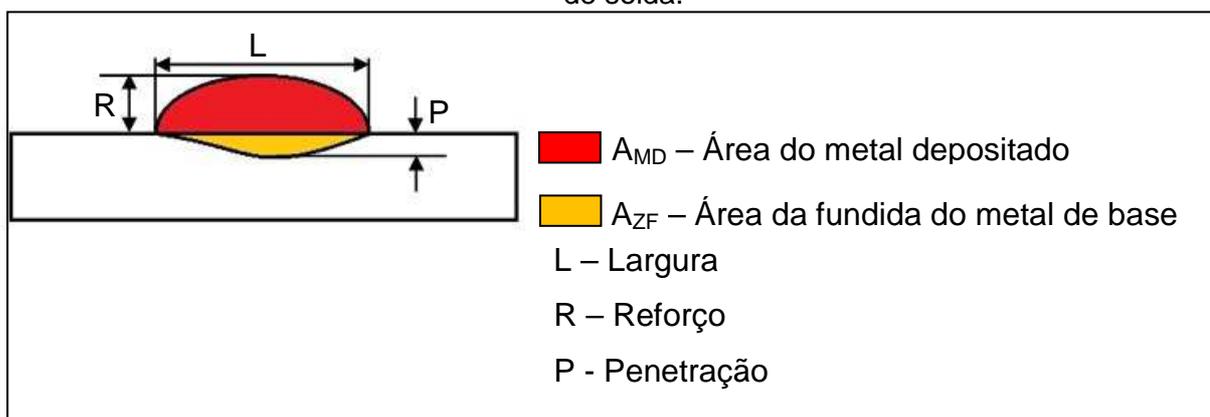
Para a soldagem de revestimento com metais dissimilares o importante é se alcançar uma microestrutura mais próxima à microestrutura do metal selecionado para o revestimento, evitando que as propriedades físicas sejam alteradas.

3.7.1 Diluição

Ao estudar soldagem de juntas ou mesmo de soldagem de materiais com composições químicas similares, os parâmetros ótimos de soldagem são selecionados de acordo com os valores de penetração maiores, independente do nível de diluição entre o metal depositado e o metal de base. No entanto para soldagem de materiais dissimilares, onde se busca por revestimentos resistentes à corrosão ou ao desgaste superficial, o consumível é quase sempre de composição diferente do metal de base e os elementos de liga presentes são bem balanceados para garantir o efeito desejado.

Considerando-se a composição química do metal de base, normalmente de aço ao carbono e com o elemento Ferro em maiores quantidades, fica evidente que a diluição excessiva entre o metal de solda e o substrato não favorece a resistência necessária, causando efeitos indesejáveis ao revestimento. A figura 8 e a equação 2, apresentam um desenho esquemático dos parâmetros geométricos do cordão de solda utilizados e um modelo para o cálculo de diluição, respectivamente.

Figura 8 - Desenho esquemático das características geométricas e diluição para um cordão de solda.



Fonte: Elaboração própria

$$D(\%) = \left(\frac{A_{ZF}}{A_{ZF} + A_{MD}} \right) \cdot 100 \quad (2)$$

3.8 SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação de metais e de suas ligas é caracterizada por uma transformação de fase com mudança de estado, onde uma fase líquida se transforma em uma fase sólida quando as condições termodinâmicas são tais que o sólido apresenta menor energia livre, sendo, portanto mais estável.

O início de solidificação da zona fundida (ZF) na soldagem de materiais de base (MB) similares ocorre por meio do crescimento epitaxial, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA).

No caso da soldagem de materiais dissimilares, o início da solidificação da ZF pode também ocorrer por meio do crescimento epitaxial. Diversos estudos sobre a soldagem dissimilares confirmam que o início da solidificação da ZF ocorre por meio do crescimento epitaxial a partir do substrato e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda (OMAR, 1998).

Esse efeito é causado pelas condições existentes na poça de fusão tais como gradientes térmicos elevados e contato direto entre um líquido e um sólido de composições e estrutura semelhantes que facilitam o crescimento direto do sólido sem a nucleação de novos grãos com um super-resfriamento mínimo.

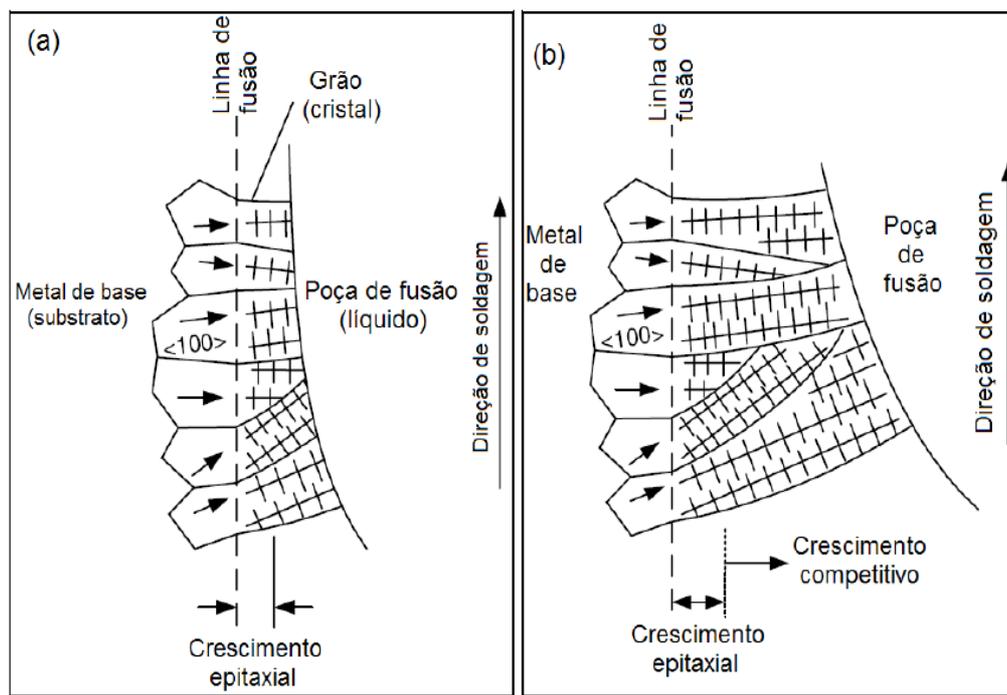
Como resultado, os grãos da ZF apresentam uma largura semelhante e a mesma orientação cristalina dos grãos do metal base dos quais são prolongamentos. Assim, os grãos da ZF localizados junto à linha de fusão são uma continuação dos grãos adjacentes da ZTA, o que pode ser facilmente observado em soldas de ligas que não sofrem transformações de fase no estado sólido.

O super-resfriamento constitucional ocorre na solidificação de uma liga em razão da composição química da fase sólida ser diferente da composição química da fase líquida. A solubilidade do soluto, na fase sólida, é menor do que na fase líquida. Portanto, existe um gradiente de concentração de soluto da interface sólido-líquido para o metal líquido. A variação de concentração provoca uma diminuição da temperatura *liquidus*, facilitando a solidificação numa direção, contribuindo para o super-resfriamento constitucional a partir da interface sólido/líquido (GARCIA, 2007).

Depois de iniciada a solidificação no sentido do centro da ZF o crescimento dos grãos prossegue na direção paralela ao máximo gradiente de temperatura, favorecendo um crescimento competitivo de grãos. Aqueles com orientação favorável à direção do máximo gradiente de temperatura apresentam maior facilidade de crescimento em relação aos grãos que coincidem com direções menos favoráveis (KOU, 2007).

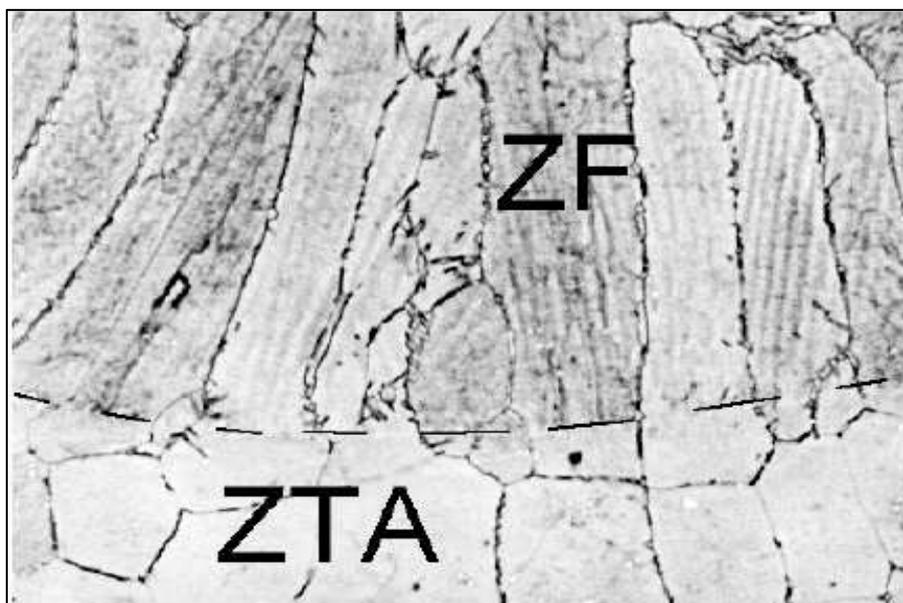
Como o tamanho de grão na ZTA depende das características metalúrgicas do metal base e do ciclo térmico, pode-se esperar que o tamanho de grão primário na ZF dependa também dos parâmetros de soldagem que afetam o ciclo térmico, particularmente, da energia de soldagem. Nas figuras 9 e 10, podem ser observadas esquematicamente as presenças do crescimento epitaxial e do crescimento competitivo dos grãos (SILVA, C. C. 2010).

Figura 9 – Ilustração do crescimento de grãos durante a solidificação na soldagem: (a) crescimento epitaxial e (b) crescimento competitivo.



Fonte: SILVA, C. C. 2010.

Figura 10 - Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo em um aço inoxidável ferrítico, aumento de 100x.



Fonte: Silva, C. C. 2010

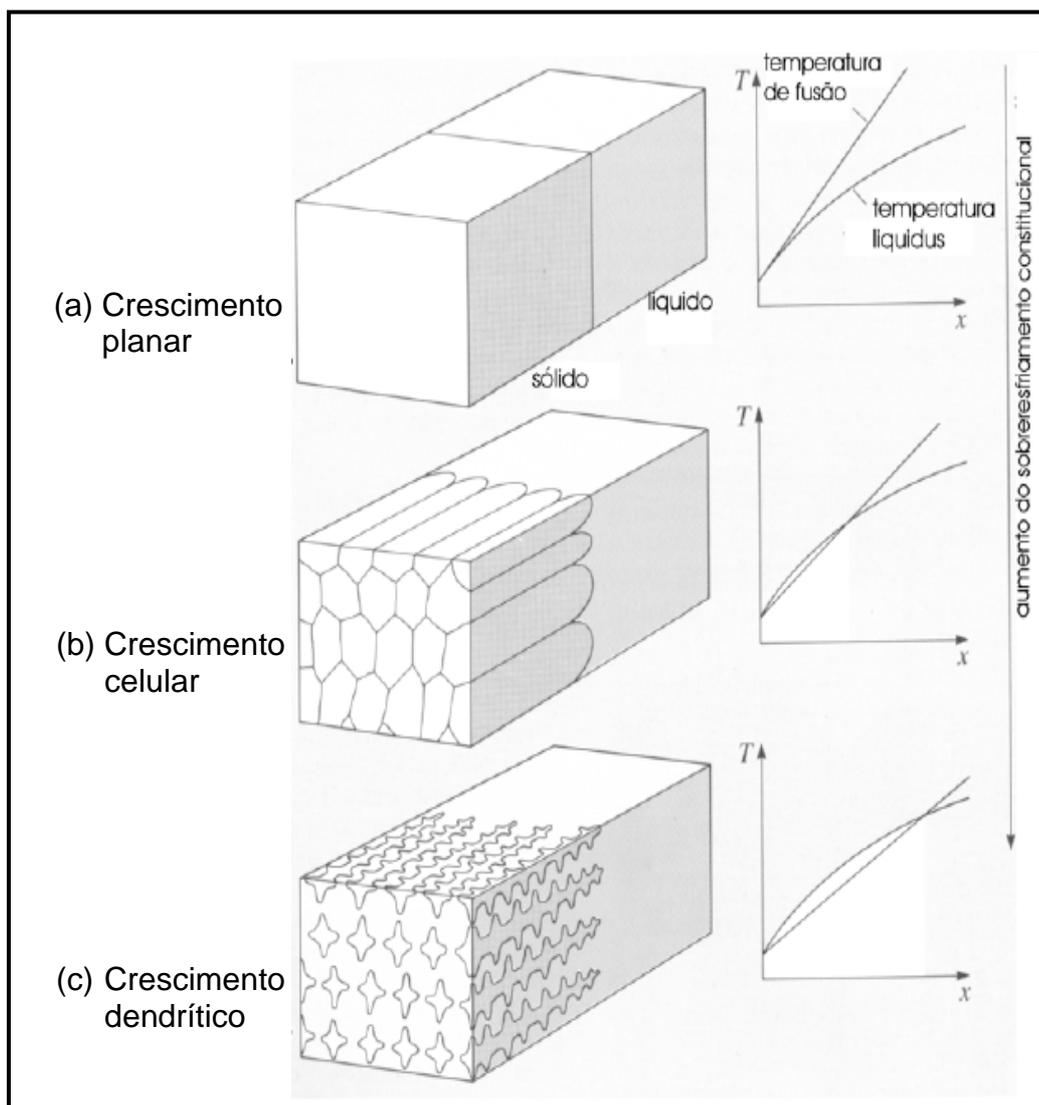
3.8.1 Gradiente térmico na interface sólido-líquido (G)

O gradiente térmico (G) representa a variação de temperatura no líquido em relação à distância, a partir da interface sólido/líquido (S-L). A morfologia de crescimento é diretamente determinada pelos valores da taxa de solidificação local e o gradiente de temperatura entre o líquido e a interface de solidificação. Se a taxa de solidificação apresentar baixos valores ocorrerá o crescimento planar, pois o soluto terá tempo de difundir para o líquido a partir da interface. No caso contrário, quando a taxa de solidificação é alta não existe tempo suficiente da difusão do soluto para o líquido e sua concentração na interface acarretará em um super-resfriamento constitucional (GARCIA, 2011).

Um elevado gradiente térmico, isto é, quando a diferença entre a temperatura na linha “*liquidus*” e a temperatura na interface for muito grande, ocasionará a predominância do super-resfriamento e, conseqüentemente, o surgimento da solidificação de forma planar, figura 11 (a). Com a diminuição do gradiente térmico, devido à segregação do soluto e o conseqüente aumento da diferença de temperatura entre a linha “*liquidus*” e a temperatura na interface, o efeito do super-resfriamento constitucional passa a ser significativo e a frente de solidificação passa

a ter um crescimento celular, figura 11 (b), ou dendrítico, figura 11 (c), de acordo com o grau de super-resfriamento constitucional (GRAF, 2004).

