



INIS 37079187

AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE
DE SÃO PAULO

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES
DE JUNTAS DISSIMILARES ENTRE AÇOS INOXIDÁVEIS
FABRICADAS POR PROCESSOS DE FUSÃO**

JULIO CESAR BAULY

Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do Grau
de Mestre em Ciências na Área de
Reatores Nucleares de Potência e
Tecnologia do Combustível Nuclear.

Orientador:
Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade

**São Paulo
2000**



Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

CARACTERIZAÇÃO
MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES
DE JUNTAS DISSIMILARES ENTRE
AÇOS INOXIDÁVEIS FABRICADAS POR
PROCESSOS DE FUSÃO

JÚLIO CÉSAR BAULY



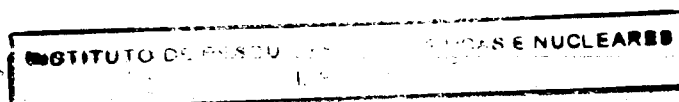
Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do grau de Mestre em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear.

Orientador:

Prof. Dr. Arnaldo H. P. de Andrade

SÃO PAULO

2000



Personalidade sem luta, na crosta planetária, é alma estreita. Somente o trabalho e o sacrifício, a dificuldade e o obstáculo, como elementos de progresso e auto-superação, podem dar ao homem a verdadeira notícia de sua grande jornada.

(Emanuel. "Pão Nosso") de Francisco Candido Xavier.

Aos meus pais Waldir (in memoriam) minha mãe Vicência (in memoriam), meu irmão Didi (in memoriam), a nossa amiga Suely e principalmente a minha esposa Fátima e minha filha Luanda pela compreensão, paciência carinho e muito amor.

AGRADECIMENTOS

- Ao Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares pela oportunidade da realização deste trabalho de pesquisa.
- Ao Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo, pelo apoio, sem os quais este trabalho não seria possível.
- Ao Doutor Arnaldo Homobono Paes de Andrade pela orientação, amizade, incentivo paciência e empenho durante a execução deste trabalho.
- As empresas Böhler Thyssen Técnica de Soldagem Ltda, pelo fornecimento dos consumíveis de soldagem, Multialloy Engenharia de Materiais pelo fornecimento dos metais base, PROACT Empreendimentos Tecnológicos Ltda pelo apoio nos ensaios destrutivos e a Sulzer Brasil S/A. A todos um muito obrigado.
- Sem cooperação, não poderia existir amor e o amor é força de Deus, que equilibra o Universo (Emanuel); muito obrigado aos meus grandes amigos Cícero e Angélica pelo apoio à digitação .

ÍNDICE

ÍNDICE DE FIGURAS.....	i
ÍNDICE DE TABELAS.....	v-vi
ÍNDICE DE EQUAÇÕES.....	vi
RESUMO.....	vii-viii
ABSTRACT.....	ix
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	6
2.1. PROCESSO GTAW (GAS TUNGSTEN ARC WELDING)	6
2.1.1. Equipamentos	9
2.2. PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER (LBW-LASER BEAM WELDING).....	10
2.3. DIAGRAMAS DE EQUILÍBRIO.....	14
2.4. DIAGRAMA DE SCHAEFFLER.....	18
2.4.1. Influência dos elementos de liga na geração da Ferrita e da Austenita	20
2.4.1.1. Elementos Gamagênicos	21
2.4.1.2. Elementos Alfagênicos.....	21
2.4.2. Conceito de Níquel Equivalente.....	22
2.4.3. Conceito de Cromo Equivalente.....	22
2.4.4. Escolha da composição ótima para a Zona Fundida.....	23
2.4.5. Efeito da Diluição	25
2.5. A QUESTÃO DA DILUIÇÃO	26
2.6. JUNTAS DISSIMILARES	28
3. MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	57
3.1. MATERIAIS UTILIZADOS E CONDIÇÃO INICIAL	57
3.1.1. Materiais.....	57
3.1.2. Preparação das Amostras	60

3.2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS UTILIZADAS.....	68
3.3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	69
3.3.1. Soldagem por Fusão.....	69
3.3.1.1. Soldagem Tig (Gas Tungsten Arc Welding)	69
3.3.1.2. Soldagem Laser (LBW - Laser Beam Welding).....	71
3.3.2. Análise Química	72
3.3.3. Ensaio de Tração	72
3.3.4. Ensaio de Dobramento.....	75
3.3.5. Ensaio de Susceptibilidade ao ataque intergranular	76
3.3.6. Ensaio de Dureza	77
3.3.7. Microscopia Óptica (MO).....	78
3.3.8. Microscopia Eletrônica e Varredura (MEV).....	79
4. RESULTADOS.....	80
4.1. ANÁLISE QUÍMICA.....	80
4.2. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA	81
4.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS	85
4.3.1. Ensaio de Dureza	94
4.4. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	96
5. DISCUSSÃO GERAL E COMENTÁRIOS.....	100
6. CONCLUSÕES	114
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Potência específica em função do Processo de Soldagem.....	4
Figura 2 – Processo de Soldagem GTAW.....	6
Figura 3 – Equipamento básico para soldagem TIG (esquemático).....	10
Figura 4 – Processo de Soldagem a Laser.....	11
Figura 5 – Esquema simplificado do Laser pulsado de YAG (<i>yttrium aluminum garnet</i> - $Y_3Al_5O_{12}$) no estado sólido, dopado com ions de Nd^{+++} (Nd:YAG).	12
Figura 6 – Diagrama de Equilíbrio Ferro-Cromo de acordo com Kubaschewski apud Folkhard.....	16
Figura 7 – Diagrama de Equilíbrio Ferro-Níquel de acordo com Kubaschewski apud Folkhard [7].	18
Figura 8 – O Diagrama de Shaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.	20
Figura 9 – Diluição medida na seção transversal de uma solda.	27
Figura 10 – Relação da vida útil de uma junta dissimilar de aço ferrítico e austenítico, obtida utilizando metais de adição de Níquel, em comparação a obtida utilizando metais de adição de inox do tipo 309.....	31
Figura 11 – O Diagrama de Schaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.....	318
Figura 12 – O Diagrama de Delong usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.	40
Figura 13 – Ciclo do tratamento térmico de têmpera, com resfriamento ao ar ambiente..	60
Figura 14 – Ciclo do tratamento térmico de solubilização, com resfriamento ao ar ambiente.	60
Figura 15 – Foto da Amostra AM-1.....	60
Figura 16 – Foto da Amostra AM-2.....	60
Figura 17 – Croqui da junta das chapas testes AM-3 e AM-4.	61
Figura 18 – Foto da Amostra AM-3.....	61
Figura 19 – Foto da Amostra AM-4.....	61
Figura 20 – Croqui da junta dissimilar, amostras-CP-5, CP-6, CP-7 e CP-8.....	62

Figura 21 – Foto da amostra da chapa teste-CP-5, região da face.....	62
Figura 22 – Foto da amostra da chapa teste-CP-5, região da raiz.	62
Figura 23 – Foto da amostra da chapa teste CP-6, região da face.....	63
Figura 24 – Foto da amostra da chapa teste CP-6, região da raiz.....	63
Figura 25 – Foto da amostra da chapa teste CP-7, região da face	63
Figura 26 – Foto da amostra da chapa teste CP-7, região da raiz.....	63
Figura 27 – Foto da amostra da chapa teste CP-8, região da face	63
Figura 28 – Foto da amostra da chapa teste-CP-8, região da raiz.	63
Figura 29 – Croqui da amostra das chapas testes CP-9, CP-10 e CP-11.	64
Figura 30 – Foto da amostra da chapa teste-CP-9, região da face.....	64
Figura 31 – Foto da amostra chapa teste-CP-9, região da raiz.....	64
Figura 32 – Foto da amostra da chapa teste-CP-10, região da face.....	65
Figura 33 – Foto da amostra da chapa teste -CP-10, região da raiz.....	65
Figura 34 – Foto da amostra chapa teste-CP-11, região da face.	65
Figura 35 – Foto da amostra chapa teste CP-11, região da raiz.	65
Figura 36 – Foto da amostra chapa teste-CP-12, região da face.	66
Figura 37 – Foto da amostra chapa teste-CP-12, região da raiz.	66
Figura 38 – Diagrama das técnicas experimentais utilizadas para caracterização das amostras e chapas teste.....	68
Figura 39 – Soldagem das amostras das chapas teste CP-5,CP-6,CP-7, CP-8 e CP-12 , no chanfro em “V”, pelo Processo TIG.	70
Figura 40 – Soldagem sem adição, das amostras das chapas teste CP-9 e CP10, no chanfro reto ou sem chanfro, pelo processo TIG.....	70
Figura 41 – Croqui do corpo de prova de tração segundo DIN50125.	73
Figura 42 – Croqui dos corpos de prova das amostras AM-3 e AM-4, segundo norma ASME II.	74
Figura 43 – Croqui do corpo de prova de tração das chapas teste CP-5(1), CP-6(1),CP-7(1) e CP-8(1) conforme norma ASME IX.	74
Figura 44 – Croqui do corpo de prova de tração das chapas teste CP-9(2), CP-10(2) e CP-11(2) conforme norma ASME IX.....	75
Figura 45 – Croqui do corpo de prova de dobramento longitudinal de face e raiz da chapa teste CP-12 conforme norma ASME IX.....	76

Figura 46 – Micrografia mostrando a estrutura martensítica, da amostra AM1.....	82
Figura 47 – Micrografia mostrando a estrutura austenítica, da amostra AM2.....	82
Figura 48 – Regiões da junta dissimilar de retirada da micrografia.	82
Figura 49 – Micrografia da região a, mostrando carbonetos.....	83
Figura 50 – Micrografia da região b, mostrando carbonetos.....	83
Figura 51 – Micrografia da c região, mostrando estrutura martensítica	83
Figura 52 – Micrografia da região d, mostrando estrutura martensítica revenida.....	84
Figura 53 – Micrografia da região a, mostrando estrutura austenítica com ilhas de ferrita	84
Figura 54 – Micrografia da região b, mostrando estrutura austenítica com ilhas de ferrita.....	84
Figura 55 – Micrografia da região c, mostrando estrutura martensítica.	85
Figura 56 – Micrografia da região d, mostrando estrutura martensítica revenida.....	85
Figura 57 – Corpo de prova de dobramento longitudinal de face da amostra da chapa teste do CP-12.....	87
Figura 58 – Corpo de prova de dobramento longitudinal de raiz da amostra da chapa teste do CP-12.....	87
Figura 59 – Corpo de prova da chapa teste do CP-12, após ataque.....	87
Figura 60 – Corpo de prova de dobramento transversal após ataque da chapa teste do CP-12.....	87
Figura 61 – Comparação dos resultados das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-1, com os valores especificados.....	875
Figura 62 – Comparação dos resultados das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-2, com os valores especificados.....	89
Figura 63 – Comparação de valores das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-3, com os valores especificados.	90
Figura 64 – Comparação de valores das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-4, com os valores especificados.	90
Figura 65 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-5.....	91
Figura 66 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-6.....	91
Figura 67 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-7.....	92
Figura 68 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-8.....	92

Figura 69 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-9.....	93
Figura 70 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-10.....	93
Figura 71 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-11.....	94
Figura 72 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-5.....	95
Figura 73 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-6.....	95
Figura 74 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-7.....	95
Figura 75 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-8.....	96
Figura 76 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-9.....	96
Figura 77 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-10.....	96
Figura 78 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-11.....	96
Figura 79 – Fractografia por MEV, com um aumento de 2000X da amostra AM-1 (inoxidável martensítico).....	97
Figura 80 – Fractografia por MEV, com um aumento de 1000X da amostra AM-2 (inoxidável austenítico).....	97
Figura 81 – Fractografia por MEV, com um aumento de 2000X da amostra AM-3(ERNiCr-3).	98
Figura 82 – Fractografia por MEV, com um aumento de 5000X da amostra AM-4(ER309L).....	98
Figura 83 – Fractografia por MEV, com um de aumento de 5000x da do corpo de prova da chapa teste CP-5.....	99
Figura 84 – Fractografia por MEV, com um aumento de 2000x do corpo de prova da chapa teste CP-6.....	99
Figura 85 – Fractografia por MEV, com um de aumento de 3000x da amostra CP-7.	99
Figura 86 – Fractografia por MEV, com um aumento 2000x da amostra CP-8.....	99
Figura 87 – Diagrama de Schaeffler mostrando a localização do metal de solda entre o SA-347 e o SA-414, soldados sem adição.....	104
Figura 88 – Diagrama de Schaeffler mostrando a localização da composição química dos metais de solda utilizando as adições ERNiCr-3 e ER309L, com diferentes diluições....	106
Figura 89 – Diagrama de Schaeffler mostrando a localização do metal de solda entre o SA-347 e o SA-414, soldados sem adição.....	111
Figura 90 — Diagrama de Schaeffler mostrando a localização da composição química dos metais de solda utilizando as adições ERNiCr-3 e ER309L, com diferentes diluições....	113

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Levantamento Industrial do Desempenho das Juntas Dissimilares.....	32
Tabela 2 – Composição química dos aços utilizados (%máximo em peso).....	58
Tabela 3 – Composição química dos consumíveis (%máxima em peso).....	59
Tabela 4 – Amostras e CPs para a parte experimental.....	65
Tabela 5 – Parâmetros de soldagem de uma junta dissimilar entre o aço inox martensítico 414 e o aço inox austenítico 347, soldada pelo processo de soldagem TIG [4].....	70
Tabela 6 – Resultado de Análise Química, (% em peso).	77
Tabela 7 – Valores especificados dos metais base e de adição e valores obtidos nos ensaios de tração nos corpos de prova das amostras AM-1 e AM-2 dos metais base no sentido transversal à direção de maior trabalho no forjamento, corpos de prova das amostras AM-3 e AM-4 dos metais depositados no sentido longitudinal à junta e corpos de prova das chapas teste CP-5, CP-6, CP-7, CP-8, CP-9, CP-10 e CP-11 das juntas dissimilares no sentido transversal à junta.	85
Tabela 8 – Resultado do ensaio de dobramento longitudinal da amostra da chapa teste CP-12.....	86
Tabela 9 – Resultado do ensaio de dobramento transversal após ataque de susceptibilidade intergranular da chapa teste CP-12.	87
Tabela 10 – Resultados de ensaio de dureza.	94
Tabela.11 – Composição química especificado conforme ASME II, Parte A [2] e Parte C [25].....	102
Tabela.12 – Cromo equivalente e níquel equivalente para a junta dissimilar dos aços 347 e SA-414, sem adição (percentagem em peso).....	102
Tabela 13 – Composição química do metal de solda da junta dissimilar dos aços SA-347 e SA- 414, com diferentes metais de adição e diluições.....	104
Tabela 14 – Cromo equivalente e níquel equivalente dos metais de solda para soldagem dos aços 347 e 414, com diferentes diluições.....	104
Tabela 15 – Teor de enxofre e de fósforo no metal depositado.....	106
Tabela 16 – Teor de enxofre e fósforo em função da composição química dos metais de base, metal de adição ERNiCr-3 e da diluição do processo de soldagem.....	107
Tabela 17 – Coeficiente de expansão térmica linear e limite de escoamento dos materiais	

utilizados neste trabalho.....	109
Tabela.18 – Composição química com os valores reais dos metais base e consumíveis ..	109
Tabela.19 – Cromo equivalente e níquel equivalente para a junta dissimilar dos aços 347 e SA-414, sem adição.	110
Tabela 20 – Composição química do metal de solda e metal depositado da junta dissimilar dos aços SA-347 e SA- 414, com diferentes metais de adição e diluições(reais).	112
Tabela 21 – Cromo equivalente e níquel equivalente dos metais de solda para soldagem dos aços 347 e 414, com diferentes diluições.....	112
Tabela 22 – Teor de enxofre e de fósforo no metal depositado real.	114

ÍNDICE DE EQUAÇÕES

Equação 1 – Fórmula para cálculo do níquel equivalente (ni eq.).....	22
Equação 2 – Fórmula para cálculo do Cromo Equivalente (Cr eq.).	22
Equação 3 – Cálculo da diluição.....	27

RESUMO

RESUMO

Foi realizado a caracterização química, mecânica e microestrutural de uma junta dissimilar entre um aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347 e um martensítico SA-479 tipo 414 soldada com o processo GTAW. Os resultados do limite de resistência a tração das juntas soldadas com o consumível, ERNiCr-3, apresentaram-se superiores aos valores do metal base SA-336 classe F347 de menor resistência da junta dissimilar. Estes resultados foram complementados por ensaios de dobramento longitudinal, de susceptibilidade ao ataque intergranular, de dureza, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e análise química. Essa caracterização comparada com a da junta dissimilar soldada com o consumível ER309L, submetido aos mesmos ensaios citados, leva a conclusão de que o consumível de níquel, ERNiCr-3, aparenta ser o melhor consumível aplicável, comparado ao consumível ER309L.

Também foram levantados parâmetros de soldagens que formam um banco de dados para uma futura qualificação de um procedimento de soldagem. Além disto, foram simuladas situações possíveis de serem encontradas neste tipo de junta, tais como, sua soldabilidade com o processo LASER, junta soldada sem adição de material e sem proteção da raiz com gás inerte (purga). Os resultados do limite de resistência a tração destas juntas soldadas, apresentaram valores superiores aos do metal base SA-336 classe F347 de menor resistência da junta dissimilar. Estes resultados foram complementados por ensaios de dureza e análise química, confirmando também que estas situações simuladas atendem aos valores de resistência da junta, mesmo que divergindo com os estudos teóricos realizados com a aplicação do diagrama de Schaeffler, assim como com as técnicas de soldabilidade conhecidas para este tipo de junta dissimilar.

Foi feita também uma discussão teórica, utilizando o diagrama de Schaeffler, com base em revisão da literatura onde se analisou a necessidade da soldagem com ou sem

adição de metal, utilizando-se os valores de composição química dos metais base e consumíveis ERNiCr-3 e ER309L especificados e os valores reais, concluindo-se dessa forma da necessidade de utilizar-se o metal de adição neste tipo de junta dissimilar, avaliando-se entre os consumíveis testados, outras propriedades importantes para utilização em junta dissimilar tais como, o coeficiente de expansão térmica linear e o limite de escoamento confirmando ser o consumível ERNiCr-3, o mais adequado quando comparado ao consumível ER309L.

ABSTRACT

ABSTRACT

The chemical, mechanical and microstructural characterization of a dissimilar joint between SA-336 class F347 austenitic and SA-479 type 414 martensitic stainless steels were done, welded by GTAW process. The results of the tensile strength of the joint welded with the consumable ERNiCr-3, showed higher values compared to those of the base metal SA-336 class F347 of lower resistance in the dissimilar joint. These results were complemented by longitudinal bends tests, susceptibility to intergranular attack tests, hardness tests, optical microscopy, scanning electron microscopy and chemical analysis. That characterization compared to the one of dissimilar joint welded with ER309L consumable, submitted to the same mentioned tests, leads to the conclusion that the consumable of nickel ERNiCr-3 seems to be the best applicable consumable, compared to the ER309L.

The main welding parameters were also obtained, in order to compose a database for a future qualification of the welding procedure. Besides, situations possible to be found in this type of joint, were simulated, such as its weldability using the laser processing, joint welded without material addition and without root protection with inert gas. The results of the tensile strength of these welded joint, showed values superior to the base metal SA-336 class F347 of lower resistance in the dissimilar joint. These results were complemented by hardness tests and chemical analysis, also confirming that these simulated situations assist to the values of the strength of the joint, even if diverging with the theoretical studies done with the application of the Schaeffler diagram, as well as with the well known weldability techniques for this type of dissimilar joint.

A theoretical discussion was also done, using the Schaeffler Diagram, with base in a review of the literature, where the welding needs was analyzed with or without metal addition, using the values of chemical composition of the base metals and specified consumables ERNiCr-3 and ER309L and the real values, leading to the conclusion of the need to use metal addition in this type of dissimilar weld. Among the consumables tested, other important properties for use in dissimilar joint were evaluated such as, the linear thermal expansion coefficient and the yielding stress confirming to be the consumable ERNiCr-3, the most appropriate one when compared to ER309L.

CAPÍTULO 1

Introdução

1. INTRODUÇÃO

Juntas dissimilares têm sido largamente utilizadas em muitos produtos da engenharia química, petroquímica e nuclear. As aplicações das juntas dissimilares não somente satisfazem aos diferentes requisitos de variadas condições de serviços, tais como resistência mecânica, resistência à corrosão e propriedades magnéticas, como também resultam em grande economia, na redução de custos de produtos, em substituição a utilização de metais mais nobres e de altos custos[1].

Existem casos em que não há condições de escolher outro tipo de junta que não seja uma dissimilar. Soldagem dissimilar é caracterizada por diferentes gradientes de temperaturas e mudanças microestruturais, os quais produzem grandes variações em suas propriedades químicas, físicas e mecânicas. *Soldagem dissimilar é mais complexa do que soldagem de metais similares e as dificuldades encontradas incluem os problemas já conhecidos da união destes metais individualmente e os problemas particulares que surgem quando combinam-se ligas de diferentes composições. A situação complica-se mais ainda quando a soldagem é realizada com adição de metal o que é comum nestas juntas*[1].

A união por solda desenvolve transformações metalúrgicas que devem ser estudadas particularmente para cada material, sendo a soldagem realizada com a aplicação localizada de calor. Como resultado, alterações das propriedades do material, nem sempre desejáveis ou aceitáveis, podem ocorrer na região da junta. A maioria destas alterações depende das reações ocorridas durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda e de sua microestrutura final. Assim, a compreensão destes fenômenos metalúrgicos é importante em muitas aplicações da soldagem .

Dentre várias aplicações das juntas dissimilares, uma consiste no “selo omega do MAB” nomenclatura dada pelo projeto à união do tubo do estator do *Mecanismo de Acionamento de Barras de Controle e Segurança do Reator* (MAB), fabricado em aço inoxidável martensítico forjado, SA-479 tipo 414[2], com a conexão que sai do tampo do vaso do reator fabricada em aço inoxidável austenítico forjado SA-336 classe F347[2]; o MAB trabalha na temperatura de aproximadamente 160°C, com uma pressão de ~14 MPa, garantindo de forma perfeitamente segura o controle de potência do reator durante os períodos de operação da planta.

Em juntas dissimilares é comum a prática das propriedades mecânicas das juntas não serem inferiores àquelas do metal base de menor resistência. Além disso, a resistência à corrosão da solda deve ser no mínimo igual a mínima resistência dos metais base a serem unidos. Os requisitos básicos de projeto em geral para este tipo de junta são:

- a) Propriedades de resistência à tração superiores àquelas dos metais base de menor resistência.
- b) Não pode haver trincas que ultrapassem 3,2mm, na solda ou na zona afetada pelo calor medido em qualquer direção da superfície convexa do corpo de prova após dobramento a 180° ($D=4t$), onde D é o diâmetro do mandril e t é a espessura do corpo de prova.
- c) Boa soldabilidade e um adequado procedimento de soldagem.
- d) Boa resistência à corrosão.

É bem conhecido que na soldagem de juntas dissimilares austeno-ferríticas, os maiores problemas encontrados estão na diluição do metal de solda, pois átomos de carbono migram próximos à linha de fusão formando uma zona de transição martensítica através da linha de fusão entre o metal de solda e o aço ferrítico, com diferentes coeficientes de expansão térmica[1].

Os problemas de diluição e migração de carbono na junta dissimilar martensítica-austenítica não são tão severos como na junta dissimilar austeno-ferrítica, devido a menor diferença relativa de composição química que há entre estes tipos de juntas. Entretanto, trincas a frio nos aços martensíticos e trincas a quente nos aços austeníticos podem ocorrer por causa das características especiais destes tipos de aço. A utilização de metal de adição na junta, requer um estudo no diagrama de Schaeffler, pois, dependendo da escolha do consumível, pode vir a cair em regiões que afetarão a soldabilidade e por conseguinte, a qualidade da junta. Todos estes fatores necessitam ser avaliados antes da utilização em aplicações industriais.

Ao realizar-se a soldagem por fusão, a região é aquecida acima da temperatura de fusão do material. Para isso, a fonte de calor deve apresentar algumas características, tais como :

- A energia deve ser concentrada.
- Deve-se gerar uma potência específica para proporcionar a fusão do local a ser soldado e contrabalançar as perdas de calor para a região vizinha, a qual está fria.

Cada processo de soldagem tem sua distribuição de potência específica típica, (ver **Figura 1**). Os processos de soldagem com fonte de calor de feixe de alta densidade focado (Feixe de Elétrons e Laser) têm uma potência específica elevada e são bastante concentrados, quando comparados aos processos TIG, Arco Plasma e Oxigás. A partir da comparação da distribuição da potência específica das fontes de calor têm-se as vantagens e desvantagens dos diferentes processos de soldagem[3].

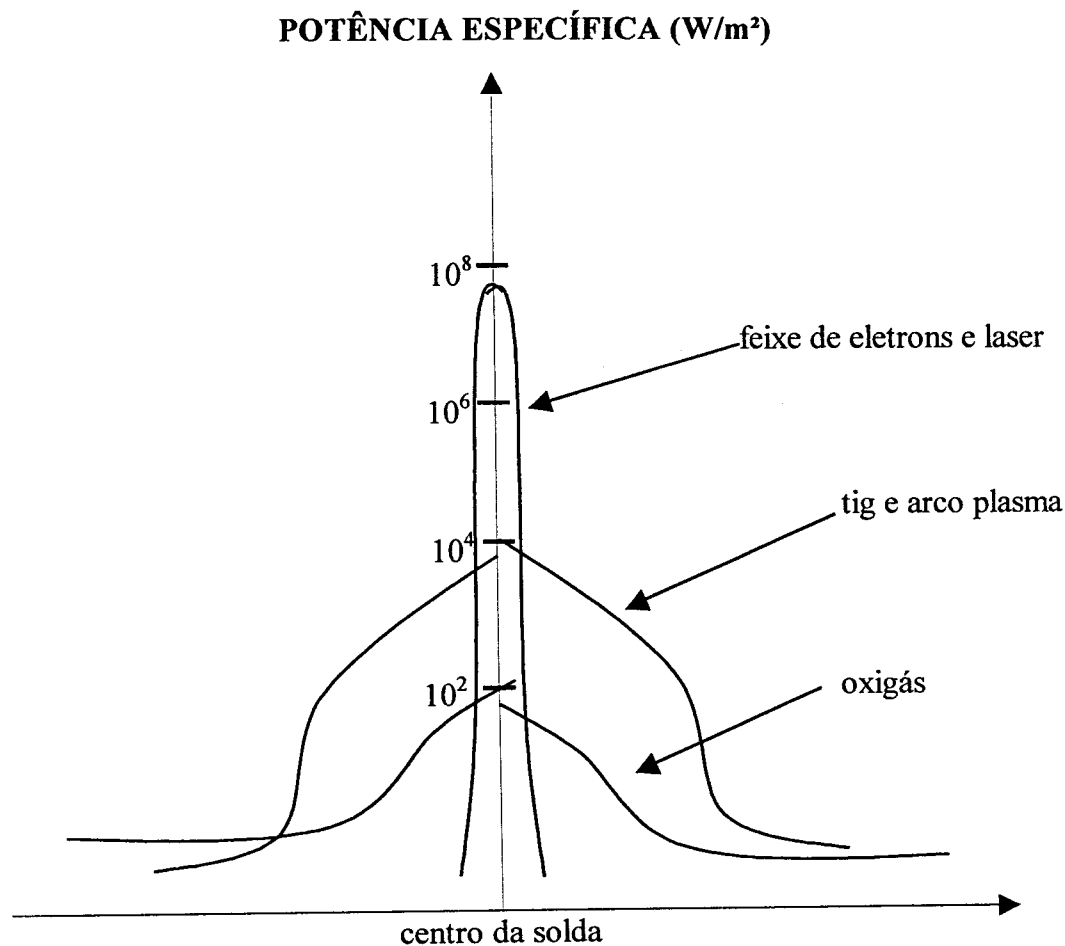


Figura 1 – Potência específica em função do processo de soldagem.