Figura 11 – Esquema ilustrativo da evolução do crescimento microestrutural durante a solidificação de acordo o aumento do gradiente térmico.



Fonte: D'OLIVEIRA, 2000.

3.8.2 Velocidade de solidificação (R)

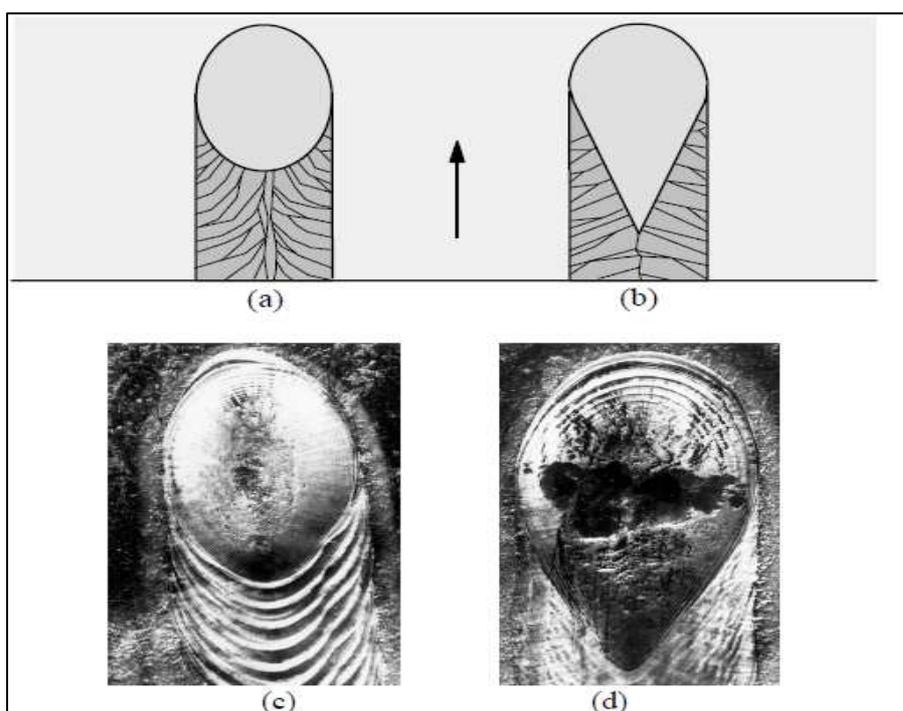
Dependendo da velocidade de deposição e do balanço entre as energias térmicas presentes, a poça de fusão poderá apresentar o formato de elipse ou de gota. Para velocidades baixas de deposição (menor ou igual à velocidade de

solidificação) a forma da poça tende a ser elíptica e para velocidades de deposição maiores tenderá a apresentar o formato de gota, figura 12.

Considerando-se o gradiente térmico como sendo a diferença entre a temperatura média da poça de fusão e a temperatura da linha “*liquidus*” do material, dividida pela distância da interface sólido/líquido até o centro do arco elétrico, pode-se concluir que a poça em forma de gota irá apresentar um gradiente maior no centro do cordão e um menor nas bordas. Já para poça de formato elíptico o gradiente térmico será constante ao longo de toda a borda.

A previsão do tipo de crescimento que ocorre em um processo de solidificação não é tarefa fácil, visto que existem muitas variáveis envolvidas e uma grande interação entre muitas delas, resultando em diferenças na macroestrutura do formato da poça de fusão e afetando suas propriedades.

Figura 12 - Formatos comuns da poça de fusão em processos mecanizados: (a) elíptica, (b) em gota, (c) cratera formada a partir de uma poça elíptica e (d) em gota.



Fonte: KOU, 2003

3.8.3 Concentração de soluto

Durante a solidificação de ligas metálicas surgem diferenças de composição química entre as partes líquida e sólida, e enquanto o processo avança ocorre um acúmulo de soluto rejeitado pela parte recém-solidificada frente à interface de solidificação. O líquido neste ponto apresentará uma concentração de soluto maior do que a concentração inicial da liga, ocasionando o super-resfriamento constitucional, ou seja, a temperatura de solidificação diminuirá. O super-resfriamento constitucional desestabiliza o crescimento da interface macroscopicamente plana, tornando-a instável e fazendo com que o crescimento passe a ser colunar/dendrítico.

3.9 MICROESTRUTURAS TÍPICAS DA SOLDAGEM DE SUPERLIGAS

A solidificação de uma liga e o tipo de estrutura formada é, muitas vezes, mais complexa que a solidificação de materiais puros, pois existem muitas variáveis envolvidas e uma grande interação entre elas. Portanto, quatro tipos de interfaces sólido/líquido podem ser identificados através do estudo da solidificação: planar, celular, colunar-dendrítica e equiaxial-dendrítica (MOUGO, 2012 p. 59).

A macrosegregação que ocorre em soldas dissimilares é definida pela segregação de soluto frente à interface sólido-líquido durante o processo de solidificação. A microsegregação ocorre em menor escala, entre as células e os braços dendríticos. Estes processos dependem de fatores como: o gradiente térmico, a velocidade de solidificação e a concentração de soluto. Tanto no processo MIG quanto no MIG AF observou-se um comportamento semelhante na evolução da estrutura de solidificação do material depositado (MOUGO, 2012).

Mougo (2012) observa em seu trabalho que as estruturas presentes na união dissimilar entre a liga Hastelloy C276 e o substrato de aço carbono foram a equiaxial-dendrítica formada principalmente na superfície do revestimento, a colunar-dendrítica formada no centro do cordão, a celular e a planar formadas acima da linha de fusão.

A soldagem das superligas de Níquel causa considerável perda de resistência mecânica na ZTA assim como ocorre na soldagem de ligas de Alumínio envelhecidas artificialmente. Isso se deve basicamente à dissolução dos precipitados endurecedores de fases γ' (nas ligas do sistema Níquel-Cromo-Alumínio-Titânio) e γ'' (nas ligas do sistema Níquel-Ferro-Cromo-Nióbio) nesta região.

Além desse amolecimento na ZTA, a soldagem após o envelhecimento pode levar ao surgimento de trincas nas áreas adjacentes ao metal de solda, justamente devido à perda de resistência mecânica dessas regiões, que as torna particularmente suscetíveis ao trincamento, principalmente se existirem condições de restrição ao alívio de tensões e se o metal de adição não for muito dúctil.

A fim de evitar esse efeito nocivo, é comum soldar a superliga de Níquel na condição solubilizada e somente após a soldagem realizar o envelhecimento, com o objetivo de aumentar a resistência mecânica e a dureza.

A solubilização dos precipitados γ' durante a soldagem ocorre de modo progressivo: inicialmente ocorre a dissolução dos precipitados finos de γ' e a esferoidização dos precipitados grosseiros de γ' , na região da ZTA mais próxima ao MB (metal de base). Porém, na região intermediária da ZTA ocorre dissolução parcial dos precipitados grosseiros de fase γ' devido às elevadas temperaturas que são atingidas nesta região da ZTA. Como este material possui elevados teores de Titânio e de Alumínio, nesta mesma região ocorre supersaturação destes elementos, o que, durante o resfriamento que se segue à soldagem, leva à formação de precipitados mais finos de fase γ' (OMAR, 1998).

Essa supersaturação localizada se deve ao fato de que o tempo de permanência em altas temperaturas é muito curto para permitir a homogeneização da composição química na ZTA. Nessa região mais próxima à zona fundida (ZF) a temperatura atingida é alta o suficiente para garantir solubilização completa.

No metal de solda da zona fundida ocorre solubilização e precipitação de precipitados bem finos de fase γ' distribuídos de modo bem uniforme. As novas partículas de fase γ' precipitadas durante este tratamento são mais finas do que as partículas finas de fase γ' já existentes no MB, não afetado (KOU, 2003).

Quanto ao perfil de dureza, ocorre amolecimento na região da ZTA mais próxima ao MB, devido à dissolução dos precipitados γ' . Entretanto, na região da ZTA mais próxima ao metal de solda ocorre endurecimento por solução sólida (causado pela dissolução de γ') ao qual se adiciona o endurecimento causado pela reprecipitação de fase γ' muito fina durante o resfriamento.

O nível de dureza mais elevado na ZTA e no metal de solda após o tratamento térmico pós-soldagem se deve ao fato de que este tratamento é concebido para conferir estabilidade e ótimas propriedades em altas temperaturas, e não ótimas propriedades à temperatura ambiente (WINER, 1992).

3.9.1 Zona Parcialmente Misturada (ZPM)

Segundo Aguiar (2010), a soldagem dissimilar está sendo frequentemente utilizada com o intuito de reduzir problemas causados por trincas ou por determinadas propriedades ao metal de solda. Para a soldagem de metais dissimilares austeníticos/ferríticos, o principal problema de ordem metalúrgica encontrado é decorrente da variação significativa de composição química do metal de solda próximo à linha de fusão, o que resulta em regiões de microestrutura e propriedades bastante diferentes do restante do metal de solda que podem comprometer o desempenho do metal de solda.

Essas regiões as quais suas composições não podem ser estimadas através do cálculo de diluição, mas sim empregando técnicas de microanálises, podem vir a apresentar valores de dureza da ordem de 400 HV, ou seja, dentro da faixa de dureza das estruturas martensíticas (DOODY, 1992 ; OMAR, 1998; KEJELIN, 2007 apud AGUIAR, 2010).

A variação de composição química no metal de solda próximo à linha de fusão é considerada como uma macrosegregação ao invés de microsegregação, uma vez que esta última ocorre numa escala correspondente ao espaçamento entre braços de dendritas ou entre células, que em geral é da ordem de 10 a 20 μm . No entanto, as macrosegregações podem ocorrer numa escala muito maior como, por exemplo, camadas de 100 a 200 μm de espessura ao longo da linha de fusão ou

mesmo distante de 1 a 2 mm da mesma (KOU e YANG, 2007 apud AGUIAR, 2010, p. 34).

Doody (1992), soldando um aço ao carbono, utilizando como metais de adição um aço inoxidável e uma liga de Níquel observou-se no lado do aço carbono uma zona não misturada de alta dureza em forma de praias com espessura de 10 a 60 μm , a qual foi identificada como martensita, e ilhas com uma composição intermediária entre o do aço ao carbono e a do metal de solda. Fora sugerido no referente trabalho que a baixa difusão do soluto no líquido pode ser a melhor explicação para o fenômeno. Foram usados pela primeira vez os nomes praias e ilhas para descrever as macrosegregações em solda.

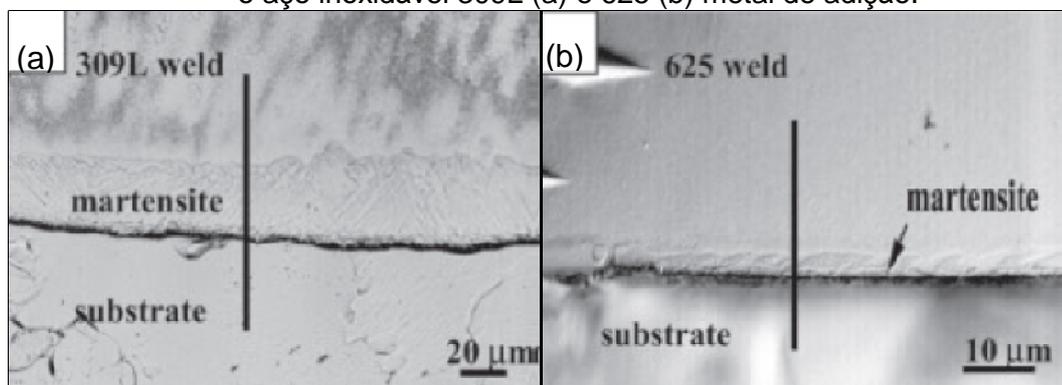
As diversas formas de macrosegregações próximos à linha de fusão na soldagem, a arco elétrico, têm sido reportadas como zonas não misturadas, áreas empobrecidas de metal de adição, zonas intermediárias misturadas e zonas duras. De acordo com Aguiar, 2010, elas são classificadas em:

- “Praias” – faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão.
- “Ilhas” – regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda
- “Baías” – região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base.
- “Península” – região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda.

Ao longo dos anos foram várias explicações para a formação das macrosegregações na linha de fusão de soldas dissimilares, dentre elas podem ser citadas: a fraca convecção na poça de fusão, a baixa difusão no líquido, a ocorrência de misturas parciais de líquido e a segregação de soluto durante a soldagem (AGUIAR, 2010).

DuPont; Lippold; Kiser (2009), argumentam que a camada de martensita está localizada junto à zona parcialmente misturada da solda onde a composição varia continuamente do substrato ao metal de solda como apresenta a figura 13.

Figura 13 - Micrografia da camada de martensita observada no metal de solda usando o aço inoxidável 309L (a) e 625 (b) metal de adição.

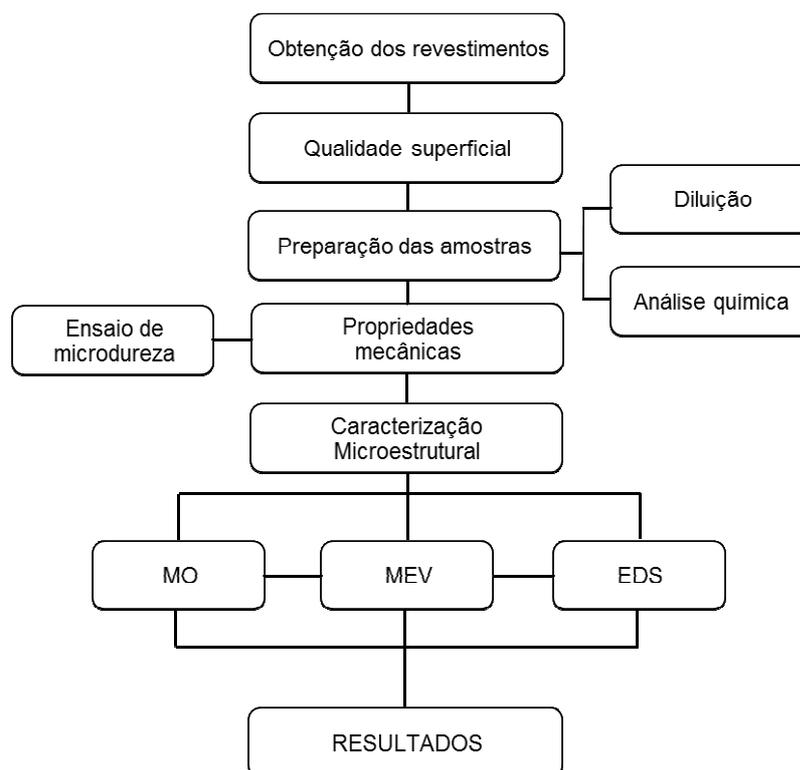


Fonte: Perricone e DuPont, 2006.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma ilustrado, na figura 14, mostra as diversas etapas da metodologia empregada para a realização dos ensaios experimentais deste trabalho.

Figura 14 - Diagrama de blocos das diversas etapas da metodologia empregada.

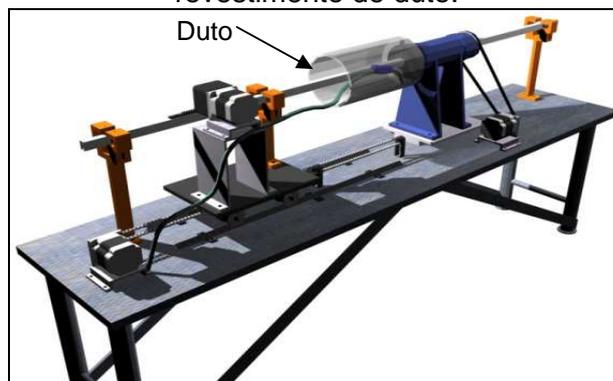


Fonte: Elaboração própria.

4.1 OBTENÇÃO DAS SOLDAS DE REVESTIMENTO

A deposição dos revestimentos internos nos corpos de prova de dutos foi realizada por Garcia (2011), utilizando a bancada mostrada na figura 15, cujas especificações operacionais como, faixa de aplicação, capacidade de produção e dimensões de peças de trabalho encontram-se na dissertação desenvolvida por Andrade (2010).

Figura 15 - Esquema da bancada de soldagem mostrando o sistema para soldagem de revestimento de duto.



Fonte: Andrade, 2010.

Metal de base (MB)

Corpos de prova seccionados de um tubo de aço carbono ASTM A 53 com 228,6 mm (9 polegadas) de diâmetro, 250 mm de comprimento e 8 mm de espessura da parede foram utilizados como metal de base. As tabelas 3 e 4 mostram, respectivamente, a composição química e as tensões de escoamento e de ruptura deste aço.

Tabela 3 – Composição química do Aço Carbono ASTM A 53.

Classificação ASTM	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo
A 53	0,250	1,170	0,019	0,030	0,341	0,015	0,070	0,333	0,012

Fonte: Fabricante.

Tabela 4 – Propriedade mecânica do aço ASTM A 53.

Classificação ASTM	Tensão de Escoamento (mín)	Tensão de Ruptura (mín.)
A 53	240 (mPa)	415 (mPa)

Fonte: Fabricante.

Metal de adição

O material previamente disponibilizado para os experimentos utilizado como adição foi o arame da classe AWS ERNiCrMo – 4, comercialmente Hastelloy C-276, com 1,2 mm de diâmetro, muito embora sabe-se que o Inconel 625 seja um dos mais utilizados para este fim. As tabelas 5 e 6 apresentam, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas deste arame.

Tabela 5 – Composição química (%) do arame eletrodo AWS ERNiCrMo-4.

Classificação AISI	Ni	Cr	Mo	W	Cu	Co	C	Fe	Mn	Si
Hastelloy C-276 ERNiCrMo-4	Base	14,5-16,5	15-17	3-4,5	0,5*	2,5*	0,02*	4-7	1,0	0,08

*Máximo.

Fonte: Haynes.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas do arame AWS ERNiCrMo-4.

Hastelloy C-276 ERNiCrMo-4	Tensão de Escoamento (mín.)	Tensão de Ruptura (mín.)	Alongamento	Resistência ao Impacto
	466 mPa	758 mPa	57%	216 J a 25°C

Fonte: Haynes.

O ERNiCrMo-4 é uma liga de Níquel-Cromo-Molibdênio com a adição de Tungstênio projetada para excelente resistência à corrosão em uma vasta γ de ambientes. Os altos teores de Níquel e Molibdênio tornam a liga especialmente resistente à corrosão por pite, enquanto o Cromo transmite resistência à oxidação. O baixo teor de Carbono minimiza a precipitação de carbeto durante a soldagem, mantendo a resistência à corrosão em estruturas soldadas. Além disso, a liga ERNiCrMo-4 resiste à formação de precipitados nos contornos de grão da ZAC tornando-a útil para a maioria dos processos químicos na condição como soldada.

Soldagem dos corpos de provas

A soldagem automatizada dos corpos de provas foi realizada na posição plana pelos processos de soldagem MIG C, MIG AF e MIG AFT (com o tecimento dos passes) utilizando uma fonte eletrônica comandada por computador, ajustada em CC⁺ e proteção de Argônio.

A tabela 7 mostra a identificação das amostras correspondentes aos processos e aos parâmetros variáveis da soldagem dos corpos de prova, para os três níveis da energia e velocidade de soldagem. As velocidades de soldagem, V_s , ou rotação do tubo, balizaram o ajuste da energia de soldagem, E_s . A velocidade de alimentação do arame eletrodo, V_e , permaneceu constante em 183 mm/s, enquanto a velocidade de alimentação do arame frio, V_f , foi ajustada em 25% da velocidade de alimentação do arame eletrodo (GARCIA, 2011).

Cada revestimento foi formado por quatro passes com uma sobreposição média de 30%.

Tabela 7 - Parâmetros operacionais da soldagem de revestimento. $V_e = 183$ mm/s, $V_f = 46$ mm/s.

Amostra	E_s	V_s	I_m	U_r
	kJ/mm	(mm/s)	(A)	(V)
MIG C1	1,1	6,7	218	35
MIG C2	0,9	8,3	182	35
MIG C3	0,7	10,0	216	34
MIG AF1	1,1	6,7	201	34
MIG AF2	0,9	8,3	207	34
MIG AF3	0,7	10,0	203	34
MIG AFT1	1,1	6,7	194	35
MIG AFT2	0,9	8,3	201	34
MIG AFT3	0,7	10,0	190	34

Fonte: Elaboração própria.

4.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

Máquina de serrar de fita

Modelo: FM18.

GETSOLDA

Cut-off

Modelo: AROCOR-40 (220 V)

GETSOLDA

Microscópio Óptico

Equipado com câmera digital JVC-TK 138 OU e microcomputador Q 550 IW1 com programa de análise de imagens "Leica QWIN;

Resolução: 50 a 1000X

GETSOLDA

Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV

Corrente do feixe de elétrons: 90 mA

Voltagem de aceleração constante: 20 kV

Distância e tempo de trabalho: 15 mm e 30 s

LABMEV – Campus Marabá/UFPa

Microdurômetro

Modelo: HMV-2;

Penetrador piramidal de diamante.

Carga: 0,981 N (100 gf)

Resolução: 0,01 mm

GETSOLDA

Fonte de Tensão Constante

Marca: Power Supply EMG-18135

Tensão: 220 V

Materiais e Reagentes

Água Destilada

Alumina 0,2 μm

Ácido Nítrico (HNO_3)

Ácido Crômico (H_2CrO_4)

GETSOLDA

Lixadeira/Politriz Metalográfica

Modelo: PLO 02 ED;

Velocidades: 125 /250 ou 300/600 rpm;

Tensão: 220 V.

LABORATÓRIO DE LAMINAÇÃO e GETSOLDA

4.3 METODOLOGIA PARA A REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS

Após a obtenção dos revestimentos na superfície interna dos dutos, conforme corpo de prova ilustrado na figura 16. O duto foi, então, seccionado em três partes, no sentido transversal do revestimento, para a realização das análises superficial e metalográfica, além das medidas de diluição e microdureza realizadas, também, na secção transversal do revestimento, conforme descrição a seguir:

Figura 16 - Corpo de prova utilizado nos ensaios experimentais.



Fonte: Elaboração própria.

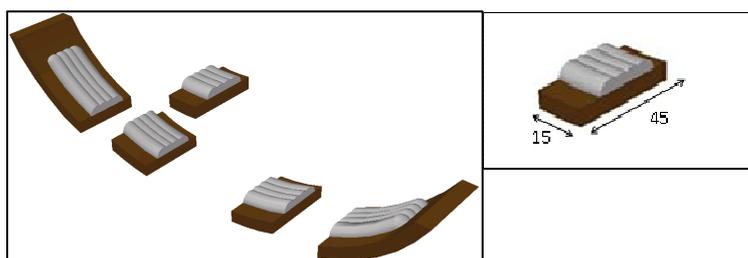
4.3.1 Corte e preparação das amostras

Inicialmente os corpos de provas foram seccionados para a obtenção das amostras revestidas em cada condição de soldagem, ou seja, amostras MIG C, MIG AF e MIG AFT, em seguida foram realizadas limpeza rigorosa e inspeção visual na superfície dos revestimentos.

Amostras de 15 mm x 45 mm foram retiradas da região central dos revestimentos, em cada condição de soldagem, para as análises macro e microestrutural, diluição e de propriedades mecânicas nas secções transversais.

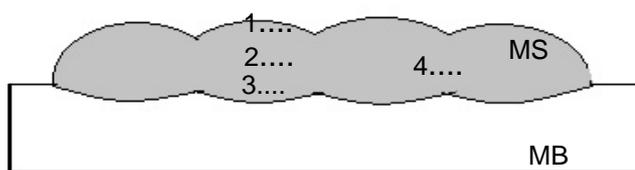
A figura 17 mostra, esquematicamente, o *layout* de retirada destas amostras. Já a figura 18, ilustra, esquematicamente, os pontos de referência para as análises pretendidas na secção transversal das amostras.

Figura 17 - Esquema da retirada de amostras para microscopias óptica e eletrônica de varredura, e microdureza.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 18 – Indicação das áreas das amostras analisadas.



MS – Metal de solda; MB – Metal de base

Fonte: Elaboração própria.

A preparação da secção transversal das amostras para as diversas etapas de análises ocorreu de acordo com as peculiaridades do ensaio conforme descrição a seguir:

4.3.2 Qualidade superficial dos revestimentos

A análise da qualidade superficial dos corpos de prova revestidos foi realizada pelo método visual com iluminação natural, para a inspeção da regularidade geométrica linear e de defeitos de face, tais como, porosidade, respingos, deposição insuficiente, mordedura, trinca etc.

4.3.3 Características geométricas

Esta etapa de análise das características geométricas teve por objetivo avaliar a diluição geométrica na secção transversal do revestimento, através da equação 2 (p. 44), medindo-se a largura, penetração e reforço com o auxílio do programa *Image J* (Figura 8). A preparação metalográfica das amostras seguiu o prescrito no ítem 4.3.4. As medições foram obtidas de 4 interfaces da secção transversal do revestimento tendo, como apresenta a figura 17. Por interface foram realizadas 4 medições, obtendo um total de 14 medições para o qual calculou-se a média.

4.3.4 Preparação de amostras metalográficas

Na preparação metalográfica a superfície plana da secção transversal da amostra foi lixada até de 2000 mesh, seguida de um polimento mecânico com alumina de 2 μm e, finalmente, foi atacada quimicamente.

A adequada revelação de estruturas na união de materiais dissimilares exige a utilização de diferentes reagentes e técnicas de ataque para cada material. Portanto, para o metal de base o ataque por imersão foi com Nital 3 % (3% de HNO_3 e 97% de álcool etílico) durante 30 segundos. Enquanto, o metal de solda (revestimentos de ligas de Níquel) foi atacado eletroliticamente com uma solução a 10% de ácido crômico (% em peso). Aqui foi utilizada uma fonte com tensão regulada em 2,5 V, figura 19, para ataque em 20 segundos.

Figura 19 - Fonte de energia utilizada no ataque eletrolítico.



Fonte: Elaboração própria.

4.3.5 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado na secção transversal das amostras atacadas. As medições consistiram em varreduras horizontais nas regiões 1, 2, 3 e 4 com espaçamento de 0,80 mm entre as endentações, identificada pelo pontilhado da figura 18, indentações por região. A carga aplicada foi de 0,981 N (100 gf) por 15 segundos, conforme recomendado pela norma ASTM E 38499 (ASTM, 1999).

4.3.6 Análise Microestrutural

As análises microestruturais para a identificação de fases presentes no metal de solda, na zona parcialmente misturada e na zona interpasses foram realizadas pelas microscopias ótica e eletrônica de varredura, nas regiões 1, 2, 3 e 4, onde MB indica o metal de base e MS o metal de solda, identificadas na figura 18.

As microestruturas foram inicialmente analisadas através de um microscópio óptico com uma câmera digital acoplada para a captura de imagens, cujo sistema permaneceu ligado a um microcomputador. No MEV, localizado no instituto de geociências da UFPa-LABMEV e no Laboratório de Caracterização da faculdade de Mineração UFPa campus Marabá, os parâmetros de análise da imagem de elétrons retroespalhados foram a corrente do feixe de elétrons, 90 μ A, a tensão de aceleração constante, 20 kv e a distância de trabalho, 15 mm. O tempo de contagem para análise dos elementos foi de 30 s.

Medida da espessura da ZPM de diferentes amostras para ambos os processos, MIG C e MIG AF, envolvendo os três níveis de energia, foram realizadas com auxílio do software *Image J*, a qual consistiu na média de 10 medidas da espessura de cada amostra na região de penetração da solda a partir das imagens obtidas pelo microscópio óptico.

5 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo, estão apresentados os resultados e as análises da qualidade superficial, diluição, microestrutura e microdureza dos revestimentos obtidos nos três níveis da energia de soldagem E1 (1,1), E2 (0,9) e E3 (0,7) kJ/mm para as três técnicas de soldagem MIG C, MIG AF e MIG AFT utilizadas neste trabalho.

5.1 AVALIAÇÃO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL

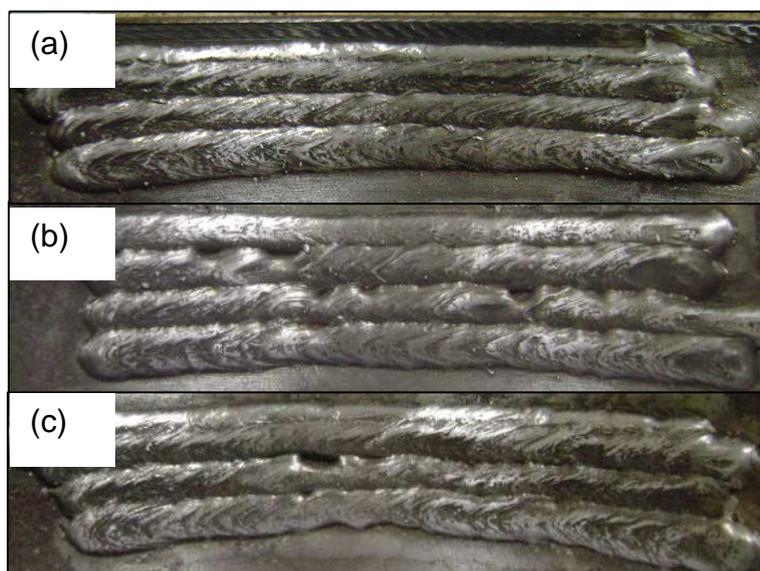
As figuras 20, 21 e 22, mostram o aspecto superficial das áreas revestidas, respectivamente, nas energias de soldagem E1 (1,1), E2 (0,9) e E3 (0,7) kJ/mm utilizadas pelas três técnicas de soldagem MIG C, MIG AF e MIG AFT empregadas neste trabalho.