Para viabilizar a solda, o processo de Soldagem TIG utiliza o calor produzido pelo arco formado entre o eletrodo não consumível de tungstênio, com ou sem liga, e o metal base. O gás inerte, como argônio e/ou hélio, é soprado ao redor do arco, a fim de protegê-lo de impurezas e contaminações atmosféricas, que contém oxigênio, hidrogênio e nitrogênio. A soldagem TIG é utilizada para executar soldas versáteis de alta qualidade e alta resistência mecânica, principalmente na soldagem de aços inoxidáveis, alumínio, titânio, cobre, níquel e suas ligas e outros metais não ferrosos. As fontes de energia operam em corrente contínua ou, para materiais que formam óxidos refratários, em corrente alternada.

Na soldagem por fusão de juntas dissimilares, o mais importante é a composição do metal de solda e suas propriedades.

Esta composição não depende só da composição do metal de base e do metal de adição como também, e principalmente, da diluição deles. Normalmente a composição do metal de solda não é uniforme, particularmente em soldagem de múltiplos passes, onde a composição do metal de solda em cada lado do bisel são diferentes e o grau de mudança da composição do metal de solda em função da diluição é praticamente o mesmo de cada lado do metal base adjacente ao bisel. As características de solidificação do metal de solda, também são influenciadas pela diluição relativa e pelo grau de mudança da composição próximo a cada metal base. A utilização de um metal de adição específico deverá prever, segundo Schaeffler, se sua composição não favorecerá trincas a quente na solidificação do metal depositado, assegurando que esta trinca não ocorrerá durante a fabricação ou em serviço. O conceito básico de formação de ligas, as características metalúrgicas da liga resultante, e as propriedades mecânicas e físicas devem ser consideradas quando se projeta uma junta dissimilar.

Se dois metais base formam uma continuidade metálica quando fundidos, tal como o cobre e níquel, produzir uma solda entre eles é tarefa facilmente realizada. Por outro lado, se fases complexas, ou compostos intermetálicos são formados, quando os dois metais base são fundidos, o sucesso desta junta dissimilar vai depender do metal de adição utilizado, além do procedimento de soldagem, o quais evitarão que tais compostos ou fases surjam, fazendo com que esta junta tenha as propriedades aceitáveis para o fim a que se destina.

Esta avaliação é a principal consideração que deve ser feita, cada vez que se combina uma junta dissimilar de no mínimo dois metais base e no mínimo um metal de adição[1].

CAPÍTULO 2

Revisão da Literatura

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. PROCESSO GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

Welding Handbook [4], define o GTAW como sendo um processo de soldagem a arco, que utiliza um arco elétrico aberto entre um eletrodo de tungstênio não consumível e uma poça de fusão. O processo é usado com ou sem adição de metal. A Figura 2 mostra o processo de solda GTAW.

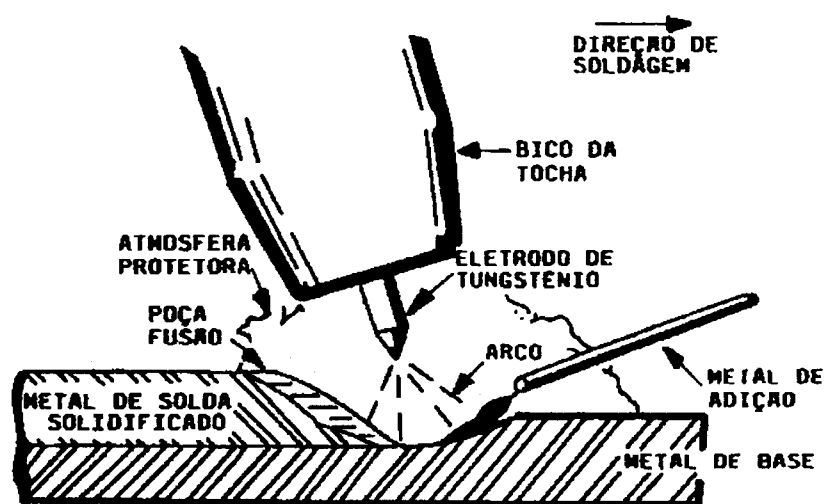


Figura 2 – Processo de Soldagem GTAW.

O processo GTAW tem sido indispensável para muitas indústrias devido sua alta qualidade e baixos custos de seus equipamentos. A possibilidade de se usar hélio como gás de proteção ao arco da solda e ao banho fundido foi primeiramente investigado em 1920.

Entretanto, nada foi realizado com este método até o início da segunda Guerra Mundial, quando houve a necessidade de desenvolver, para a indústria aeronáutica, a substituição de união metálica por rebiteagem, de metais refratários tais como o alumínio e o magnésio.

Utilizando um eletrodo de tungstênio e um arco elétrico em corrente contínua, com o eletrodo no pólo negativo, produziu-se uma estável e eficiente fonte de calor que forneceu excelentes juntas soldadas. O hélio foi escolhido para efetuar a necessária proteção, porque naquela época era o único gás inerte viável. O processo tem sido chamado de soldagem ao eletrodo não consumível e TIG (Tungsten Inert Gas).

Entretanto, a terminologia da American Welding Society, para este processo é de Gas Tungsten Arc Welding - G.T.A.W., porque misturas de gases de proteção que não são inertes podem ser usados no processo para certas aplicações (ex.hidrogênio e o nitrogênio).

Desde o início de sua invenção, diversos melhoramentos têm sido feitos no processo e nos equipamentos. Fontes de potência têm sido desenvolvidas, algumas se munem de corrente contínua pulsada e variação da polaridade em corrente alternada. Refrigeradores para a fonte e para a tocha foram desenvolvidos.

Ao eletrodo de tungstênio foram adicionadas pequenas quantidades de elementos eletricamente ativos para aumentar sua emissividade, melhorando com isso a abertura do arco, sua estabilidade e a vida útil do mesmo. Misturas de gases de proteção tem sido desenvolvidos para melhorar o desempenho da solda.

Pesquisas são constantemente realizadas para favorecer melhoramentos em certas áreas tais como automatização do processo, sensores de direção e penetração e para a altura do arco elétrico ("gap" em inglês).

Vantagens do processo:

1. Produz soldas de alta qualidade.
2. É livre de respingos. Diferentemente de outros processos.

3. Pode ser usado com ou sem metal de adição, como requerido pela aplicação especificada.
4. Permite excelente controle de penetração do passe de raiz.
5. Pode produzir soldas autógenas com alta velocidade e baixo custo.
6. Pode usar fontes de potência de baixo custo.
7. Permite controle preciso das variáveis de soldagem.
8. Pode ser usado em quase todos os metais e ligas, incluindo juntas dissimilares.
9. Permite controlar independentemente, fontes de calor e adição do consumível.

Limitações do processo:

1. As taxas de deposição do material consumível são menores do que as possíveis com o processo a arco ao eletrodo revestido.
2. Necessita de uma maior habilidade do soldador do que nos processos MIG-MAG-G.M.A.W. e no processo a arco com eletrodo revestido.
3. É mais econômico do que o processo a arco com eletrodo revestido, apenas para espessuras menores do que 10mm.
4. Há dificuldades na proteção da solda em lugares projetados de difícil acesso no equipamento.

Potenciais problemas com o processo incluem:

1. Inclusões de tungstênio pode ocorrer se o eletrodo entrar em contacto com a poça de fusão.
2. Pode ocorrer contaminação do metal de solda se uma apropriada proteção do metal de adição, não for mantida pelo fluxo do gás.
3. A tolerância para a contaminação do metal de adição e do metal base, é pequena.
4. Uma possível contaminação ou porosidade pode ocorrer causada por vazamentos no sistema de refrigeração da tocha.

5. Sopro no arco ou deflexão pode ocorrer tal como em outro processo.

2.1.1. Equipamentos

O equipamento[5] [6] básico usado na soldagem TIG consiste de uma fonte de energia elétrica, uma tocha de soldagem apropriada, uma fonte de gás protetor, um dispositivo para a abertura do arco, cabos e mangueiras. Diversos equipamentos auxiliares, manuais ou mecanizados, podem ainda ser usados na soldagem, para permitir melhor controle do processo, maior produtividade, facilidade de operação, etc. A Figura 3 mostra um esquema do equipamento básico de soldagem TIG.

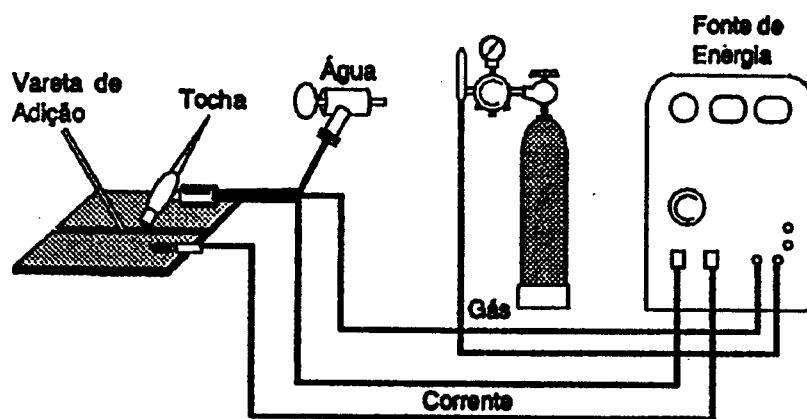


Figura 3 – Equipamento básico para soldagem TIG (esquemático).

A fonte de corrente elétrica é do tipo corrente constante, ajustável, podendo ser contínua, alternada ou pulsada. As fontes de corrente alternada podem ser do tipo transformador monofásico ou gerador. Fontes de corrente contínua podem ser do tipo transformador/retificador, mono ou trifásicos, do tipo gerador e com controle eletromagnético ou eletrônico.

Algumas fontes podem fornecer tanto corrente contínua como corrente alternada. Fontes de corrente pulsada geralmente podem fornecer corrente contínua ou alternada,

pulsada ou constante, e são do tipo transformador/retificador, com controle eletrônico, baseado em tiristores ou transistores.

De um modo geral, fontes mais versáteis permitem melhores níveis e opções de controle, entretanto apresentam custos mais elevados. São mais delicadas e de manutenção mais difícil e onerosa. Em termos de capacidade, as fontes para soldagem TIG fornecem uma corrente mínima em torno de 5 a 10 A e corrente máxima na faixa de 200 a 500 A.

2.2. PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER (LBW-Laser Beam Welding)

A Soldagem por Laser[3][4] é um processo de união que produz a união dos materiais através do calor obtido pela aplicação de um feixe de luz (fótons), coerente, concentrado e direcional sobre as superfícies a serem soldadas. O Laser é uma fonte de energia térmica controlada precisamente, tanto em intensidade como em posicionamento. Na soldagem, o feixe de laser é focalizado em um pequeno ponto para produzir uma alta densidade de energia, suficiente para fundir o metal e, no caso de soldas de alta penetração, vaporizá-lo em parte. Com a solidificação do metal, forma-se a zona de fusão na solda (Figura 4).

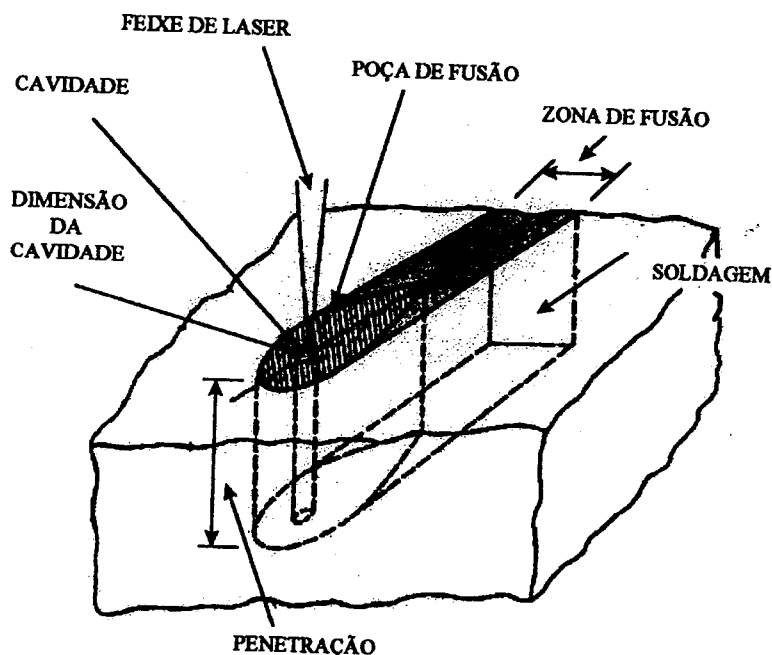


Figura 4 – Processo de Soldagem a Laser.

Os lasers industriais mais empregados em soldagem e cortes são os gerados com uma mistura gasosa contendo CO_2 e os gerados por YAG (*yttrium aluminum garnet* - $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$) no estado sólido. Os equipamentos de soldagem a Laser podem ser de alta potência de CO_2 (1,5 a 20kW), de potência moderada de CO_2 (1,5kW) ou de YAG (2kW) e os pulsados de Nd: YAG, Nd: vidro ou Rubi com 100J/pulso. O comprimento de onda característico do Laser pulsado de YAG no estado sólido, dopado com íons de Nd^{+++} (Nd: YAG), é de $1,06\mu\text{m}$. O seu esquema simplificado está mostrado na **Figura 5**.

O processo de soldagem a Laser pode ser utilizado em aços inoxidáveis, aços de baixo e médio teor de carbono, aços de alta resistência e baixa liga, ligas de titânio, cobre, alumínio, tântalo e níquel, zircalloy, monel e inconel. As variáveis do processo de soldagem por Laser são: velocidade de soldagem, potência do feixe, energia de soldagem, distância focal e o período do pulso.

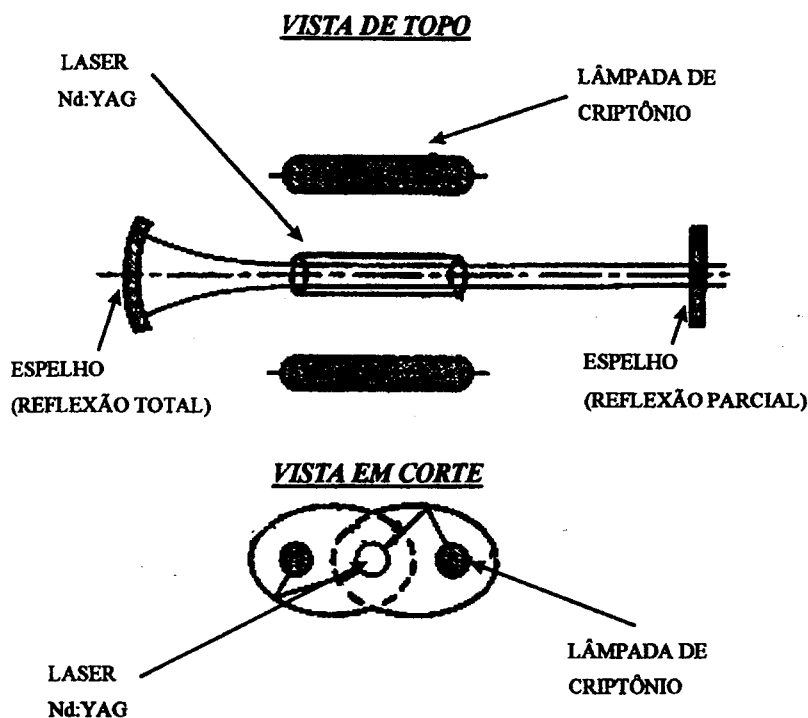


Figura 5 – Esquema simplificado do Laser pulsado de YAG (*yttrium aluminum garnet*- $Y_3Al_5O_{12}$) no estado sólido, dopado com íons de Nd^{+++} (Nd:YAG).

As vantagens do processo de soldagem laser são:

1. Não necessita vácuo como na soldagem por Feixe de Elétrons.
2. Permite a transmissão do feixe a longas distâncias.
3. Não é influenciado por campos magnéticos.
4. Não produz raios-X.
5. Permite a soldagem em lugares de difícil acesso.
6. Pode ser utilizado para cortar materiais não-metálicos.
7. Cordão de solda com elevada relação profundidade/largura.
8. Soldagem em passe único, dependendo da espessura.
9. Elevada velocidade e baixa energia de soldagem, propiciando uma zona termicamente afetada estreita e uma deformação mínima da peça.

As limitações do processo são:

1. Baixa eficiência (8%).
2. Dificuldade para mudar o ponto focal.
3. Baixa potência do equipamento.
4. Proteção do operador contra os efeitos do feixe de laser.
5. Espessura máxima para corte ou soldagem de 24mm.
6. Problemas de soldagem com metais que refletem o feixe.

Na indústria automobilística, comparou-se o processo de soldagem a Laser com o Feixe de Elétrons, relacionando-se o custo do investimento em função da potência. Concluiu-se que, nas chapas finas, com espessura inferior a 3mm e que necessitam potência de 1,5kW, o processo de soldagem a Laser é o mais indicado. Já nas chapas com espessuras maiores que 6mm, as quais necessitam potência de 5kW, o processo por Feixe de Elétrons é o mais indicado. Em chapas com espessura entre 3mm e 6mm os dois processos de soldagem são bastante competitivos, necessitando estudo econômico mais detalhado para definir a melhor solução.

2.3 DIAGRAMAS DE EQUILÍBRIO

Folkhard [7], cita que para entender os fenômenos que ocorrem na soldagem é necessário entender a constituição dos diagramas de equilíbrio. Para que se estude a propriedade de uma junta soldada de aço inoxidável, e os fenômenos associados que surgem na zona termicamente afetada, necessita-se ter conhecimento dos diagramas constituídos pelos elementos de ligas que compõem estes aços. Muitos fenômenos de soldagem podem ser explicados e muitas das vezes previstos com a ajuda destes diagramas.

Em metalurgia diagramas constituídos denominam-se de diagramas de equilíbrio, isto é, representam situações onde as taxas de aquecimento e de resfriamento são extremamente baixas. Em operações de soldagem, entretanto, as taxas de resfriamento são extremamente altas, portanto, espera-se desvios no diagrama de equilíbrio. Tais desvios devem aparecer, por exemplo, na solidificação na forma de fenômenos de transformação em resfriamentos rápidos, ou na completa ausência destes.

Nos casos dos aços ao carbono, os diagramas de resfriamento contínuo são bastante úteis. Um equilíbrio aproximado somente é encontrado durante subsequente tratamento térmico após soldagem. Entretanto, muitas das transformações que surgem durante a soldagem e solidificação podem ser até certo ponto previstas pelo diagrama de equilíbrio. É de grande importância não só o conhecimento do diagrama de equilíbrio dos aços inoxidáveis como, e principalmente também, os dos metais de solda.

A maioria dos aços inoxidáveis são ligas austeníticas de ferro-cromo-níquel, sendo os de maior representatividade os chamados aços 18/8, onde se tem cerca de 18% de Cr e 8% de Ni (AISI 302), desenvolvido em 1912 por Straub e Maurer apud Folkhard [7]. Materiais austeníticos mantêm sua estrutura a temperatura ambiente, isto é, transformações γ - α não ocorrem.

Porém processos de segregação e precipitação durante o resfriamento e tratamento térmico de alívio de tensões pós-soldagem influenciam diretamente na resistência a trincas, tenacidade e propriedades de corrosão da junta soldada.

Com um conhecimento adequado do diagrama de equilíbrio é possível, portanto, prever satisfatoriamente as possíveis reações metalúrgicas que ocorrerão no metal de solda e na zona termicamente afetada. Este conhecimento é complementado com sucesso por um

conhecimento da cinética de transformação e dos processos de precipitação bem como das possíveis segregações particulares do metal de solda.

A Figura 6 mostra o diagrama de equilíbrio Ferro-Cromo de acordo com Kubaschewski apud Folkhard [7]. O elemento cromo restringe o limite da fase γ (austenita), à medida que se aumenta o conteúdo de liga, até desaparecer completamente com aproximadamente 12% de cromo.

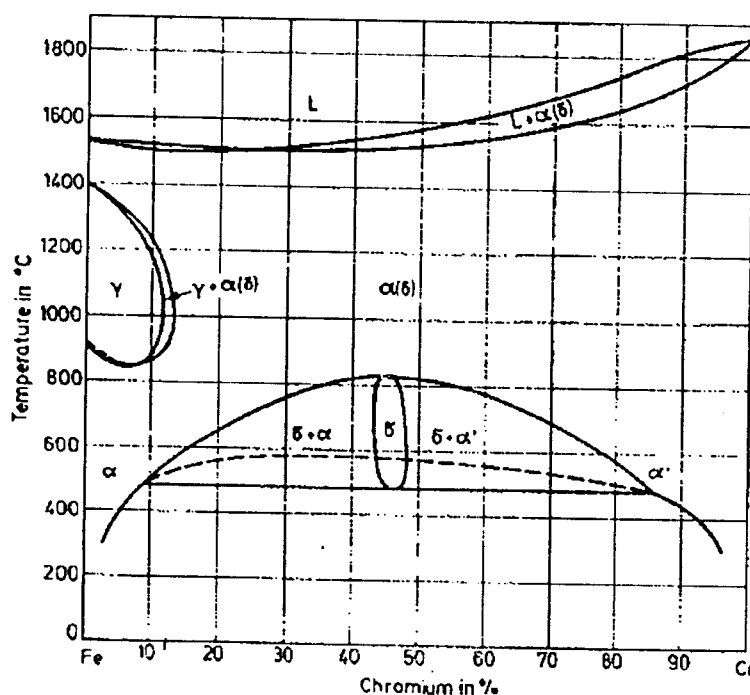


Figura 6 –Diagrama de Equilíbrio Ferro-Cromo de acordo com Kubaschewski apud Folkhard.

Isto significa que ligas Fe-Cr com mais de 12% de cromo não mostram nenhuma transformação γ - α . Assim, exclui-se qualquer refino de grão e em consequência a possibilidade de endurecimento.

Cromo é considerado alfafênico, isto é, um elemento de liga fortemente estabilizador de ferrita. Ferrita δ e ferrita α apresentam o mesmo tipo de estrutura cristalina

se caracterizando por uma rede cúbica de corpo centrado (c.c.c.). Em soldagem de ligas austeníticas, a ferrita formada pela precipitação primária (oriunda da solidificação) é comumente chamada de ferrita δ .

Com um alto teor de cromo, a frágil fase sigma σ inicia sua precipitação nas ligas ferríticas Fe-Cr próximo a 820°C; ela contém aproximadamente 45%Cr e representa um composto intermetálico de ferro e cromo (Fase sigma é um composto intermetálico de estrutura tetragonal e um arranjo regular de átomos).

Seu reticulado cristalino tem um arranjo alternando um átomo de ferro e um átomo de cromo. Devido a isto, em ligas que contêm altos teores de cromo pode ocorrer a fragilização. A fase sigma precipitada leva a um empobrecimento de cromo no contorno de grão, deste modo tem-se um efeito prejudicial na resistência à corrosão.

Abaixo de 600°C, defronta-se com uma separação da ferrita, em ferrita α ferromagnética rica em ferro e ferrita α' rica em cromo paramagnética com aproximadamente 80% de cromo, não detectável por microscopia ótica, onde tem-se a formação de ferrita delta com a precipitação da fase sigma, causa da chamada fragilização a 475°C dos aços inoxidáveis; a linha pontilhada da **Figura 6** apresenta a temperatura máxima onde ocorre a fragilização em torno de 475°C.

A **Figura 7** mostra o diagrama de equilíbrio Ferro-Níquel de acordo com Kubaschewski apud Folkhard [7]. Ao contrário do cromo, o níquel tem uma forte tendência em direção a formação de austenita (fase γ), isto é, a partir de 5% de Ni em diante, o fundido não mais se solidifica como cristais δ e sim como cristais γ .

A formação de ferrita da fusão é limitada a um pequeno canto de ferrita δ (delta) à esquerda e acima na **Figura 7**; com esta ferrita voltando a ser austenita quando os passes resfriam-se do limite de temperatura de 1450°C para 1400°C, esta transformação é peritética (o que ocorre entre as fases líquida e sólida).

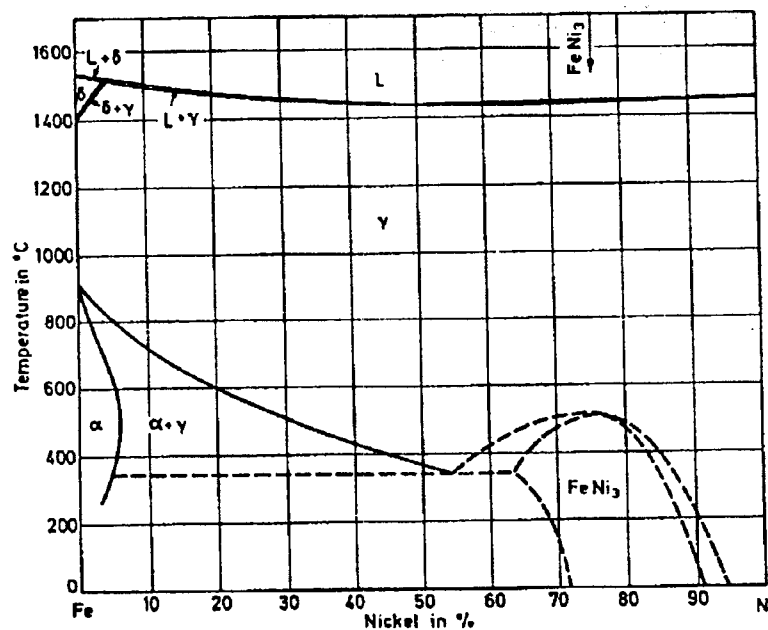


Figura 7 – Diagrama de Equilíbrio Ferro-Níquel de acordo com Kubaschewski apud Folkhard [7].

Diferente do cromo, o níquel não restringe, mas expande substancialmente a área da austenita. Com um aumento do teor de níquel, a área de transformação γ - α é deslocada para temperaturas mais baixas, de cerca de 900°C para 350 °C. A estrutura austenítica é estabilizada de tal modo que qualquer queda de temperatura mesmo que seja de 1°C desestabiliza-a, buscando sempre se igualar à temperatura ambiente, com taxas rápidas de resfriamento. Os aços austeníticos ao cromo e níquel são baseados neste efeito, de modo que a classe destes aços, não é dotada de grande dureza, tendo em vista o domínio completo desta transformação γ - α . As estruturas austeníticas não são magnéticas e podem facilmente ser distinguidas dos aços ferríticos com o auxílio de um ímã.

2.4. DIAGRAMA DE SCHAEFFLER

O diagrama de Schaeffler[8] é um valioso instrumento para a avaliação do depósito de solda. Ele permite estimar com antecedência a composição química e a estrutura de uma solda de um aço ligado. Permite também escolher os eletrodos apropriados para cada soldagem, mesmo heterogênea, de aço liga, aço carbono, aço inox ferrítico, austenítico, etc. Chega-se a comparar a importância do diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis à importância do diagrama Fe-C para os aços carbono.

Já existia, para os aços ao cromo e níquel laminados e forjados, desde 1920, um diagrama estrutural, chamado diagrama de Maurer. Porém Schaeffler modificou e o adaptou à soldagem, utilizando eletrodos revestidos de 4,7mm de diâmetro e diferentes composições de cromo e níquel. O método consistiu em depositar cordões simples e sem diluição conforme as normas da American Welding Society. Determinando a estrutura e a composição desse metal depositado, encontram-se os seguintes constituintes:

AUSTENITA - Uma estrutura puramente austenítica, c.f.c., de grande tenacidade, mas sujeita a fissurações a quente.