Figura 20 - Aspecto superficial do revestimento. Energia de soldagem E1 (1,1 kJ/mm). Processos (a) MIG, (b) MIG AF, (c) MIG AFT.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 21 – Aspecto superficial do revestimento. Energia de soldagem E2 (0,9 kj/mm).
Processos (a) MIG, (b) MIG AF, (c) MIG AFT.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 22 - Aspecto superficial do revestimento. Energia de soldagem E3 (0,7 kj/mm).
Processos (a) MIG, (b) MIG AF, (c) MIG AFT.



Fonte: Elaboração própria.

A análise dessas figuras indica, de forma geral, que todas as soldas apresentaram um bom acabamento superficial para as diferentes condições de soldagem aqui empregadas. Entretanto, uma análise mais detalhada baseada na energia de soldagem indica que não ocorreram variações significativas na qualidade superficial das áreas revestidas depositadas pelas técnicas de soldagem nos seguintes níveis MIG C1 e MIG C2, MIG AF1 e MIG AF3, MIG AFT1 e MIG AFT3.

Como a variação da energia foi obtida através da mudança na velocidade de soldagem pode-se dizer que as menores velocidades implicaram em maiores energias, no aumento do tempo de permanência do arco elétrico na poça de fusão e, conseqüentemente, num maior volume do substrato aquecido e melhoramento na acomodação do metal depositado na forma de revestimento.

Para a amostra MIG C3, ou seja, revestida pelo processo de soldagem MIG C no menor nível de energia/menor velocidade de soldagem, ocorreram descontinuidades geométricas na sobreposição de passes na forma de deposição insuficiente causada, possivelmente, por falha operacional na dinâmica da alimentação do arame e, conseqüentemente, na deposição do metal de adição.

Comportamento semelhante também pode ser observado para as técnicas MIG AF e MIG AFT no nível intermediário da energia de soldagem, ou seja, nas amostras MIG AF2 e MIG AFT2.

5.2 AVALIAÇÃO DAS CARACTERÍSTICAS GEOMÉTRICAS

A tabela 8 mostra os valores médios de três medições para as características geométricas dos revestimentos, ou seja, área fundida, área do reforço, largura e diluição.

Tabela 8 - Resultados das características geométricas para os ensaios experimentais.

Amostra	E	A _f	A _r	L	D
	(kJmm)	(mm ²)	(mm ²)	(mm)	(%)
MIG C1	1,1	27,4	273,1	29,6	9
MIG C2	0,9	75,2	346,6	36,5	18
MIG C3	0,7	21,7	191,2	30,1	10
MIG AF1	1,1	23,5	446,3	37	5
MIG AF2	0,9	36,5	352,9	34,6	9
MIG AF3	0,7	43,3	306,3	34,3	12
MIG AFT1	1,1	26,7	341,9	35,9	7
MIG AFT2	0,9	42,3	457,0	39,9	8
MIG AFT3	0,7	23	212	33,3	10

*Af= área fundida; Ar= área reforço; L – Largura; D - Diluição
Fonte: Elaboração própria.

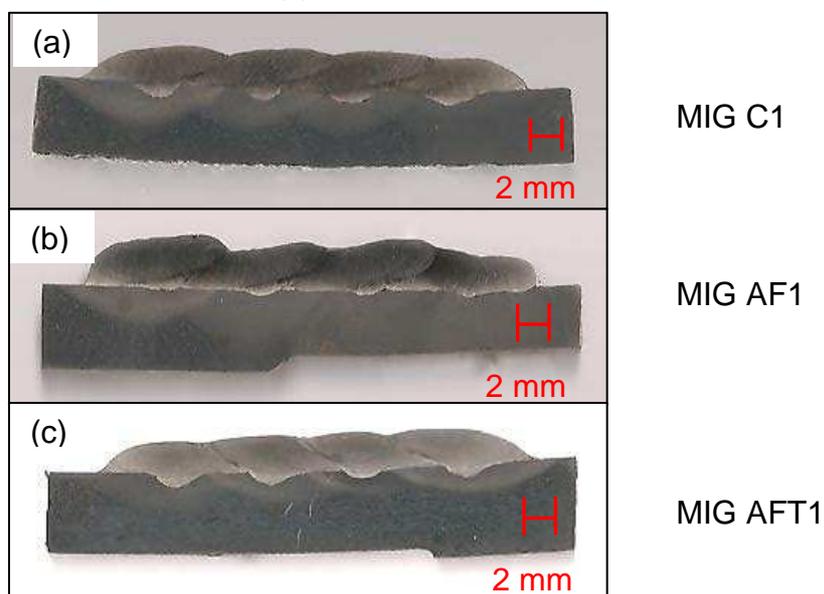
A análise da tabela 8 indica que para as diversas de técnicas de soldagem utilizadas neste trabalho, a diluição tendeu a diminuir com aumento da energia de soldagem, pois, neste, caso, pode-se considerar que a ação de escavação do arco elétrico incidente sobre o metal de base foi menos intensa. Considerada para o mesmo nível de energia, a diluição também foi menor nas amostras revestidas pela técnica de soldagem com arame frio, este fato é atribuído ao arame frio absorver energia térmica da poça de fusão para fundir-se e com isso modificando a geometria do passe. Com exceção do menor nível de energia para o qual a diluição se manteve igual para as técnicas usadas.

Os dados da tabela 8 revelam ainda uma tendência de redução da diluição para a soldagem MIG arame frio com tecimento dos passes, MIG AFT, conforme se reduz a energia de soldagem. Este resultado está de acordo com aquele obtido por SILVA (2010, p. 69) em sua tese de doutorado onde destaca como de grande relevância a constatação de que a penetração se reduz com o tecimento do passe. Tal comportamento pode ser atribuído à movimentação em zig-zag da tocha e, conseqüentemente, do conjunto arco elétrico/poça de fusão causar uma maior distribuição do calor ou repartição térmica sobre o substrato, além de reduzir a concentração de calor e de forças eletromagnéticas no centro da poça de fusão.

Sabe-se que nos últimos anos, diversos trabalhos têm sido publicados sobre a aplicação de revestimentos por soldagem no qual a análise das características geométricas e da diluição é focada na deposição de apenas um passe de solda (SILVA e AGUIAR, 2011), porém esse fato não foi considerado para efeito de análise de passe único neste trabalho.

O comportamento da geometria dos passes depositados, durante a construção do revestimento, sofreu diferentes influências térmicas, causada pela sobreposição dos passes subsequentes e proporcionando um aumento da massa depositada. A técnica de tecimento não proporcionou uma alteração significativa na geometria do passe, logo para os processos, com e sem tecimento, não ocorreram grandes diferenças geométricas quando comparado os processo convencional e com adição de arame frio, conforme pode ser observado na figura 23, em que também é possível identificar o aspecto macroestrutural da secção transversal das amostras MIG C1, MIG AF1 e MIG AFT1.

Figura 23 – Geometria do revestimento. Secção transversal das amostras (a) MIG C1, (b) MIG AF1 e (c) MIG AFT1.



Fonte: Elaboração própria.

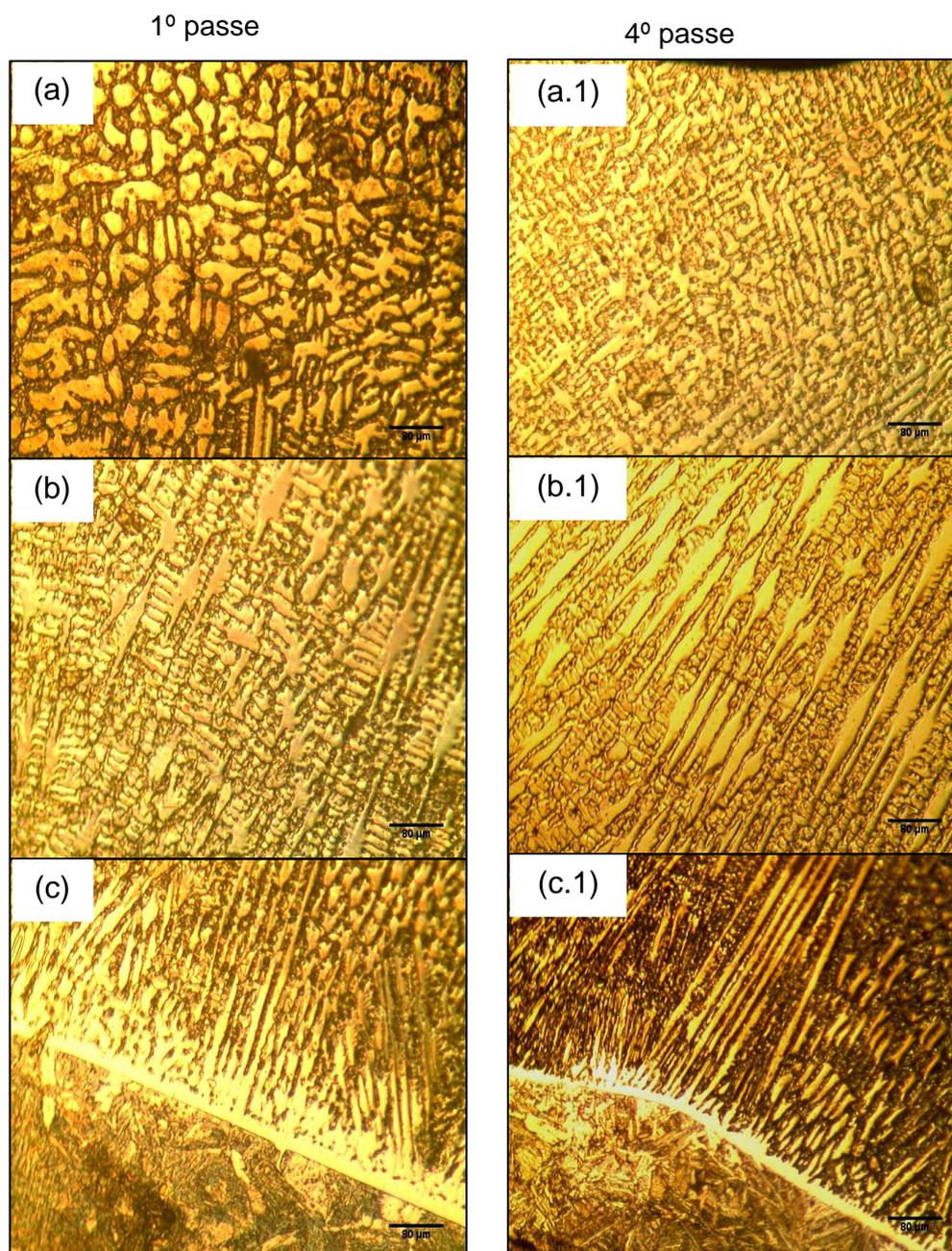
5.3 MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

Neste item, estão apresentados os resultados da microestrutura provenientes da solidificação na soldagem dos revestimentos interno dos dutos, como a evolução microestrutural da secção transversal do revestimento, desde a superfície, passando pelo centro até a interface revestimento/substrato, conforme as zonas de análises ilustradas na figura 18.

Inicialmente foram varridas por uma análise preliminar as microestruturas do primeiro ao quarto e último passe de solda do revestimento, nas diversas condições de soldagens aqui estabelecidas. Desta análise preliminar constatou-se o desenvolvimento de uma microestrutura padrão e recorrente nas regiões equivalentes de cada passe depositado, independente da técnica ou da energia de soldagem estabelecidas.

Portanto, não ocorreram variações microestruturais significativas na morfologia das diversas regiões equivalentes. O padrão microestrutural estabelecido para as diversas regiões analisadas está ilustrado pela figura 24.

Figura 24 – Microestruturas de solidificação do primeiro e do quarto passe para energia de $E1=1,1$ kJ/mm: (a) e (a.1) Zona equiaxial-dendrítico; (b) e (b.1) Zona colunar dendrítico e (c) e (c.1) Zona planar/ celular.



Fonte: Elaboração própria

Na figura 24, são observadas as microestruturas padrões do primeiro e do quarto passe de solda da amostra MIG C, com destaque: (a) e (a.1) estrutura equiaxial-dendrítica, caracteristicamente desenvolvida nas regiões mais próximas à

superfície ou face da solda; (b) e (b.1) estrutura colunar-dendrítica, caracteristicamente desenvolvida na região mais central do passe de solda e (c) e (c.1) estrutura planar/celular, caracteristicamente desenvolvida no metal de solda imediatamente acima da zona parcialmente misturada (ZPM).

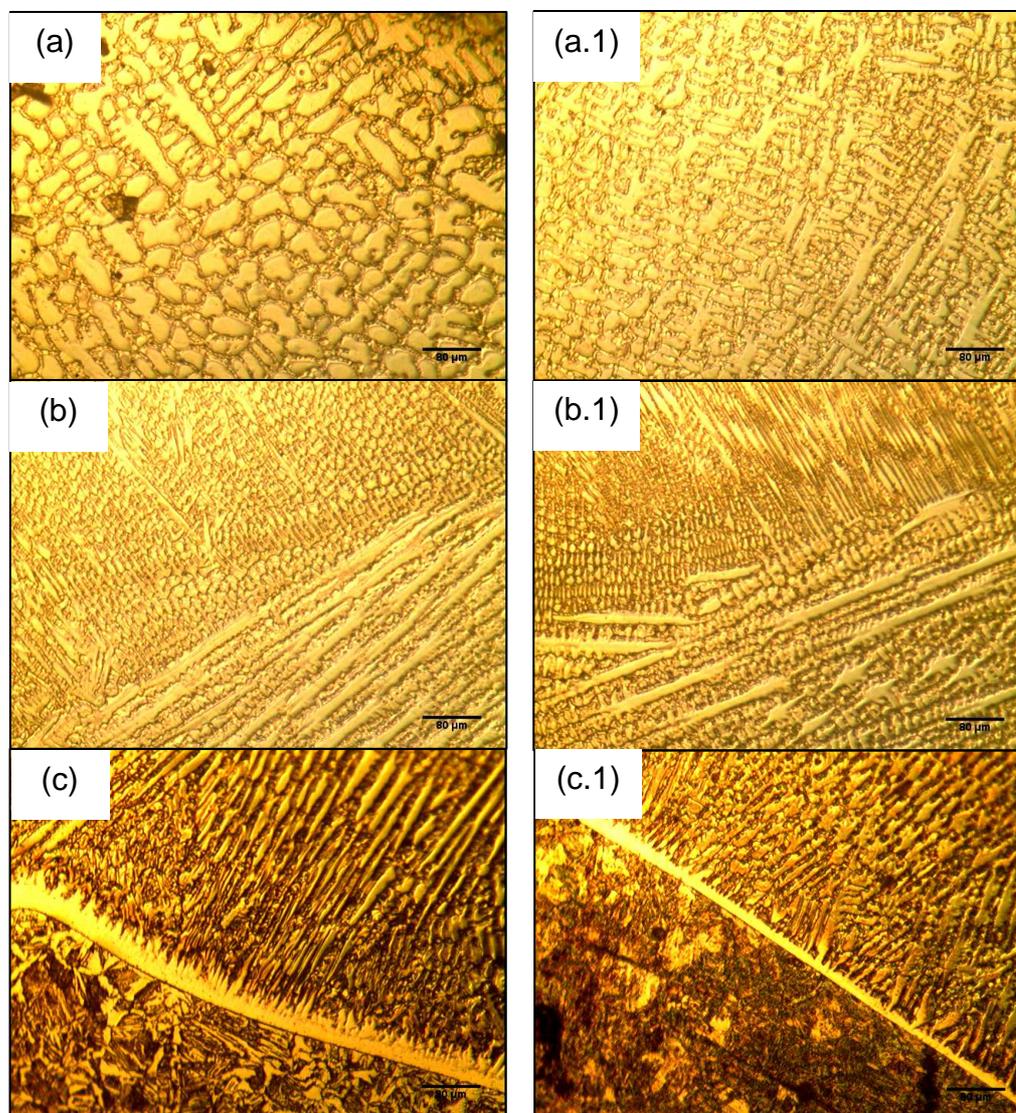
A região localizada bem próxima a superficial do cordão apresenta uma microestrutura mais refinada do tipo equiaxial-dendrítico, se comparada a da região do meio do cordão, a qual apresenta uma microestrutura colunar-dendrítico e a região próxima à interface substrato/ revestimento encontram-se as regiões, celular e a planar, imediatamente a zona de fusão formada entre o substrato e o metal de solda.

A formação de diferentes regiões microestruturais em mesmo passe de solda pode ser atribuída a macrosegregação que ocorre em solda de materiais dissimilares, definida pela segregação de soluto frente à interface sólido-líquido durante o processo de solidificação. A microsegregação ocorre em menor escala, entre as células e os braços dendríticos. Estes processos dependem de fatores como o gradiente térmico, a velocidade de solidificação e a concentração de soluto (KOU, 2003).

A solidificação planar é um tema bastante estudado na soldagem quando se trata de materiais dissimilares, pelo fato de apresentar uma peculiaridade na composição química que são características tanto do metal depositado quanto do substrato, resultante de uma mistura insuficiente entre os dois metais durante o estado líquido. Essa região, por apresentar tais características em sua composição, é denominada por diversos autores como Zona Parcialmente Misturada, com microestrutura e propriedades bastante diferentes do restante do metal de solda.

A figura 25 apresenta outra característica importante a ser observada na microestrutura de solidificação de um revestimento que é a região de sobreposição dos passes. A partir da deposição do primeiro passe o metal de solda solidificado passa a atuar agora também como metal de base ante à deposição do passe posterior e, desta forma ocasionar mudanças na orientação de crescimento das dendritas, figuras 25 (b) e (b.1). Nesta região de sobreposição podem surgir zonas recristalizadas mais refinadas com propriedade mecânica diferenciada ao longo da secção transversal do revestimento.

Figura 25 - Microestruturas de solidificação da zona de sobre posição de passes. $V_s= 8,3$ mm/s e $E_2=0,9$ kJ/mm

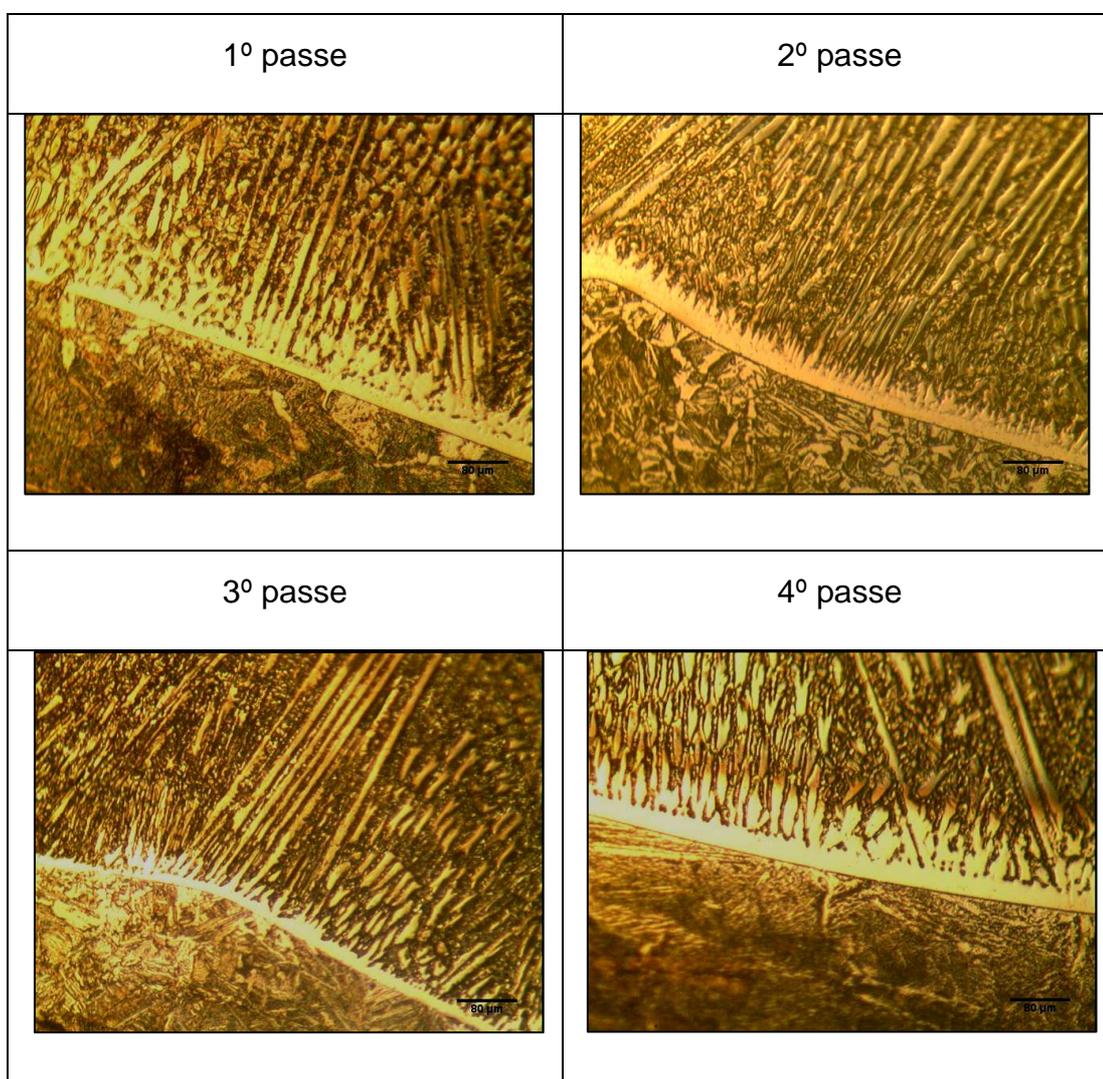


Fonte: Elaboração própria.

5.3.1 A Interface Revestimento/ Substrato.

A figura 26 mostra a microestrutura na interface revestimento/substrato como uma região de transição que delimita o metal de base e o metal de solda para a amostra MIG C1. Denominada de zona parcialmente misturada – ZPM, esta se apresenta como característica nos quatro passes que constituem o revestimento dos processos MIG C e MIG AF.

Figura 26 – Microestrutura e perfil da ZPM da amostra MIG C1 para os quatro passes de solda.



Fonte: Elaboração própria

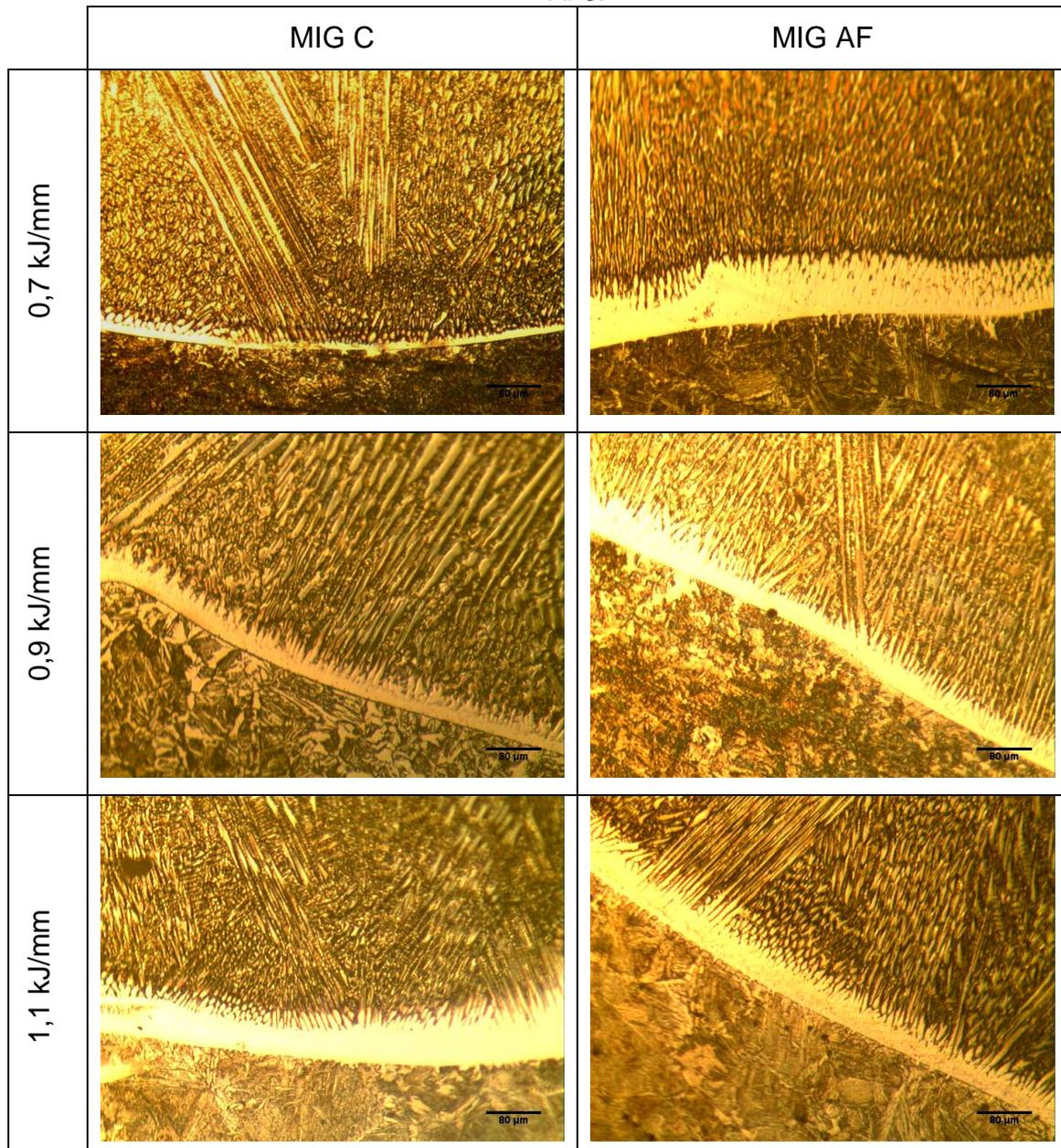
As micrografias apresentadas na figura 27 evidenciam o perfil da ZPM ao longo da secção transversal das amostras MIG C e MIG-AF, nos três níveis de energia de soldagem empregados.

A tabela 9 apresenta os resultados médios de três fatias da secção transversal das amostras para a espessura da ZPM. As medições foram feitas com o auxílio do *Image J* para cada nível de energia para as diferentes condições de soldagem estabelecidas neste trabalho.

A análise dos dados indica que a espessura da ZPM tendeu a aumentar com a redução da energia de soldagem, independente do processo ou técnica de soldagem. Além disso, a espessura da ZPM foi maior nas amostras MIG AF.

Silva (2010, p. 152) cita que o aumento da energia de soldagem tende a aumentar o volume da poça de fusão, o que dificulta o movimento convectivo e reduz a agitação no metal líquido, se consideradas constantes as forças motrizes de movimentação do líquido. Isto pode explicar o efeito de aumento da energia sobre o comportamento da espessura da ZPM.

Figura 27 – Microestrutura da ZPM na região de entrepasse, região de transição entre metal de base e metal de solda. Amostra MIG C1 e MIG AF1, MIG C2 e MIG AF2 e MIG C3 e MIG AF3.



Fonte: Elaboração própria.

Tabela 9 – Valores médios da espessura da ZPM relacionados à energia de soldagem.

Amostra	Es	Espessura
	(kJ/mm)	(μm)
MIG C1	1,1	58,6
MIG C2	0,9	63,6
MIG C3	0,7	109,4
MIG AF1	1,1	78,7
MIG AF2	0,9	92,4
MIG AF3	0,7	110,5

Fonte: Elaboração própria.

Silva (2010a, p. 142), em sua tese faz referência ao termo “zona parcialmente misturada” (ZPM) para denominar a camada observada ao longo do contorno de fusão cuja composição química varia gradualmente deste a composição química do metal de base até alcançar a composição global do metal de solda.

O perfil de composição química dessa região, ZPM, foi obtido com a utilização de métodos de análises como a espectrometria de energia dispersiva de raios-X – EDS – e microscopia eletrônica de varredura – MEV.

Devido à pequena variação observada na espessura da ZPM ao longo do revestimento, optou-se por analisar nesta etapa somente o cordão central depositado, pois nessa região podem ocorrer variações significativas da composição química ocasionada pelo ciclo térmico sofrido pela ZPM devido à sobreposição de passes.

5.4 RESULTADOS DO ENSAIO DE MICRODUREZA

A análise de microdureza seguiu o critério de acordo com a norma ASTM E384. Foram calculadas as médias dos valores em cada ponto, indicando um aumento na dureza partindo do metal de solda para o substrato. Na região de transição do cordão de solda e o substrato (região próxima à linha de fusão), há um aumento significativo nos valores de microdureza, principalmente no quarto cordão do revestimento. Pode-se, também inferir que possíveis tensões residuais e deformações inerentes à operação de soldagem tenham contribuído na elevação dos valores dureza observada na região adjacente ao metal de solda.

A dureza de um revestimento é consequência de sua microestrutura e de sua composição química, sendo ambas dependentes dos parâmetros de processamento, uma vez que estas afetam a taxa de solidificação e o nível de diluição.

A alta dureza e a natureza frágil da fase associada a sua tendência em precipitar na forma de longas placas ou com morfologia agulhada sob planos de hábitos bem definidos, propiciam uma condição extremamente favorável à iniciação e propagação de trincas (DURRAND-CHARRE, 1997).

O ensaio de microdureza foi realizado com carga de 0,981 N durante 15 s por endentação. Foram realizadas 10 endentações com espaçamento regular de aproximadamente 0,86 mm, abrangendo toda a extensão da ZPM no cordão central do revestimento.

Na zona de transição do 1º ao 4º passe, representado pelas regiões denominadas: topo, meio, ZPM e ZTA, respectivamente, apresentadas nas tabelas 10, 11 e 12 observa-se claramente a evolução da dureza para uma amostra MIG C, MIG AF e MIG AFT para o mesmo nível de energia, 0,7 kJ/mm.