FERRITA - Uma estrutura ferrítica pura, e também uma estrutura austeno-ferrítica, de grande importância.

MARTENSITA - Uma estrutura dura e pouco tenaz (de acordo principalmente com o teor de carbono), sujeita a trincas a frio. Pode ser encontrada pura, ou o que é mais comum, com austenita e/ou ferrita. Nesse caso, suas propriedades devem ser melhores.

Em um sistema de coordenadas, onde os eixos representavam o efeito dos elementos alfaagênicos e gamaagênicos, locou-se os pontos referentes aos materiais envolvidos, encontrando as respectivas estruturas a temperatura ambiente, **Figura 8**.

Níquel Equivalente =
 $\%Ni + (30.\%C) + (0,5.\%Mn)$

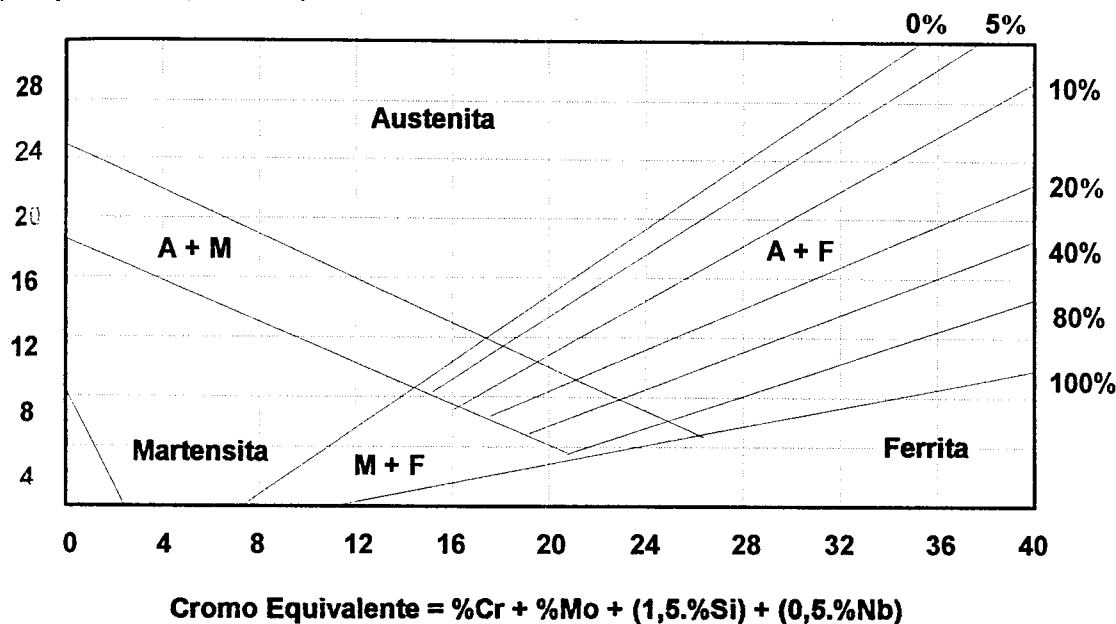


Figura 8 – O Diagrama de Shaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.

2.4.1. Influência dos elementos de liga na geração da Ferrita e da Austenita

Schaeffler mostrou que outros elementos agiam como o cromo e o níquel em maior ou menor escala. Seu grande trabalho foi pesquisar a influência de cada um. Verificou que todos eles (os usados realmente) podiam se encaixar em uma das duas categorias: alfaagênicos ou gamaagênicos.

2.4.1.1. Elementos Gamagênicos

NÍQUEL - É o gamagênico principal.

CARBONO - Usado em pequenas porcentagens, raramente ultrapassa 0,30% e raramente situa-se a menos de 0,03%.

NITROGÊNIO - Em teores maiores que 0,07% o nitrogênio pode ser considerado como elemento de liga que tem efeito análogo ao do carbono. Pode ser usado ou para substituir parcialmente o Ni, ou aumentar a resistência dos aços 18-10, sem o inconveniente da precipitação de carbonetos que o carbono oferece.

MANGANÊS - Pode substituir uma parcela considerável de Ni para conseguir, a temperatura ambiente, manter a estrutura austenítica. Em teores maiores que 6% (alguns autores dizem 4%) pode-se comportar como alfagênico, exigindo um maior teor de Ni para contrabalançar seu efeito.

COBRE - Parece ser levemente gamagênico. Pode melhorar a resistência em certos de meios de corrosão, assim como a resistência a fluência.

2.4.1.2. Elementos Alfagênicos

Consideram-se como alfagênicos os seguintes elementos:

CROMO - É o principal; é o termo de comparação dos demais elementos alfagênicos.

SILÍCIO - Possui uma influência 50% maior (coeficiente de 1,5) que o cromo, até o teor de 1%. Pode ser utilizado como elemento de liga nos aços refratários, ou para melhorar a resistência dos aços 18-10, em certos casos de corrosão sob tensão.

MOLIBDÊNIO - Melhora a resistência ao pitting, corrosão por frestas dos aços austeníticos, em certos casos de corrosão em meio úmido. Ele aumenta igualmente a resistência mecânica a quente dos aços 18-10. Sua influência é aproximadamente a mesma do cromo (*fator 1,0*).

TUNGSTÊNIO - Melhora a resistência mecânica a temperaturas elevadas.

NIÓBIO-TITÂNIO - Usados em teores bem pequenos, são alfacênicos e contribuem para fixar o carbono, evitando a corrosão intergranular.

2.4.2. Conceito de Níquel Equivalente

Conceitua-se, como níquel equivalente, a soma dos teores de níquel e dos elementos gamâgenicos, multiplicados pelo fator que expressa sua influência relativamente ao níquel. Assim o teor de níquel equivalente pode ser expresso por:

$$\text{Ni eq.} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0,5 \times \% \text{Mn}$$

Equação 1 – Fórmula para cálculo do Níquel Equivalente (Ni eq.).

2.4.3. Conceito de Cromo Equivalente

Analogamente o cromo equivalente será a soma ponderada dos elementos alfacênicos:

$$\text{Cr eq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 \times \% \text{Si} + 0,5 \times \% \text{Nb}$$

Equação 2 – Fórmula para cálculo do Cromo Equivalente (Cr eq.).

A parte mais importante do diagrama é a região austeno-ferrítica, onde se encontram várias curvas que expressam o teor de ferrita na estrutura. Essas linhas são de grande utilidade, ver diagrama de Schaeffler (**Figura 8**).

2.4.4. Escolha da composição ótima para a Zona Fundida

DEMARCAÇÃO DE CAMPOS - Sobre o diagrama de Schaeffler, pode-se demarcar regiões de problemas característicos. As composições químicas das soldagens que caírem dentro dessas regiões tendem a apresentar os problemas caracterizados. Assim, ao se executar a soldagem deve-se levar em conta primeiramente a prevenção contra o problema indicado.

CAMPO 1: ZONA DE CRESCIMENTO DE GRÃO

Abrange geralmente a região dos aços inoxidáveis ferríticos, ao cromo e com baixo teor de carbono; o problema é o crescimento irreversível dos grãos, quando o aço está aquecido a temperaturas maiores que 1150° C.

Esse crescimento irreversível dos grãos é mais acentuado na zona termicamente afetada, resultando em fragilização; normalmente não resiste sequer aos esforços de contração próprios da soldagem.

Por essa razão procura-se evitar a soldagem desses aços, especificando-se outro tipo que, embora mais caro, evite tais riscos. O uso mais generalizado desses aços é na soldagem de revestimento de chapas ("clad"), muito comum na indústria petrolífera e petroquímica, porque a fragilidade do revestimento é, em parte, compensada pela ductilidade da chapa base.

CAMPO 2: ZONA DE FISSURAÇÃO A FRIO

Esse campo abrange as estruturas martensíticas e parte das estruturas mistas martensíticas-austeníticas e martensíticas-ferríticas. São normalmente os aços temperados ou temperados e revenidos, com teores mais altos de carbono (EX: 0,3%) e os revestimentos duros que são os problemas desse campo.

A fissuração a frio (abaixo de 400⁰ C) ocorre nesses aços devido à coexistência dos três fatores: estrutura metalúrgica martensítica, tensões e hidrogênio.

A fissuração normalmente se localiza na zona termicamente afetada da junta soldada, mas pode também ocorrer no cordão de solda.

CAMPO 3: ZONA DA FASE SIGMA

Este campo engloba todas as composições de ligas que têm possibilidade de, após longo tempo de permanência a temperaturas na faixa de 500-900°C, fazer surgir uma fase chamada fase sigma, basicamente Fe-Cr, que tem como principal característica uma fragilidade elevada a temperatura ambiente. A fase sigma sendo formada basicamente de ferro e cromo tem mais facilidade de se desenvolver a partir da ferrita. Entretanto também pode ser formada na austenita. Sendo a proporção na fase de aproximadamente 1 átomo de Fe para 1 átomo de cromo, era de se esperar que só ligas de alta percentagem de cromo fossem susceptíveis. Entretanto devido à possibilidade de difusão, aliada ao fato de haver regiões microsegregadas de composições químicas diversas, há ocorrência de fase sigma em ligas com até 20% de cromo, austeníticas ou ferríticas.

CAMPO 4: FISSURAÇÃO A QUENTE

O campo engloba basicamente as composições austeníticas. O problema que pode ocorrer nas soldagens de ligas cuja composição esteja nesse campo é a *fissuração a quente*.

Ocorre em temperaturas acima de 1250° C. A explicação do fenômeno é que, nessas ligas, há possibilidade de formação de fases segregadas, de menor resistência mecânica. Esse fato, aliado a tensões de contração oriundas de uma soldagem, é suficiente para fissurar a solda em temperaturas ainda elevadas. Ocorre basicamente no cordão fundido, embora possa ocorrer também na ZTA.

REGIAO CENTRAL: "SEM PROBLEMAS"

No centro do diagrama existe uma região que não pertence a nenhum dos quatro campos. As composições químicas que pertencem a essa região indicam que a liga está livre dos quatro efeitos citados.

O objetivo então é tentar fazer com que a composição química da zona fundida caia dentro dessa região, embora esse procedimento *não resolva a situação para a zona termicamente afetada*, cuja composição química é a do metal de base. Os parâmetros a controlar para alcançar esse objetivo são basicamente, a escolha do eletrodo (metal de adição, fluxo, etc) e o controle da diluição (participação do metal de base) pela seleção apropriada dos parâmetros do processo de soldagem utilizado.

Ainda que esse objetivo não seja atingido, o diagrama de Schaeffler indicará o problema principal a encontrar na soldagem, possibilitando a prevenção (ou correção) necessária.

2.4.5. Efeito da Diluição

O diagrama de Schaeffler, dentro de suas limitações, não somente é útil para prever a estrutura da zona fundida de uma solda de aço inoxidável, como pode prever a estrutura

da zona fundida de soldas heterogêneas, de metais diferentes, ou de um mesmo metal com eletrodo diferente.

Como todo diagrama de fases, a regra da alavanca é válida e, conhecendo-se ou mesmo estimando-se a porcentagem da mistura, pode-se estimar a composição resultante e em consequência sua estrutura e propriedades esperadas.

2.5. A QUESTÃO DA DILUIÇÃO

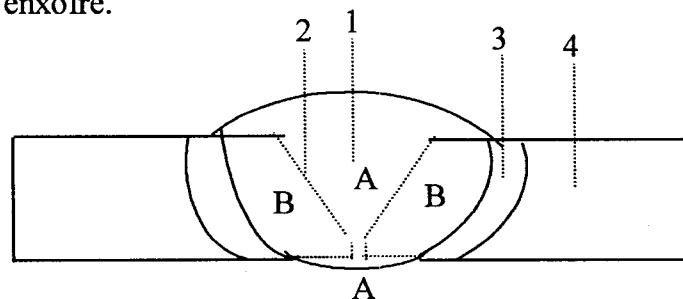
Nos processos[6] de fusão, a zona fundida pode ser formada sob as mais diversas condições. Nos processos mais comuns, isto é, na soldagem a arco com eletrodo consumível, o metal de adição fundido é transferido para a poça de fusão na forma de gotas, aquecidas a temperaturas muito elevadas, acima de 2000°C, no caso de aços.

Nas partes mais quentes da poça de fusão, localizadas logo abaixo do arco, o metal de adição é misturado, sob intensa agitação, ao metal de base fundido. Na parte posterior da poça, a temperatura cai e ocorre a solidificação. Nas regiões superaquecidas ocorre uma intensa interação do metal fundido com os gases e escórias presentes na região do arco. Estas interações envolvem a absorção de gases (por exemplo, o hidrogênio pelo aço, alumínio ou cobre), a redução de óxidos, com a transferência de oxigênio para o metal, a transferência de elementos de liga e impurezas do metal fundido para a escória ou vice-versa e a volatilização de elementos com maior pressão de vapor (por exemplo, Zn, Cd, Cr e Al).

A composição química final da ZF (Zona Fundida) depende da intensidade destas interações, das composições químicas do metal de base e de adição e da participação

relativa destes na formação da ZF. Esta participação relativa é conhecida como “coeficiente de diluição” ou simplesmente, como “diluição” (D), ver **Equação 3**. A diluição pode ser medida em macrografia da seção transversal de soldas, como mostra a **Figura 9**. Seu valor pode variar entre 100% (soldas sem metal de adição) e 0% (brasagem).

O controle da diluição é importante na soldagem de metais dissimilares, na deposição de revestimentos especiais sobre uma superfície metálica, na soldagem de metais de composição desconhecida, caso muito comum em soldagem de manutenção de materiais que tenham altos teores de elementos prejudiciais à zona fundida, como o carbono e o enxofre.