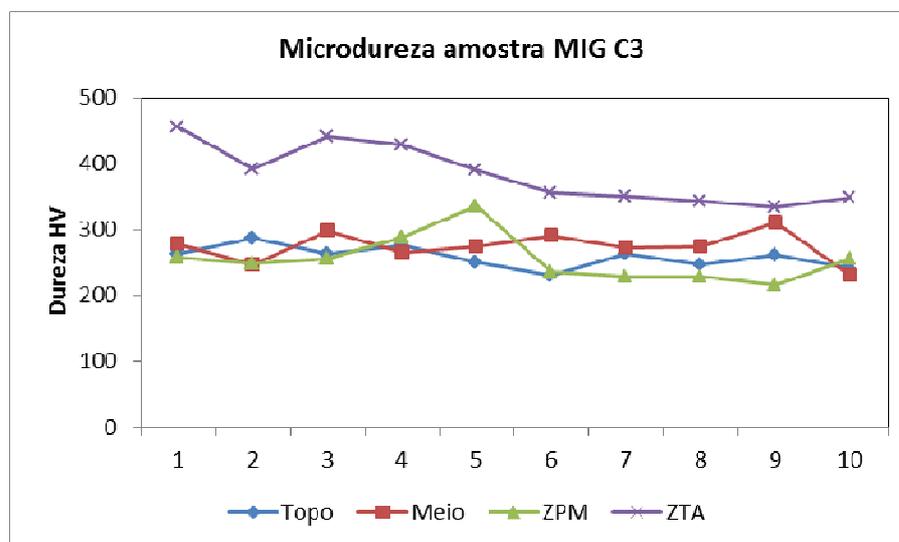
As figuras 28, 29 e 30 mostram, respectivamente, a representação gráfica do comportamento dos valores de microdureza para as regiões apresentadas nas tabelas 10, 11 e 12. A microdureza tendeu para maiores valores na região de ZTA mantendo-se dentro de uma faixa de valores entre 400 a 500 HV.

Tabela 10 – Valores de microdureza em HV da amostra MIG C3 para o nível de energia de 0,7 kJ/mm.

Nº	Amostra MIG C3			
	Topo	Meio	ZPM	ZTA
1	264	279	258	457
2	287	248	250	393
3	264	299	256	441
4	277	266	289	429
5	251	274	336	390
6	231	290	237	357
7	263	273	229	351
8	247	274	229	343
9	262	311	217	335
10	242	231	256	349
Média	258,8	273,2	255,7	384,5
S	16,5	21,6	34,8	44,5

Fonte: Elaboração própria.

Figura 28 – Representação gráfica dos valores de microdureza da amostra MIG C3.



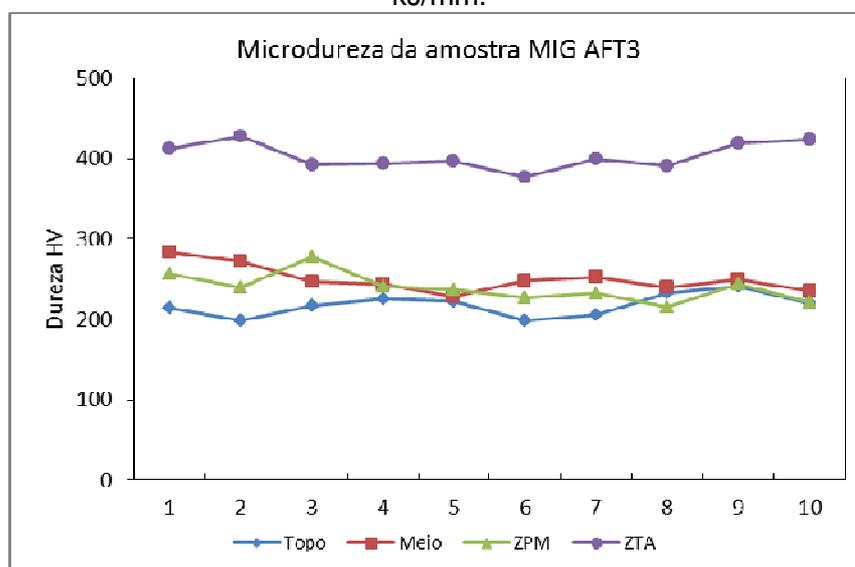
Fonte: Elaboração própria.

Tabela 11 – Valores de microdureza da amostra MIG AF3 para o nível de energia de 0,7 kJ/mm.

N°	Amostra MIG AF3			
	Topo	Meio	ZPM	ZTA
1	214	284	256	412
2	198	272	240	428
3	217	246	278	392
4	225	244	241	394
5	222	228	237	397
6	198	248	227	377
7	205	253	233	399
8	233	240	215	391
9	241	249	244	419
10	220	235	221	423
Média	217,3	249,9	239,2	403,2
S	14,2	16,7	18,0	16,5

Fonte: Elaboração própria.

Figura 29 – Perfil de dureza a amostra MIG-AF3 do 1º passe e nível de energia de 0,7 kJ/mm.



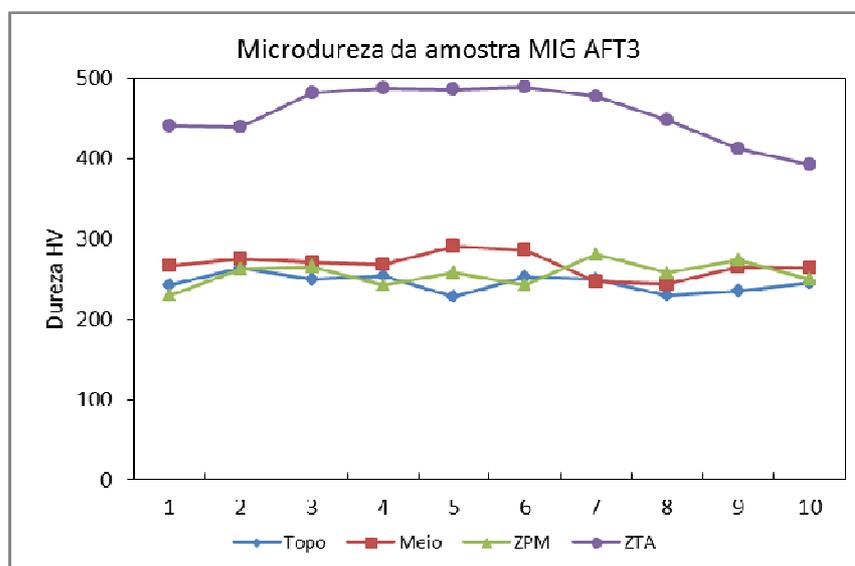
Fonte: Elaboração própria.

Tabela 12 – Valores de microdureza da amostra MIG AFT3 para o nível de energia de 0,7 kJ/mm.

N°	Amostra MIG AFT3			
	Topo	Meio	ZPM	ZTA
1	242	266	229	440
2	264	275	262	439
3	250	270	265	482
4	254	268	243	488
5	228	290	258	486
6	253	286	243	489
7	249	247	281	477
8	230	244	258	448
9	236	265	274	412
10	245	264	249	393
Média	245,1	264,1	256,2	455,4
S	11,3	17,8	15,6	34,4

Fonte: Elaboração própria.

Figura 30 – Perfil de dureza da amostra MIG-AF com tecimento do 4º passe; VS=6,7 mm/s; VE=183,3mm/s; Es = 0,7 kJ/mm.



Fonte: Elaboração própria.

De forma geral, pode-se concluir que sob as condições estabelecidas, a energia de soldagem e a adição de arame frio à poça de fusão influenciaram de forma positiva na diminuição da espessura da ZPM, na diminuição da quantidade de ferro ao longo desta zona e, portanto, nos valores de sua microdureza.

5.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.5.1 Microscopia Eletrônica de Varredura

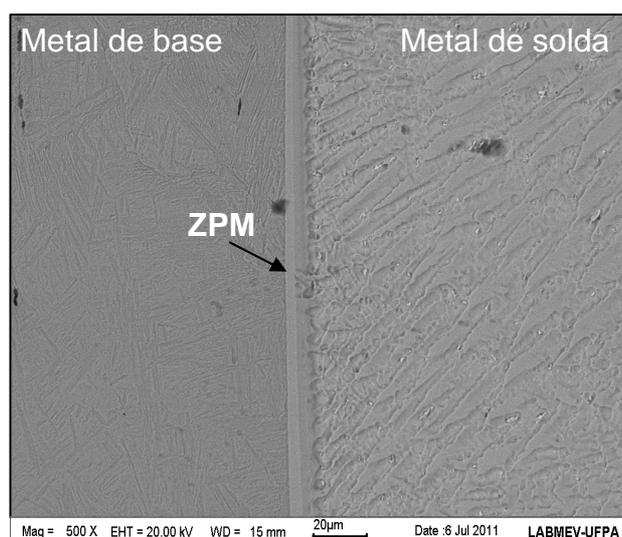
O resultado da análise, a seguir, refere-se ao levantamento da composição química do metal de solda. A ênfase foi atribuída ao teor de Ferro obtido das microestruturas nas regiões dendrítica, interdendrítica e precipitados.

A análise da composição química do metal de solda também contemplou o estudo de outros elementos, não menos importantes, pesquisados em pontos ou regiões diferentes das anteriormente citadas. Dentre estes elementos, se destaca o Níquel cuja presença é um indício de influência na microdureza da ZTA e da ZPM.

Elementos que formam precipitados foram analisados pela espectrometria de energia dispersiva de raios-X, EDS. Neste caso, os resultados indicaram uma forte presença de Molibdênio e de Cromo nos precipitados.

A figura 31, apresenta a ZPM observada à luz da microscopia eletrônica de varredura. Nesta figura, destaca-se a ZPM focada como zona limite entre o metal de base e o metal de solda.

Figura 31 – Microestrutura apresentando a ZPM, o metal de base e o metal de solda observada a partir do MEV, 500x.

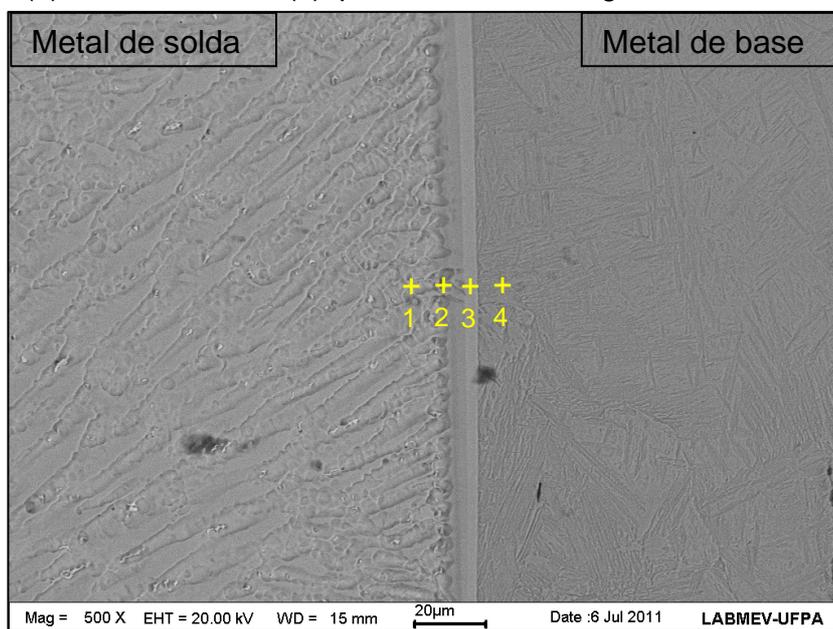


Fonte: Elaboração própria.

Os resultados para a ZPM e adjacências demonstraram que existe um gradiente químico formado nessa região causado pelo ciclo térmico dos passes de revestimento depositados tanto pelo processo MIG, quanto pelo seu derivativo MIG AF, muito embora essas diferenças não sejam significativas como critério de qualificação do processo.

Ao se realizar medidas de composição química para a amostra AF1, figura 32, verificou-se a ocorrência de elementos que compõem o metal de solda, tais como Níquel e Tungstênio presentes no substrato exatamente na ZTA, acredita-se que houve uma migração desses elementos para o metal de base, muito embora não esteja descartada a possibilidade de formação de matensita principalmente para a condição de arame frio. A consequência disto foi o aumento da dureza para essa região. A tabela 13 apresenta os teores dos elementos encontrados nos pontos de 1 a 4, a saber, metal de solda, ZPM1, ZPM2 e ZTA (metal de base).

Figura 32 – Pontos analisados da amostra MIG AF1 nas regiões metal de solda (1); ZPM_E (2); ZPM_S (3) e metal de base (4), para o nível de energia de 1,1 kJ/mm.



Fonte: Elaboração própria

Tabela 13 – Teor dos elementos dos pontos de 1 a 4 para a amostra MIG AF1 para um nível de energia de 1,1 kJ/mm.

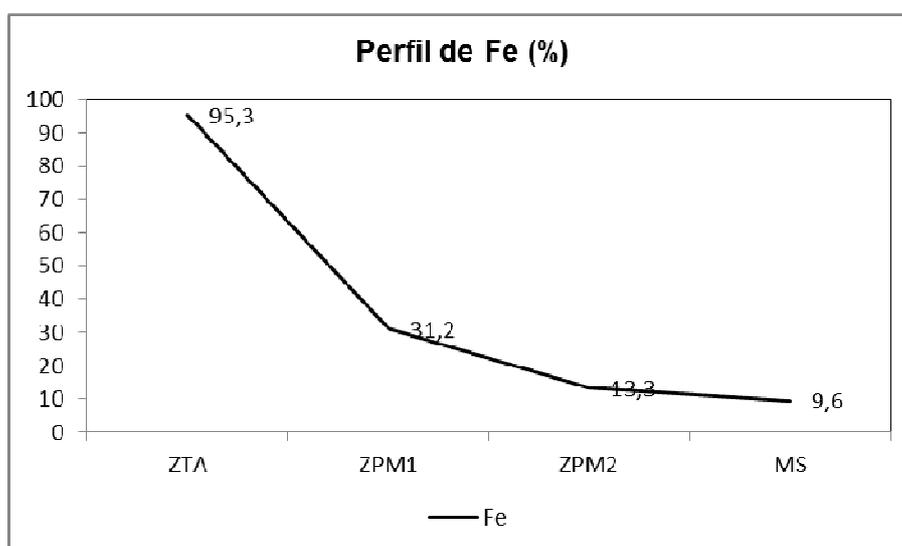
Elemento	Concentração (wt)%			
	MS (1)	ZPM1(2)	ZPM2(3)	MB(4)
Cr	13,8	12,0	9,9	0,6
Mn	0,5	0,4	0,3	1,2
Fe	9,6	13,3	31,2	95,3
Ni	49,2	48,5	42,5	0,3
Mo	18,5	14,4	10,3	0,3
W	5,8	4,8	3,7	1,5

Fonte: EDS

A concentração de elementos tende a mudar de forma significativa ao se aproximar do metal de solda, esse fato pode ser verificado ao se realizar medições de composição sobre a ZPM, figura 32. Na tabela 13, nota-se que não há uma predominância de elementos que caracterizem os metais tanto de base, quanto de solda.

A figura 33 apresenta o perfil do comportamento do elemento Fe para o ponto ao longo das 4 regiões. Observa-se como os teores desse elemento se comporta entre os dois extremos, ZTA e Metal de solda para o qual esse teor tende a reduzir bastante ao sair da região de ZPM.

Figura 33 - Perfil do comportamento do elemento Fe na região compreendida entre o metal de solda e a ZTA (metal de base)

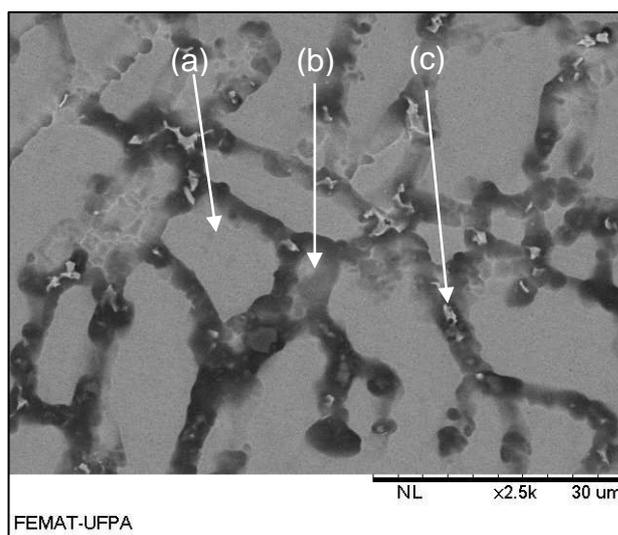


Fonte: Elaboração própria

5.5.2 Caracterização dos precipitados

As medições realizadas nas regiões dendrítica, interdendrítica e de precipitados estão representadas na figura 34. Um dos principais elementos observados durante a análise para essas regiões foi o Ferro, pois esse elemento é quem indica a susceptibilidade que a camada de revestimento depositado tem para a oxidação, por essa razão é de interesse o controle de teores de Fe em determinados ponto do revestimento, como por exemplo: o controle de Fe no metal de solda, pois esse apresentará melhor desempenho se baixos teores de Ferro ocorrerem no revestimento, dado o alto potencial do Fe para reagir com o Oxigênio presente no ambiente.

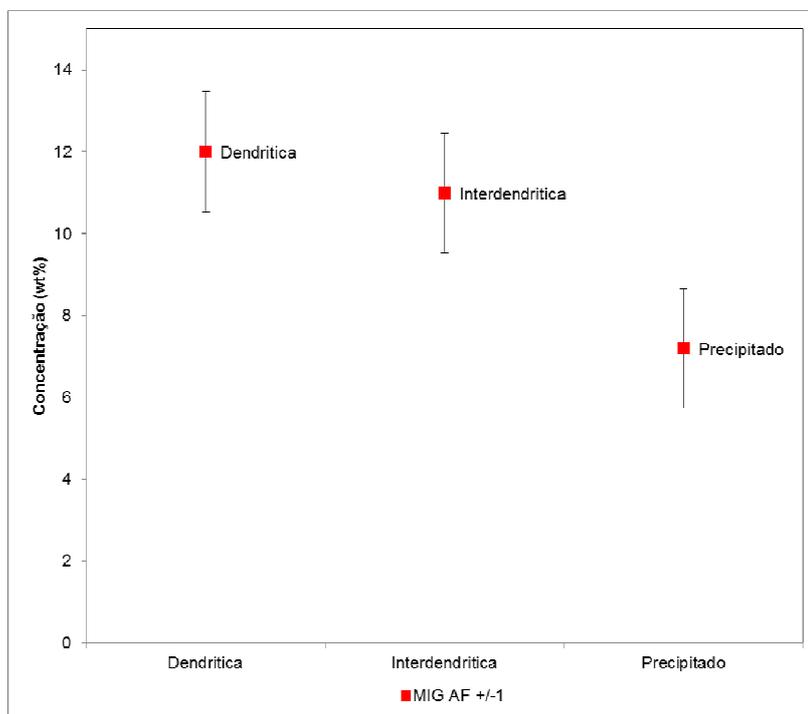
Figura 34 – Microestrutura indicando a existência das três regiões de análise: (a) Dendrítica, (b) Interdendrítica e (c) Precipitado.



Fonte: Elaboração própria

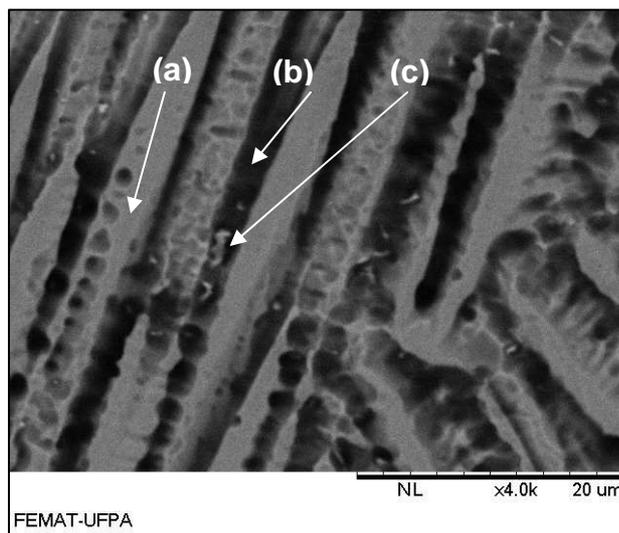
A figura 35 apresenta os resultados das medidas de composição química para três pontos analisados, como indicado na figura 36, de uma amostra com adição de arame frio (MIG AF). Observa-se que há maior concentração do elemento Fe em região dendrítica. A explicação para tal fato ocorrer está no coeficiente de distribuição de soluto do Fe que é < 1 para ambos os processos. Na tabela 14, estão listados os valores de concentração para as regiões dendrítica, interdendrítica e de precipitados, apresentadas na figura 36.

Figura 35 – Perfil da concentração em peso (wt%) de Fe nas regiões dendrítica, interdendrítica e precipitado, para o meio do cordão de solda.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 36 – Micrografia da amostra do duto obtida com adição de arame frio e $E_S=0,7$ kJ/mm. Aumento de 4000X: (a) Dendrítica, (b) Interdendrítica e (c) Precipitados.



Fonte: Elaboração própria.

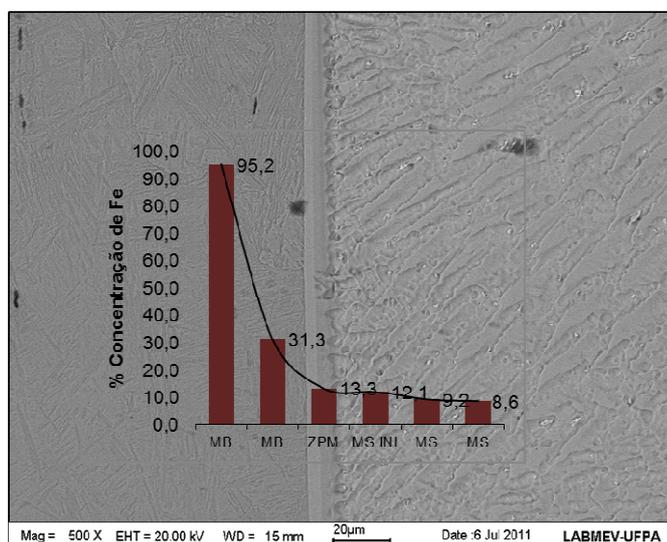
Tabela 14 – Composição química do duto para uma amostra com adição de arame frio (AF) e energia de soldagem $E_s=0,7$ kJ/mm.

Elemento	Concentração (wt%)		
	Precipitado	Interdendrítica	Dendrítica
	(a)	(b)	(c)
Fe	6,4	7,5	8,3
Cr	16,0	16,1	16,3
Ni	38,4	60,0	59,9
Mo	34,2	15,5	11,0
W	4,9	4,8	4,3

Fonte: Elaboração própria.

A figura 37 apresenta o perfil de composição química para uma amostra com adição de arame frio.

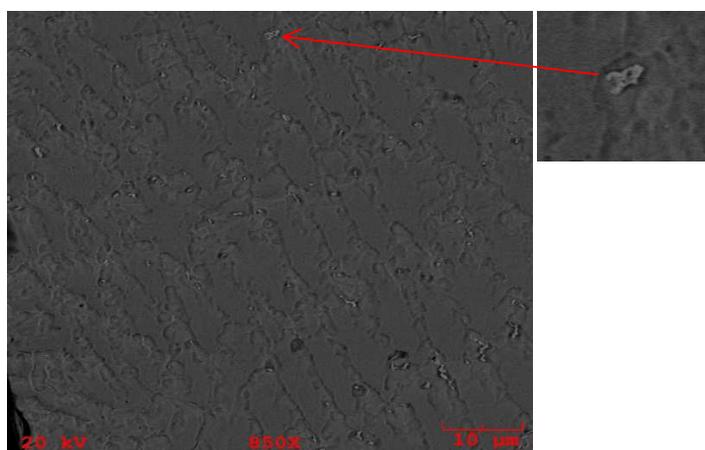
Figura 37 – Perfil do teor de Ferro ao longo da transição do metal de base para o metal de solda para uma amostra com adição de arame frio.



Fonte: Elaboração própria.

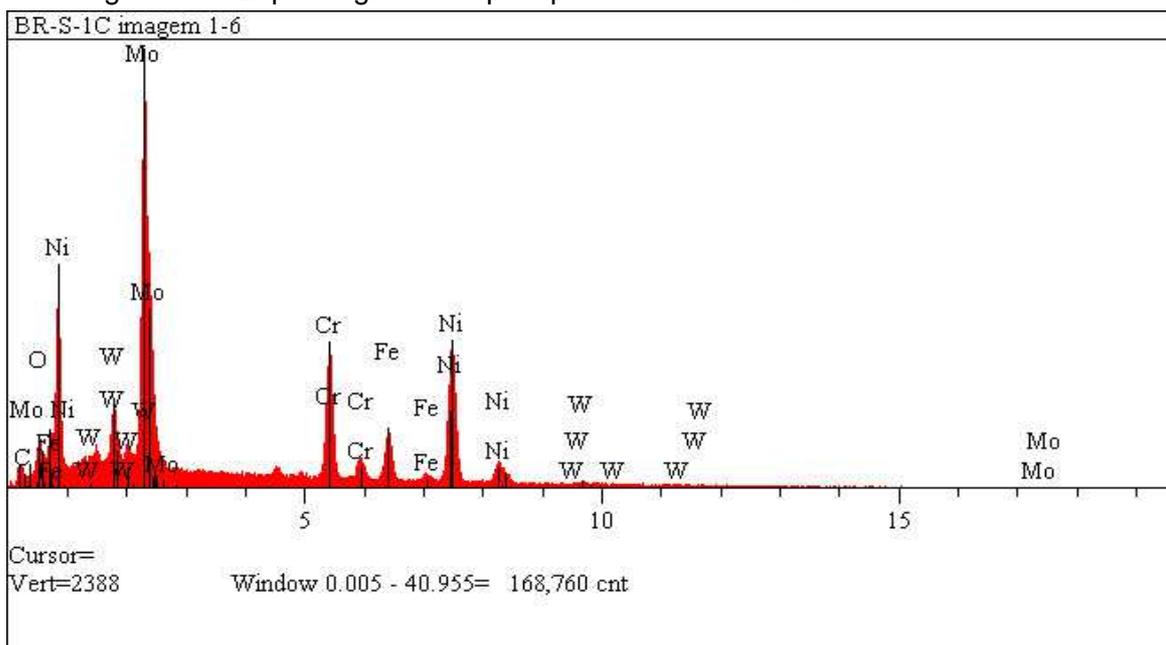
Os resultados da composição de precipitados ricos em Molibdênio evidenciam a hipótese desses serem carbeto precipitados no contorno de grão do metal de solda. A figura 38 apresenta, no detalhe, um precipitado na matriz austenítica na amostra MIG C1. Enquanto que a figura 39 apresenta o espectrograma da mesma amostra obtido através do EDS para a referida partícula, onde se pode perceber a presença de alguns elementos que compõem o metal de solda. Esses elementos estão listados na tabela 15.

Figura 38 – Micrografia do 1º passe de revestimento no EDS mostrando da amostra MIG C1, no detalhe, um precipitado rico em Molibdênio nessa região.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 39 – Espectrograma do precipitado rico em Molibdênio da amostra MIG C.



Fonte: EDS, UFPA/ 2011

Tabela 15 – Composição química do precipitado na amostra MIG C1.

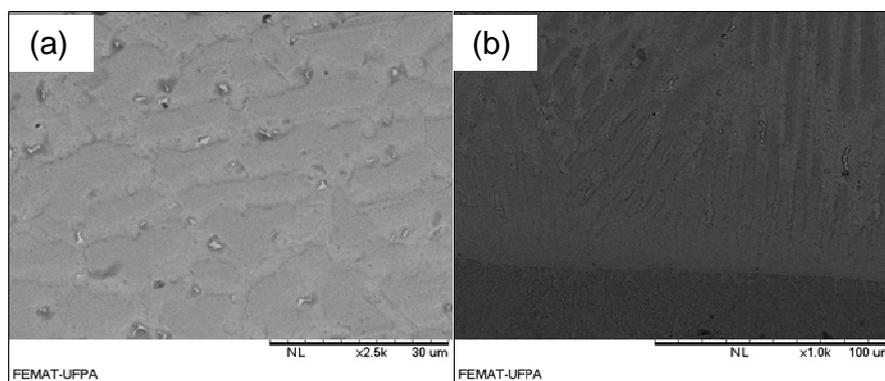
MIG C1	
1º passe	
Elemento	Concentração (%)
C	0,32
O	3,85
Cr	12,28
Fe	6,13
Ni	25,30
Mo	45,89
W	6,23
Total	100

Fonte: Elaboração própria.

Para estas amostras analisadas ao MEV, se verificou que não há uma grande incidência de precipitados, esses correspondem aos pontos mais claros das imagens. Este fato pôde ser evidenciado ao EDS, onde verificou-se a composição química desse precipitado. Observando-se que esses são ricos em Molibdênio, como mostram a tabela e o espectrograma acima.

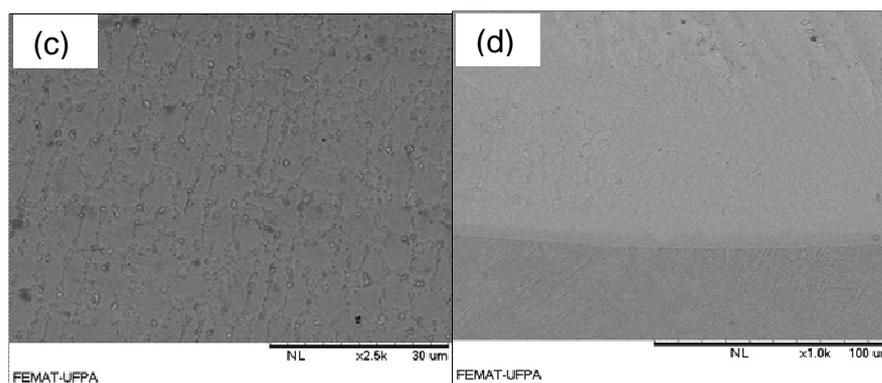
É notória a presença dos precipitados nas regiões interdendríticas e intergranulares, como pode ser observado nas figuras 40, 41 e 42. Este fato pôde ser comprovado com a ajuda do microscópio eletrônico de varredura. A microestrutura da amostra MIG C1, velocidade de soldagem 6,7 mm/s, velocidade alimentação do eletrodo 183 mm/s e energia de soldagem 1,1 kJ/mm.