1. Zona Fundida.
2. Zona de ligação
3. Zona afetada termicamente.
4. Metal base.

Figura 9 – Diluição medida na seção transversal de uma solda.

$$\text{Diluição} = \frac{\text{Massa do metal base fundido B}}{\text{Massa total da solda A+B}} \times 100\%$$

Equação 3 – Cálculo da diluição.

Kiser apud Irving [9], diz em seu trabalho que os processos contribuem para a diluição, com a influência de muitas variáveis incluindo a técnica de operação. O “arco elétrico com eletrodo revestido, por exemplo, pode variar de 25% a 30%”, disse ele. “O

processo MIG-MAG, aparece contribuindo com a menor diluição. Tem-se na transferência por curto-circuito uma diluição de 5 a 15%, o arco pulsado de 8 a 16%, a transferência globular de 20 a 30%, e a transferência por spray de 30 a 50%. O processo TIG pode ser o menor de todos, com 0%, mas também pode alcançar um máximo de 100% em alguns casos. O processo a Arco-Submerso situa-se entre 20 a 25%”.

2.6 JUNTAS DISSIMILARES

Irving [9] disse “Metais dissimilares, que assunto fascinante”, “Seu domínio é a principal via para projetos criativos”, outros disseram “Se você não as necessita então, não as use”. Porém como muitas empresas pesquisam novos caminhos de desenvolvimento para manter-se, acabam pesquisando a soldagem dissimilar, sendo a junta dissimilar uma área promissora para ser investigada. Aqui está o que vários especialistas segundo Irving [9] disseram sobre o assunto: “A união mais comum”, diz Kotechi apud Irving, “são uniões ou transições de aço inox com aço carbono, tipicamente 304 com A36. Sempre haverá uma maneira de selecionar um metal de adição que produzirá alguma ferrita na solda, prevenindo problemas de trinca. Trinca é o principal problema”. “O consumível tipo 309 tem uma composição de liga suficiente, só que a diluição do aço carbono, não é suficiente para desestabilizar a austenita”, afirma Kotechi e “como resultado final, terá uma solda, totalmente austenítica”. O metal de adição do tipo 309 é também rico o suficiente em cromo para produzir suficiente ferrita no metal de solda, prevenindo problemas de trincas a quente. Kotechi demonstrou certo conhecimento sobre a utilização de metais de adição do tipo 309 nestes tipos de juntas dissimilares, isso há 20 anos atrás. Naquela época, estudos mostravam ser este um consumível seguro e mais adequado para estes tipos de juntas

dissimilares, porém atualmente não se pode afirmar tal conceito, principalmente para metais de adição fabricados como arame sólido.

A razão é que as siderúrgicas descobriram que trabalhando com aços com baixos teores de ferrita (Ferrita Número Baixo) como definido em 2.3 (diagramas de equilíbrio), consegue economia com menos desperdício e para que isso seja alcançado é necessário fabricá-los com processos como o A.O.D (Argônio-Oxigênio-Descarburizantes). Com este processo de fabricação as siderúrgicas conseguiram ajustar melhor a composição química. Deste modo, conseguem fabricar arames sólidos para os processos de soldagem MIG-MAG e Arco-Submerso, com baixo Índice de Ferrita (FN).

Há 20 anos, tinha-se como opção somente uma composição de 13%Ni e 24%Cr, hoje se tem 13,5%Ni e 23,5 %Cr, o que demonstra maiores precisões nas composições fazendo com que se produza produtos com alto limite de escoamento, dentro das tolerâncias de composição química determinada nas especificações da American Welding Society. Desta forma, o próximo passo é preocupar-se com a diluição, que no processo de solda de arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW), pode ser resolvido economicamente, com ajustes na composição química do revestimento dos eletrodos.

Outro estudo que forneceu um parecer sobre o problema da soldagem de juntas dissimilares foi o de Swain apud Irving que disse, "Primeiro, você teve um avanço nos metais base que formam as juntas dissimilares. Depois, dominou-se a diluição esperada, basta agora escolher o melhor processo, procedimentos e metal de adição para a aplicação".

Desta maneira direcionou o fabricante para a realização de uma solda de maior qualidade. LaFave apud Irving [9], disse que o metal de adição tipo 309 é adequado para a

soldagem de aços cromo molibdênio com aços austeníticos, em juntas que operam em meios com temperatura abaixo de 450°C. Se for usado em serviços ou experiências com pós-tratamento térmico acima de 450°C, então as séries de metais de adição à base de níquel devem ser usados.

Os problemas que ocorrem em operações a altas temperaturas incluem difusão de carbono e formação de carbonetos de cromo, oriunda do aço inoxidável para o lado do outro aço e ou difusão de carbono oriundo do outro aço para o aço inoxidável. Um metal de adição à base de níquel inibe ambos os tipos de difusão. O teor de carbono relativo dos aços é de 0,25% e de 0,08% nos aços inoxidáveis. “Em alguns casos”, disse ele, a Europa tende a usar metais de adição de níquel em aplicações práticas que operam em temperaturas abaixo e acima de 450°C.

Dentre as várias vantagens, cita-se o fato de que o fabricante não precisa preocupar-se com o conteúdo de ferrita nem com uma diferença significativa de coeficiente de expansão térmica, porém, existe um problema na lentidão da operação da poça de fusão quando metal de adição de níquel é usado. Quando se usa este metal de adição, a técnica de soldagem implica em se direcionar a poça de fusão para dentro de ambos os lados da junta, em seqüência, para garantir uma perfeita fusão. Os consumíveis de níquel tem um valor comercial maior do que os consumíveis de aço níquel-cromo.

Na escolha de consumíveis à base de níquel, Kiser apud Irving [9], concluiu por estudos realizados em um programa intensivo de pesquisa envolvendo Materials Properties Council, Electric Power Research Institute e GA Technologies, que a vida útil de uma junta dissimilar entre aços ferríticos e austeníticos estende-se 4,5 a 7,5 anos, quando

realizadas utilizando metal de adição à base de níquel, preferencialmente ao metal de adição de inox do tipo 309, ver Figura 10.

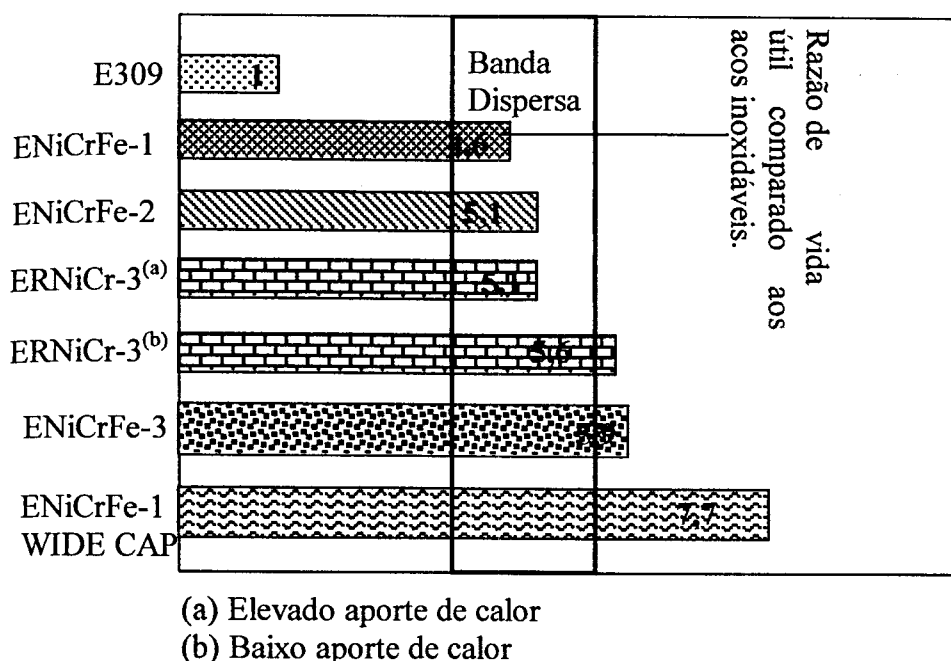


Figura 10 – Relação da vida útil de uma junta dissimilar de aço ferrítico e austenítico, obtida utilizando metais de adição de Níquel, em comparação a obtida utilizando metais de adição de inox do tipo 309.

De acordo com metalurgistas da Inco Alloys International, Inc, na soldagem de juntas dissimilares deve-se levar em conta vários critérios, entre os quais incluem-se os metalúrgicos, mecânicos, físicos e propriedades de corrosão. As condições metalúrgicas envolvem limites de solubilidade, fases secundárias e fases estáveis. A meta é a integridade da solda.

Já Lundin [10], em sua revisão bibliográfica para o Metal Properties Council, Inc./EPRI (Metal Properties Council, Inc./EPRI apud Lundin), preparou um relatório técnico bem explícito, objetivando esgotar este assunto por solicitação do próprio conselho e fez uma revisão bibliográfica avaliando trabalhos de 1935 até abril de 1981. Tomou como referência uma avaliação industrial feita por Haas apud Lundin [10] do grupo de

força tarefa de juntas dissimilares, que não foi suficiente para avaliar o tamanho do problema.

Assim sendo, o objetivo da revisão bibliográfica foi de produzir um relatório experimental, para servir de base nas investigações e pesquisas das juntas dissimilares. As visitas informais às indústrias revelaram que o nível encontrado do problema de utilização das juntas dissimilares eram de diferentes grandezas dependendo do consumível utilizado, por exemplo, aqueles que utilizam em suas juntas dissimilares o metal de adição do tipo 309 encontraram mais dificuldades do que aqueles que utilizaram ligas de níquel. Na **Tabela 1**, é apresentado o resultado resumido do levantamento feito nas indústrias.

Tabela 1 – Levantamento Industrial do Desempenho das Juntas Dissimilares.

81% não relataram falhas.
37% relataram falhas, somente após 100.000hs.
63% relataram falhas utilizando consumíveis 309.
12% relataram falhas utilizando consumíveis de Ni.
6% relataram falhas em soldas sujeitas à pressão.
17% relataram falhas com consumíveis ferríticos.
76% relataram falhas em regiões de superaquecimento.

Está claro, quando se analisa a **Tabela 1**, que o problema embora crítico nas caldeiras e seus equipamentos, está longe de ser completamente devastador para os 19% das unidades que apresentaram falhas.

Destas, 37% relataram ter o início da falha ocorrido após 100.000 hs de serviço. O tempo mínimo de início da falha registrado foi de 29.000hs (203 inícios), considerando que

os limites de serviço situam-se entre 29.000 a 125.000 horas. O tempo médio de existência de falha foi calculado em 80.000hs. Isto confirmou que os superaquecimentos e a fabricação das juntas dissimilares com consumíveis austeníticos do tipo 309 utilizados em caldeiras foram os responsáveis pelo crescimento das falhas.

A cronologia do pioneirismo do uso de juntas dissimilares deve-se a Krupp apud Lundin [10], quando utilizou consumíveis austeníticos na fabricação de armaduras. Já em 1940 foram fabricadas juntas dissimilares ou de transição para a utilização em caldeiras. Estas primeiras juntas foram realizadas com consumíveis austeníticos. Em 1950, e em 1960 houve um aumento do uso destas juntas também denominadas de juntas de transição para a utilização em caldeiras, especialmente para aplicação em altas temperaturas de vapor, por volta de 566°C.

A primeira falha foi registrada em 1950, e a partir daí, os esforços foram realizados para buscar entender melhor os fenômenos de falha. Em 1970 e 1980, houve um aumento de ocorrências de acidentes de falha em juntas dissimilares devido ao fato das juntas fabricadas em 1960 terem alcançado as 100.000 h de serviço. Alguns dos fatos gerais que provocaram as falhas foram os seguintes:

1. As falhas ocorrem quase que invariavelmente na Z.T.A. (Zona Termicamente Afetada), do metal base ferrítico, adjacente à linha de fusão.
2. Um empobrecimento de carbono aparece no metal base ferrítico adjacente à linha de fusão, e um enriquecimento ocorre na zona entre o metal base inoxidável e o metal de solda de níquel. Estas regiões não surgem, logo após a soldagem (e diluição). Porém aparecem como resultado do PWHT (Tratamento Térmico após a Soldagem) ou quando expostos a altas temperaturas.

3. A região empobrecida (macia) de carbono, no metal base de baixa liga é composta essencialmente de ferrita e carbonetos. Já na região enriquecida de carbono (dura), além de outros constituintes predominam os carbonetos.
4. As trincas resultam freqüentemente de vazios, contornos de grão ou ruptura localizada geralmente paralela à linha de fusão.
5. Os coeficientes de expansão, das várias regiões da solda são extremamente importantes, considerando a geração de tensões térmicas.
6. O tipo de metal de adição é o de maior significância na difusão e nos pontos de restrições térmicas.

Lundin [10] enfatiza que a migração de carbono através da interface da solda é considerada um fator significante na “vida útil” de uma junta dissimilar, desde que nas regiões onde houve movimentação de carbono haja mudanças de propriedades. A migração de carbono causa perda de resistência mecânica no metal base ferrítico adjacente à linha de fusão e um aumento na dureza (e provavelmente também na resistência, com a mudança do módulo de elasticidade) no metal depositado (região de enriquecimento de carbono). Alguns conceitos podem ser descritos sobre a migração de carbono:

1. O carbono difunde-se 5 a 10 vezes mais rápido na ferrita do que na austenita, na mesma temperatura:
 - a. Difusão de carbono depende da temperatura, tempo e teor de carbono (atividade que pode ser controlada);
 - b. O teor de carbono em solução na ferrita e austenita tem sua importância para efeito da migração;
 - c. A solubilidade do carbono na austenita, é mais alta do que na ferrita;

- d. Os formadores de carbonetos em solução na ferrita retardam a migração de carbono ou estabilizam o metal base ferrítico;
 - e. O aumento do teor de níquel no metal de adição altera a solubilidade do carbono, forma carbonetos menos estáveis, muda a difusividade e em geral atrasa a migração de carbono do metal base ferrítico.
2. O caminho é controlar passo a passo, a difusão de carbono no metal de adição austenítico (pode ser o 309 ou Níquel) ou a formação de carbonetos após o limite de solubilidade ser alcançado.
 3. Alguns pesquisadores acreditam que tensões térmicas aumentam a difusão de carbono e então as juntas de metal de adição 309 podem experimentar mais rapidamente a formação de regiões empobrecidas de carbono.