Figura 40 - Micrografia da amostra MIG C1 do 1º passe de revestimento interno – topo do metal de solda (a), MEV 2900x; zona de ligação entre metal de base e metal de solda (b), MEV 1000x



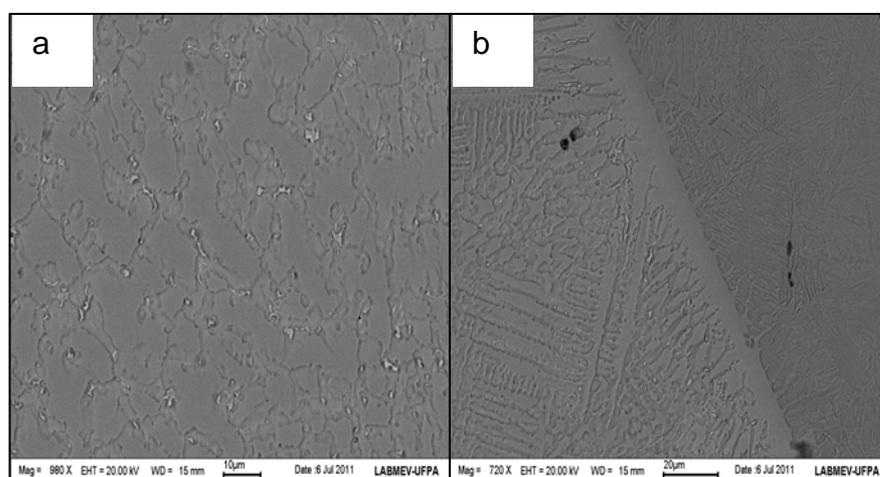
Fonte: Elaboração própria.

Figura 41 - Micrografia da amostra MIG C1 4º passe de revestimento interno – topo do metal de solda (c), MEV 2500x; zona de ligação entre metal de base e metal de solda (d), MEV 1000x.



Fonte: Elaboração própria.

Figura 42 - Micrografia da amostra MIG AF2 – MIG com adição de arame frio, velocidade de soldagem 10 mm/s, velocidade alimentação do eletrodo 183 mm/s e velocidade de arame frio a 45 mm/s.



Fonte: Elaboração própria.

Comparando-se os resultados obtidos da análise química dos dutos com e sem adição de arame frio, pode-se concluir que menores níveis de energia de soldagem tendem a diminuir os teores de Ferro nas regiões dendríticas, interdendríticas e nos precipitados formados.

Pode-se observar também, na análise da composição química dos dutos, que o arame frio adicionado à poça de fusão em menor nível de energia (0,7 kJ/mm) diminui os teores de Ferro nas três regiões estudadas, enquanto que o aumento dessa energia de soldagem (1,1 kJ/mm) aumenta os teores desse elemento.

Das imagens obtidas por microscopia óptica pode-se observar que o aumento da energia de soldagem tende a diminuir a formação das zonas parcialmente misturadas. Alguns autores afirmam que esta diminuição da ZPM pode ser associada ao fato do aumento da energia proporcionar um aumento do volume de metal líquido na poça de fusão e uma maior permanência do metal no estado líquido, o qual possibilita uma maior difusão entre os metais líquidos do volume do metal de solda e do metal de base fundido na interface.

Portanto, o aumento do volume da poça de fusão tende a diminuir a formação desta ZPM, devido à perturbação da interface sólido/líquido acelerar a transição da frente de solidificação planar para celular. Esta teoria confirma a diminuição da espessura e da formação da ZPM ao longo da zona de ligação para o processo de soldagem com adição de arame frio, MIG-AF.

Para as amostras do duto, pode-se observar que o aumento do nível de energia de soldagem contribuiu para a diminuição de Fe na ZPM. Os ensaios de microdureza confirmaram estas variações da composição química para cada condição analisada.

Um dos problemas encontrados na soldagem dissimilar entre ligas de Ni e aços C-Mn e baixa liga é a formação de uma região com alta dureza, localizada preferencialmente na interface revestimento/substrato, cuja microestrutura é geralmente martensítica, mas a presença das fases σ e X também têm sido reportadas (KEJELIN *et al.*, 2007).

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Nas micrografias obtidas por microscopia óptica pode-se observar que o aumento da energia de soldagem tendeu a reduzir a espessura da zona parcialmente misturada. Alguns autores afirmam que esta diminuição da espessura da ZPM pode estar associada ao fato do aumento da energia proporcionar um acréscimo no volume de metal líquido na poça de fusão, assim como, uma maior permanência do metal no estado líquido, possibilitando maior difusão entre os metais na interface sólido/líquido.

O fato da espessura da ZPM ser maior para o processo MIG AF pode ser atribuído à adição do arame frio introduzido diretamente na poça de fusão o que aumenta a taxa de resfriamento, reduz a taxa de difusão, a fluidez e a convecção na massa do metal líquido, haja vista que o arame frio consome parte do calor gerado pelo arco para fundir-se.

Nas micrografias obtidas pelo MEV e nas análises químicas realizadas com o auxílio do EDS, pode-se concluir que os dutos obtidos pelo processo de soldagem MIG AF apresentaram menores valores de ferro na ZPM quando comparadas ao processo convencional.

Com base na análise das amostras MIG C2 e MIG AF2, sem adição e com adição de arame frio, respectivamente, indicam que não houve acentuada diferença de quantidade de precipitados nas regiões analisadas pelo EDS, para os três diferentes níveis de energia de soldagem (Es 1,1; 0,9 e 0,7 kJ/mm)

Para as amostras do duto, com adição de arame frio, pode-se observar que o aumento do nível de energia de soldagem contribuiu para a diminuição de Ferro na ZPM. Os ensaios de microdureza confirmaram estas variações da composição química para cada condição analisada.

De forma geral pode-se concluir que sob as condições estabelecidas, a energia de soldagem e a adição de arame frio à poça de fusão, influenciaram de forma positiva na diminuição da espessura da ZPM, na diminuição da quantidade de Ferro ao longo desta zona e, portanto, nos valores de sua microdureza.

O modo de soldagem com adição de arame frio (AF) propiciou um aumento da microdureza na ZTA causado pelos elementos de liga presentes do metal de adição que migraram para essa região como observado com o Níquel e o Tungstênio.

7 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho não esgota a possibilidade de outras análises que podem ser realizadas com o intuito de complementar este estudo, com base nisso são feitas algumas sugestões de trabalhos futuros.

- Utilizar outras classes de ligas a base de Níquel;
- Medir o espaçamento dendrítico primário;
- Identificar as transformações de fase através do Microscópio eletrônico de transmissão;
- Aplicar um modelo estatístico para determinar o melhor parâmetro de soldagem para revestimento de dutos C-Mn.
- Empregar outros níveis de energias de soldagem

REFERÊNCIAS

ABDALLA, F. E. S. **Aplicação das variantes MAG pulsado térmico com arame pulsado térmico com arame maciço em soldas de revestimento do tipo “LINING”**. 2005. Dissertação (Mestrado)- Florianópolis, 2005.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de Níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

ALMEIDA, V. A B. **Obtenção in-situ de intermetálicos Ni/Al**. 2003. Dissertação (Mestrado)- Curitiba: Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Paraná, 2003.

ANDRADE, E. de S. S. **Acionamento e controle eletrônico na soldagem GMAW de revestimento interno de dutos com adição de arame frio**. 2010. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2010.

Agência Nacional de Petróleo-APN. Disponível em : <<http://www.anp.gov.br>. Acesso em : 06 out. 2011.

AMERICAN Society Material. Nickel and nickel alloys. **Properties and selection of nonferrous alloys and special-purpose materials**. Ed. ASM International. Metals Park, Ohio, v. 1, 10 ed. p. 950-994, 1990.

BACELAR, A. R. C.; FERRAZ, A. C. **Estudo da Viabilidade Operacional do Processo de Soldagem MAG com Alimentação Adicional de um Arame Frio**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Curso de Engenharia Mecânica, UFPA, Belém, 2005.

BARROZO, T. S. **Estudo da soldagem fcaw com arame frio**. Trabalho de Conclusão de Curso – Curso de Engenharia Mecânica. UFPA, Belém, 2006.

CARRETEIRO, R.; TERERAN, A. **A utilização de ligas Inconel 625 Plus no segmento de petróleo e gás**. TN Petróleo, v., 68. 2009.

CIESLAK, M.J. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. **Welding Journal** v. 70, p. 49-56. 1991.

CIESLAK, M.J. ; HEADLEY, T.J.; ROMIG Jr., A.D. **The welding metallurgy of Hastelloy alloys C-4, C-22 and C-276** : Metallurgical Transactions A (17 A), p.2035-2047, 1986.

DOODY, T. Intermediate mixed zone in dissimilar metal welds for sour service. **Welding Journal**. v. 71, n. 3, p. 55-60, mar. 1992.

DUPONT, J. N.; BANOVIC, S.W.; MARDER, A.R. Microstructural evolution and weldability of dissimilar welds between a super austenitic stainless steel and nickel-based alloys. **Welding Research** n. 82, p. 125-156. 2003.

DUPONT, J. N.; KUSKO, C. S. Technical note: Martensite formation in austenitic/ferritic dissimilar alloy welds. **Welding Journal**. v. 86, n. 2, p. 51-54, feb. 2007.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel- base alloys**. Wiley: New jersey, 2009.

DURRAND-CHARRE, M. The Microstructure of Superalloys. **Gordon and Breach Science Publishers**, Amsterdam: The Netherlands, 1997.

GARCIA, Amauri. Solidificação : fundamentos e aplicações - Campinas, SP Editora da Unicamp, 2007.

GARCIA, D. N. **Soldagem MIG com arame frio aplicada ao revestimento de chapas e dutos com super liga de níquel tipo hastelloy C276**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

GRAF, K. **Estabilidade a alta temperatura de revestimentos de Hastelloy C depositados por PTA**. 2004. 100f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004

Informações britadas fundidas e laminadas- INFOMET. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/>>. Acesso em: 17 fev. 2012.

International Standard Organization. **ISO 10423**. 3. ed. Petroleum and natural gas industries – Drilling and production equipment – Well head and Christmas tree equipment, 2003.

KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, J. A., POPE, A. M. Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. **Soldagem & Inspeção**. v. 12, p.195-203, 2007.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2.th. New York : Wiley, 2003.

KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds. **Welding Journal**, v. 86, p. 303-312. 2007.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Influências Metalúrgicas no Metal Fundido**. 2001. Disponível em: <[http // :www.demet.ufmg.br](http://www.demet.ufmg.br/)>. Acesso em: out. 2011.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e Tecnologia**. UFMG: Belo Horizonte, 2007.

MOTTA M. F.; DUTRA J. C., Efeitos das Variáveis do Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potenciais Isolados nas Características Geométricas do Cordão de Solda. **Soldagem & Inspeção**, v. 10, n. 1. jan./mar. 2005.

OMAR, A. A.. Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**: Miami, v.77, n. 2, p.86-93, feb. 1998.

PENKALLA H. J.; WOSIK, J. ; CZYRSKA-FILEMONOWICZ A. Quantitative microstructural characterisation of Ni-base superalloys. **Materials Chemistry and Physics**. v. 81, p. 417–423, 2003.

PERRICONE, M. J.; DUPONT, J. N. Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 37A, n. 4, p. 1267-1280, apr. 2006.

QUINTANA, F. L. P. **Desempenho do Processo MIG-CCEN Aplicado à Soldagem Overlay em Aço Inoxidável Austenítico**. 2005. Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal do Pará, 2005.

QUITES, A. M. **Introdução à soldagem a arco voltaico**. Florianópolis: Soldasoft, 2002.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal Part II Insight into the mechanism for ductility dip cracking. **Materials Science and Engineering A**, v. 380, p. 245- 258, 2004.

REED, R. C. **The Superalloys** : Fundamentals and Applications. UK : Cambridge University Press, 2006,.

SÁBIO, A. D. **Estudo da Viabilidade Operacional do Processo de Soldagem MAG com Alimentação Adicional de Arame Frio**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.

SANTOS, D. J. **Avaliação do Desempenho Operacional e Metalúrgico do Weld Overlay de Aço Inoxidável sobre Aço ABNT 1020**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2005.

SANTOS, I. A. **Caracterização de uma superliga de níquel sob temperaturas elevadas**. 1993. Dissertação (Mestrado)- Instituto de Pesquisa Energética e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1993.

SAVAGE, W. F. ; NIPPES, E. F. ; SZEKERES, E. S. A study of fusion boundary phenomena in a low alloy steel. **Welding Journal**. v. 55, p. 260-268, 1976.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG**. São Paulo: Artliber, 2008.

SHANKAR. V. *et al.* Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. Materials Development Group, Indira Gandhi Center for Atomic Reserch. **Journal Material Nuclear**, p. 222-232, 2001.

SILVA, C. C. *et al.* Migração de Molibdênio na Interface Matriz/ Precipitado em Metais de Solda de Ligas Ni-Cr-Mo. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 8, n. 3, p. 197-202, jul./set. 2011.

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas De Níquel Depositados Pelo processo Tig Com Alimentação de Arame Frio: aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

SILVA. F. G. **Estudo da Viabilidade Processo de Soldagem FCAW com adição de Arame Frio aplicado a indústria naval**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2010.

SOLDAGEM MIG/MAG. Disponível em:
<http://pt.wikipedia.org/wiki/Soldagem_MIG/MAG>. Acesso em: 20 nov. 2011.

TAKEYAMA, R.R. **Caracterização de revestimentos de ligas à base de Co modificadas pela adição de carbonetos de tungstênio**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica-PGMEC, Curitiba.

TUSEK, J. Mathematical modeling of melting rate in twin-wire welding. **Journal of materials processing technology**, v. 100, 2000.

VOORT, G. F. V. ; JAMES, H.M., Wrought Heat-Resistant Alloys. **ASM Handbook**, v. 9, 9. ed., p.305-329.

WINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Bluncher, 1992.

YANG, J. X. *et al.* Formation of I phase during thermal exposure and its effect on the properties of K465 superalloy. **Scripta Materialia**, n. 55, p. 331-334. 2006.

ZHAO. J. C. *et al.* Phase precipitation and time–temperature-transformation diagram of Hastelloy X. **Materials Science and Engineering A**. v. 293, p. 112–119, 2000.

ZIELINSKA, M. ; KUBIAK, K. ; SIENIAWSKI, J. Surface modification, microstructure and mechanical properties of investment cast superalloy. Department of Materials Science, Faculty of Mechanical Engineering and Aeronautics, Rzeszow University of Technology, **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. v. 35, jul. 2009.