O fenômeno de migração de carbono tem sido considerado como o maior das muitas outras reações metalúrgicas em juntas dissimilares. Klueh and King [11] trabalharam com juntas dissimilares austeno-ferríticas (aço cromo-molibdênio, 2¼Cr-1Mo e inox austenítico) utilizadas em tubulações de superaquecedores e reaquecedores, e afirmaram que a microestrutura de uma junta dissimilar típica que falhou, foi estudada por um grande número de pesquisadores, e os fatores que contribuíram para a fratura da junta foram amplamente reconhecidos. Tucker and Eberle apud Klueh and King resumiram algumas das várias razões postuladas para explicar as falhas em juntas dissimilares:

1. Tensões do Ciclo Térmico.
2. Resistência à baixa oxidação do aço baixa-liga ferrítico.
3. Migração de carbono.
4. Deterioração das Propriedades metalúrgicas, causada por serviço em temperaturas elevadas.

Porém nenhuma conseguiu explicar com exatidão o mecanismo da microestrutura da falha. Os estudos de Tucker and Eberle apud Klueh and King, mostraram que os consumíveis de alto teor de níquel são superiores àqueles consumíveis do tipo 309. Esta conclusão é aceita por muitos na indústria, e os consumíveis de níquel são agora utilizados quase que exclusivamente.

Doody [12], em seus estudos, verificou que juntas dissimilares entre aços ao carbono e aços inoxidáveis apresentam um aspecto microestrutural que pode afetar adversamente a resistência por corrosão sob tensão em trincas de sulfetos. Segundo descreve, aços austeníticos ou ligas à base de níquel pode ser facilmente soldada com aços ao carbono, com qualquer dos processos de fusão a arco. Tanto os consumíveis inoxidáveis (por ex. Tipo 309) como os consumíveis de níquel são usados. A composição e a microestrutura do metal depositado em juntas dissimilares podem ser simplificadas e com razoável estimativa, com utilização de cálculos de diluição [6] e com o diagrama de Schaeffler.

Feldstein [13] diz que, em geral, o metal de adição deve ter propriedades mecânicas e de corrosão no mínimo igual ao do metal base de menor resistência da junta. Adicionalmente, não deve existir componentes intermetálicos ou outras fases que degradam as propriedades do metal depositado. Além disso, sua microestrutura é resistente a trincas.

Uma estrutura austenítica com FN de 5 a 10 tem se mostrado com alta resistência a trinca. Uma junta dissimilar entre aço inoxidável e aço ao carbono ou baixa liga, para aplicações que envolvem exposição a temperaturas mais elevadas, são limitadas a 370°C no máximo. O diagrama de Schaeffler é particularmente utilizado quando se pesquisa qual metal de adição é mais adequado para uma junta dissimilar.

O exemplo do diagrama de Schaeffler da **Figura 11** mostra a união de um aço ao carbono (ponto A) com um aço inoxidável tipo 304 (ponto B), usando um metal de adição do consumível 309 (ponto D). O ponto C mostra a composição do metal de solda na condição da junta sem adição. Se fosse assumido que cada metal base é fundido por igual, o ponto C se encontraria no meio da reta que liga A a B.

Como a junta foi soldada com o consumível E309, a composição do metal de solda estará ao longo da reta que liga C a D, dependendo do grau de diluição. Considerando que o processo de soldagem seja o SMAW, o qual tem uma diluição média de 30%, o metal de solda cairá no ponto E região do diagrama de schaeffler, sem problemas, o que confirma ser este E309 um consumível adequado para esta dissimilaridade austeno-ferrítica. Este metal de adição deve ser resistente à corrosão, ao contrário do obtido no ponto C, o qual é mais sensível a trinca devido a formação de martensita. Metais de adição dos consumíveis do tipo 309 e 309L(25Cr-12Ni) são os mais comumente utilizados na união de juntas dissimilares, entre aços ao carbono e baixa liga com os aços inoxidáveis, estes normalmente contém de 8 a 15FN.

Os tipos 304 Cb, 309Mo, 309MoL e 312 (29Cr-9Ni) são respectivamente, mais fortemente ferríticos. Soldas satisfatórias são obtidas com metais de adição de níquel-cromo e com estes metais de adição, as juntas podem trabalhar em temperaturas acima de 370°C, minimizando alguns problemas de alívio de tensões.

Embora o diagrama de Schaeffler ainda seja o mais utilizado para prever o conteúdo de ferrita dos depósitos das juntas dissimilares, mais recentemente desenvolveu-se um diagrama que melhorou a extensão e a exatidão da previsão do metal de solda inoxidável e o relacionado com a junta dissimilar. Este se denomina Diagrama de Delong, **Figura 12**, descrito no Welding Research Council Diagrams (WRC-1988 e WRC-1992).

Sun and Han [1], no estudo denominado “Soldabilidade e Propriedades de Juntas Inoxidáveis Dissimilares entre os Aços Inox Martensítico e o Austenítico”, dizem que uma série de estudos tem sido realizada para pesquisar as propriedades das juntas dissimilares, que utilizam os aços inoxidáveis martensíticos e austeníticos, como este caso do F6NM (0Cr13Ni4Mo) e o AISI 347, respectivamente. Este tipo de junta requer boas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e uma permeabilidade magnética estável, além de uma boa soldabilidade. Realizaram testes de soldabilidade abrangendo simulações de ciclo térmicos da solda no aço martensítico, objetivando analisar sua influência e a do tratamento térmico após soldagem, caracterização microestrutural e caracterização mecânica na Z.T.A. (Zona Termicamente Afetada); Sun and Han [1] inseriram testes para analisar a tendência de trinca a frio do aço martensítico, e teste de restrição severa para determinar a susceptibilidade de trincas a quente dos múltiplos passes das juntas dissimilares.

Níquel Equivalente =
 $\%Ni + (30\%C) + (0,5\%Mn)$

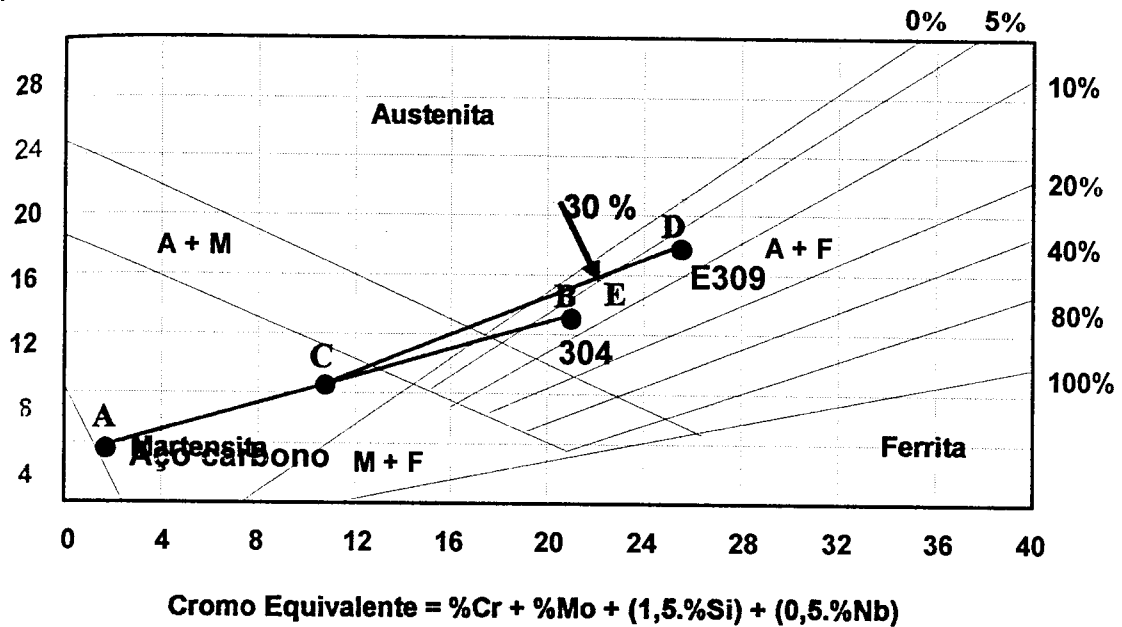


Figura 11 – O Diagrama de Schaeffler usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.

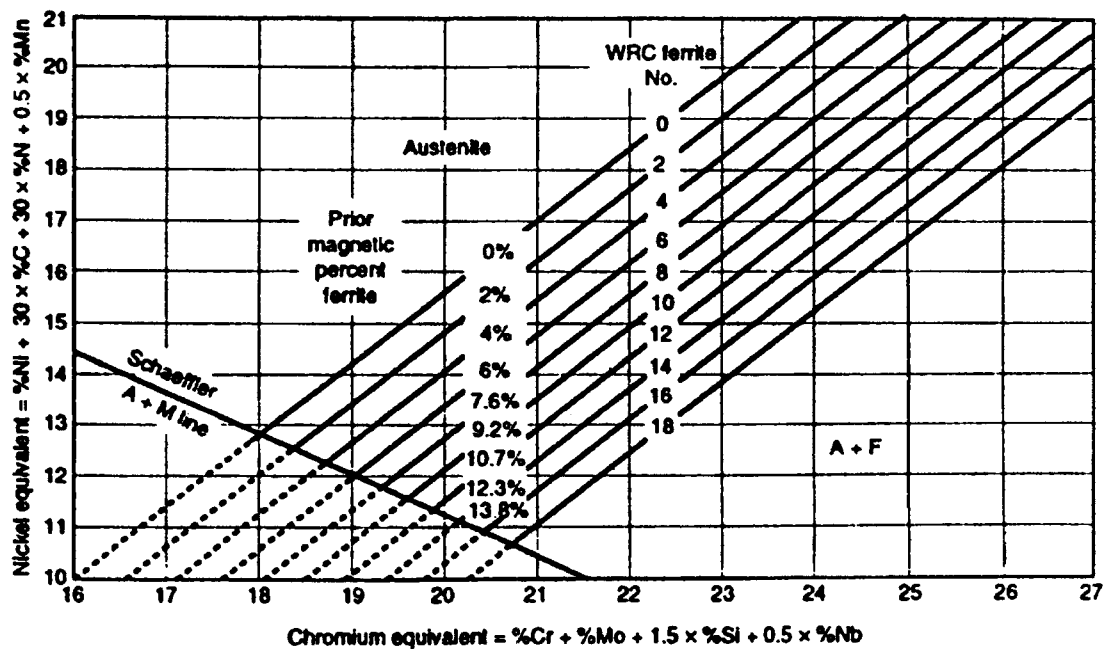


Figura 12 – O Diagrama de Delong usado para fazer um prognóstico da microestrutura da solda.

Os resultados da simulação indicaram que a tenacidade da Z.T.A. do aço martensítico não teve alteração significativa após o ciclo térmico da solda. Os resultados dos testes inseridos por Sun and Han indicaram que as juntas produzidas, usando metais de adição de níquel, não mostram tendência de trincas a frio, considerando que as juntas que utilizam metais de adição martensíticas ou ferríticas apresentam esta tendência.

Baseado nos resultados dos testes de soldabilidade, um procedimento de solda (usando o processo TIG na raiz, com o consumível de níquel do tipo ERHNiCrMo2B, seguido do processo a arco elétrico com o consumível de níquel do tipo ENiCrFe-3B), foi desenvolvido e um tratamento térmico de 600°C/2hs foi recomendado. Juntas soldadas utilizando o procedimento de solda proposto, não apresentaram trincas a quente e nem a frio. Após o tratamento térmico proposto, as juntas exibiram propriedades mecânicas, assim como resistência à corrosão, satisfatórias. Algumas das conclusões encontradas pelos autores indicam que:

1. O aço martensítico tipo F6NM possui boa tenacidade, em toda a região da Z.T.A., embora tenha uma leve tendência a fragilização.
2. O aço F6NM não mostrou-se susceptível a trincas a frio quando se usa consumíveis de níquel do tipo ENiCrFe-3B, porém torna-se susceptível quando utiliza-se eletrodos do tipo martensíticos ou ferríticos.

Rowe, Nelson e Lippold [14], investigaram trincas induzidas por hidrogênio ao longo da linha de fusão de uma junta dissimilar de metal base A36, unido com ele próprio na qual a dissimilaridade estava na utilização dos metais de adição; avaliaram a utilização de três metais de adição diferentes ER308, ER309LSi e ERNiCr-3, soldada pelo processo TIG, com gás argônio puro e gás argônio com 6% de hidrogênio; na verdade o objetivo

desta investigação foi conhecer os motivos das diversas trincas ocorridas na linha de fusão, isto é, transição entre o metal base e o metal de adição em juntas dissimilares de revestimento normalmente de materiais austeníticos sobre ferríticos, objetivando ter uma resistência à corrosão, usadas intensamente em indústrias de geração de potência, petroquímicas e de mecânica pesada.

Foi verificado nestes tipos de juntas a ocorrência de trincas na linha de fusão e, na maioria das vezes, estas trincas ou descolamentos estavam associados ao ambiente com hidrogênio sendo que o mecanismo foi descrito por vários autores como uma forma de trinca induzida por hidrogênio. Na prática, entretanto, este tipo de trinca ocorria durante a fabricação, antes da exposição do produto ao ambiente com hidrogênio.

O fato que descolamentos podem acontecer sem exposição prolongada ao ambiente com hidrogênio em serviço, que sugere que, não é só hidrogênio do ambiente o causador de descolamentos, deixando a entender que hidrogênio proveniente da absorção durante a soldagem pode causar trincas perto da linha de fusão no metal dissimilar.

Os autores fizeram uma caracterização desta junta por microscopia utilizando uma técnica metalográfica denominada "ferrofluid color metallography technique", revelando que as trincas estavam concentradas em regiões do metal de solda que tinham martensita, sendo executada esta caracterização microscópica usando metalografia ótica, microdureza, espectroscopia por energia dispersiva de Raios-X(EDS) e medidas de diluição.

Barnhouse e Lippold [15] avaliaram o efeito da microestrutura de dois metais de solda de aço inoxidável duplex, especificados como AWS ER2209 e a liga de níquel 625- AWS ERNiCrMo-3, sobre a tenacidade e resistência à corrosão localizada. Para isso fizeram uma

caracterização metalúrgica de uma junta dissimilar entre o aço inoxidável duplex liga 2205 e o aço carbono comum A36, unido por solda com o processo GTAW.

Foram feitas soldas livres de defeitos com cada consumível e observaram que, a tenacidade de ambas as juntas foram aceitáveis mesmo com a quantidade de calor aportado. Uma região martensítica estreita e de alta dureza foi observada na linha de fusão da A36 com o ER2209, o que não ocorreu com a junta realizada com a liga de níquel 625-ERNiCrMo-3.

A resistência à corrosão localizada da junta feita com o ER2209, melhorou com o aumento do aporte de calor, provavelmente devido ao alto teor de austenita e a precipitação do nitreto de cromo(Cr_2N) oriundos de uma velocidade maior de resfriamento da junta, que também beneficia a corrosão localizada, preenchendo com cromo regiões empobrecidas ao redor dos precipitados.

Já a junta realizada com a liga de níquel 625 (ERNiCrMo-3), apresentou corrosão severa na raiz, enquanto o volume da solda resistiu, o passe de raiz foi completamente corroído pela solução de cloreto de ferro, em princípio em função de uma alta diluição do metal de adição no metal base de aço carbono, como indicou a variação da resistência à corrosão dos passes de enchimento subsequentes. Nota-se com isso que houve uma mudança de composição química apreciável, entre o passe de raiz e os passes de enchimento e acabamento.

Os estudos mostraram que ambos os consumíveis de soldagem podem ser usados na soldagem desta junta dissimilar, porém deve-se estar atento aos ambientes corrosivos com os quais irão trabalhar. Segundo os autores, aços inoxidáveis duplex tem atraído diversas indústrias devido as suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que são superiores à dos outros aços inoxidáveis e aços estruturais. Apesar da união de aços inoxidáveis duplex ter sido estudada extensivamente, o aumento da aplicação destes aços

requereu um entendimento melhor dos assuntos associados com solda de metais dissimilares.

A união de metais dissimilares é geralmente mais desafiadora do que a de metais similares devido às diferenças entre as propriedades físicas, mecânicas e metalúrgicas dos metais base a serem unidos. Estas diferenças também dificultam no momento da seleção do metal de adição compatível com ambos os metais base. Portanto estes metais de adição devem ter uma compatibilidade entre os dois metais dissimilares. Há algumas diretrizes para soldar metais dissimilares, na maioria dos casos o prognóstico das microestruturas e das propriedades resultantes do depósito de solda não é uma tarefa fácil.

Os autores objetivaram transmitir alguns dados das propriedades microestruturais relacionadas com a soldagem dissimilar por fusão de aços inoxidáveis duplex. Em muitos estudos os materiais dissimilares selecionados incluem aços ao carbono estruturais (A36), aços inoxidáveis austeníticos (tipo 304L) e aços inoxidáveis martensíticos (tipo 410). Este trabalho focou uma combinação dissimilar da liga de aço inoxidável duplex, 2205 com o aço ao carbono A36.

Os primeiros estudos de juntas dissimilares foram dedicados a ligas ferrosas, entretanto foi dada bastante ênfase nas trincas de liquação dos metais de adição, (referiam-se as microtrincas de liquação), as trincas da zona afetada pelo calor, migração de carbonos e inclusão de óxidos, como investigado por Pattee, et al apud Barnhouse e Lippold [15]. Em 1940 Schaeffler propôs um diagrama, para selecionar eletrodos para uma junta dissimilar entre aços ao carbono e aços inoxidáveis, que apresentava os constituintes microestruturais do depósito de solda sabendo de suas composições, ditada pela proporção relativa de metais de adição e metais de base.

Este diagrama, comumente denominado como diagrama constituinte de Schaeffler, pode ser usado como meio de prever a microestrutura do metal de solda de juntas

dissimilares de um seletivo grupo de ligas. Esta habilidade de prever microestruturas usando o diagrama de Schaeffler, fornece uma valiosa ferramenta para selecionar os metais de adição e determinar os efeitos com a diluição do metal base. O diagrama é particularmente utilizado para fornecer teor de ferrita nos depósitos de aços inoxidáveis austeníticos e determinar a constituição da união dissimilar entre os aços inoxidáveis austeníticos e aços ao carbono.

Beres [16] propõe um diagrama modificado que leva em conta os efeitos do cromo equivalente quando $\leq 18\%$ e carbono $> 0,1\%$. O forte efeito austenitizante do carbono altera a microestrutura de aços Cr-Ni que não são levados em conta pelo Nieq (níquel equivalente) no diagrama de Schaeffler. Por determinação do efeito austenitizante do carbono e dos elementos de liga, uma fórmula matemática foi desenvolvida para calcular um novo Nieq denominado de Nieq_B.

O diagrama de Schaeffler pôde ser melhorado desta forma; construiu-se uma nova equação com boa estimativa das medidas das temperaturas de Ms. Concluiu-se que temperaturas de Ms para aços de alta-liga endurecíveis e resistentes à fluência, dependem da corrida do aço, variando dentro de uma larga faixa. Isso é por que a sensibilidade de trinca do metal de solda muda fortemente durante a operação de soldagem. O diagrama de Schaeffler é muito importante para o engenheiro de solda, auxiliando-o na determinação das microestruturas dos metais de solda dos aços austeníticos de Cr-Ni, sendo normalmente utilizado para prever ferrita em metais de adição de aços inoxidáveis austeníticos, onde o metal base também é localizado no diagrama. O Creq. de aços inoxidáveis, normalmente excedem 18%Cr, assim sendo, estudos foram realizados para melhoria desta parte do diagrama. Como resultado do trabalho científico de Olson, Kotechi e Siewert apud Béres, consideraram precisa esta seção do diagrama.

A região do diagrama de Schaeffler com menos de 18% de cromo equivalente quase não foi investigada. Olson derivou uma fórmula para cálculo de temperatura de Ms de aço inoxidável da composição deles, mas não foi muito além, deveria ter enfatizado que aços inoxidáveis têm baixo teor de carbono, e o diagrama de Schaeffler só é válido para aços que contêm 0,1% ou menos de carbono; Quando a concentração de carbono é muito maior que este valor, o efeito de carbono é significativamente reduzido. O efeito nitidamente decrescente da austenitização pelo carbono é comprovado, sendo esta a causa da microestrutura de solda conter muito mais martensita do que o previsto pelo diagrama de Schaeffler.

Missori e Koerber [17], verificaram que uma composição satisfatória da zona soldada é obtida na fusão simultânea de metais de adição diferentes. Em um estudo prévio, investigaram juntas soldadas que foram executadas com sucesso, utilizando o processo de solda a Laser (LBW), tendo como vantagem deste processo a redução de distorções e das tensões residuais. Estas juntas dissimilares sempre foram sujeitas a vários estudos devido as falhas prematuras em serviço relacionadas com as tensões térmicas oriundas das interfaces das soldas e das alterações metalúrgicas, tais como migrações e precipitações de carbono, observadas depois de prolongada exposição a altas temperaturas.

Neste trabalho os autores não focaram estes assuntos, sendo seus interesses a qualidade da zona fundida no que diz respeito à composição química, microestrutura e ausência de descontinuidades tais como trincas de solidificação e falta de fusão.

Omar[18], diz que um bom controle do pré-aquecimento e em consequência, da taxa de resfriamento de uma junta dissimilar fabricada com eletrodos de AWS ENiCrFe-3, resultam em uma grande redução e em alguns casos completa eliminação da zona de grande dureza da junta.

Um estudo experimental foi conduzido para determinar os efeitos dos parâmetros de soldagem, otimizando aqueles que mais influenciam na eliminação ou redução da extensão das zonas de grande dureza da junta, pré-aquecimento, espessura dos metais base e composição química dos consumíveis são os que mais influenciam. Mantendo-se um bom pré-aquecimento para uma determinada espessura do metal base e controlando-se a temperatura de interpasse homogeneamente, tem-se como resultado uma junta dissimilar com grande redução e em alguns casos total eliminação das zonas duras, fabricada com consumíveis de ligas de níquel tal como o AWS ENiCrFe-3, porém quando se utiliza o consumível AWS E309, tal resultado não ocorre.

Isto indica que dependendo da taxa de resfriamento, que é função do pré-aquecimento e da composição do consumível utilizado, as zonas duras podem ser eliminadas. Esta taxa de resfriamento deve ser lenta o suficiente para evitar a formação de estruturas alotrópicas duras, tal como a martensita, e rápida o suficiente para evitar a precipitação de fases intermetálicas duras. Uma boa composição química do consumível é um dos fatores que retardam a formação e precipitação das fases intermetálicas durante a soldagem, enquanto o pré-aquecimento mantém a prevenção quanto à formação das estruturas alotrópicas tais como a martensita.

Infelizmente, estas únicas características não estão presentes se não em todos, mas na maioria dos consumíveis inoxidáveis de Cr-Ni. Os consumíveis de ligas de níquel se mostraram ser os mais adequados. Por muitos anos e principalmente por razões econômicas, usou-se juntas dissimilares em uma variedade de equipamentos e aplicações. Estas juntas na maioria das vezes são fabricadas de aços ao carbono ferríticos e aços inoxidáveis austeníticos, em partes dos equipamentos onde se requer resistência à corrosão. Grande parte destas juntas são fabricadas com consumíveis de aços inoxidáveis austeníticos.

Estes consumíveis, os quais são conhecidos por terem alto teor de liga, são selecionados para dar um depósito de solda que aceitam uma diluição com o lado ferrítico sem resultar em microestruturas sensíveis a trincas. Infelizmente, juntas dissimilares têm várias desvantagens metalúrgicas e de fabricação que podem conduzir freqüentemente às falhas em serviços. As falhas de fabricação mais pronunciadas são trincas a quente e o uso inadequado do consumível, principalmente com a utilização de consumíveis de aço ao carbono. O uso de eletrodos de aço ao carbono provoca a formação de uma estrutura de alta dureza, sujeita a trinca no lado do aço inoxidável da junta dissimilar.

Uma pesquisa bibliográfica revelou mais de 170 artigos que associam juntas dissimilares a falhas em serviços. A descrição de zona dura, segundo Ludin apud Omar são zonas enriquecidas de carbono que contêm constituintes tais como martensita, e predominantemente carbonetos. Um significativo número de artigos refere-se às zonas duras como zonas não misturadas (UMZs), zonas de transição ou zonas misturadas intermediárias (IMZs) e intermetálicas que se desenvolvem durante a solidificação do banho na linha de fusão do material ferrítico.

Os intermetálicos são produtos de transformação do estado sólido, os quais incluem-se os carbonetos e nitretos. A formação de intermetálicos é normalmente associada com ciclos térmicos entre 425 a 900°C, durante qualquer tratamento térmico pós-soldagem ou serviço a alta temperatura. Recentes estudos mostraram que aquela precipitação significativa de intermetálicos pode acontecer durante a soldagem. Dependendo da composição química do metal de adição usado, as mesmas fases de intermetálicos formam-se em diferentes fases térmicas.

Kotecki e Siewert [19] em seus estudos, apresentaram que um diagrama de constituição refinado que oferece prognósticos mais precisos do parâmetro (FN) para aços inoxidáveis que contém Cu e para juntas dissimilares.

Objetivando um aumento da precisão do prognóstico do parâmetro FN (Ferrite Number) no metal de solda de aço inoxidável austenítico, relacionado com juntas dissimilares, o conselho de diagramas de 1992 do Welding Research propôs uma modificação do diagrama constituído de 1988. O diagrama proposto pelo conselho incluiu um coeficiente de Cu no Ni equivalente, removendo uma tendência assim do conselho de 1988 de superestimar o parâmetro FN do metal de solda quando o conteúdo de Cu é alto. Também podem ser estendidos os eixos do WRC-1992 (como no diagrama de Schaeffler) para prognosticar os efeitos da diluição em juntas dissimilares.

O prognóstico de microestruturas e propriedades (tais como trincas a quente e resistência à corrosão) para aços inoxidáveis austeníticos tem sido objeto de muitos estudos.

Em 1985 uma revisão bibliográfica feita por Olson apud Kotecki e Siewert listou 169 referências de prognósticos de microestruturas e propriedades de metais de solda austeníticos. Durante as últimas duas décadas, dois destes diagramas de prognósticos ampliaram suas aplicações. Estes foram o diagrama de Schaeffler publicado em 1949, que foi extensivamente usado para calcular o conteúdo de ferrita de metais de solda de aço inoxidáveis e também em juntas dissimilares austeníticas, ferríticas.

Entretanto vários problemas foram identificados quando se usa este diagrama. Schaeffler não considera o efeito potencial de austenitização do N em altas temperaturas tratando incorretamente o efeito do Mn, pois o Mn em altas temperaturas não é austenitizante, como prevê o diagrama, entretanto o Mn estabiliza a austenita em baixas temperaturas para que ela se transforme em martensita. O diagrama de Schaeffler também faz prognósticos do percentual de ferrita, o que depois, viu ser impreciso sendo desenvolvido o método magnético de determinação de "Ferrite Number" e especificado para a determinação do conteúdo de ferrita.

O outro diagrama amplamente usado foi o de DeLong, publicado em 1974 e inserido alguns melhoramentos. Ele tem uma escala de FN e inclui um coeficiente para N no Nieq., tendo sua faixa de composições mais limitada do que no diagrama de Schaeffler.

Em efeito, o diagrama de DeLong melhorou a precisão do prognóstico em troca de uma composição mais restrita; restrição esta que alcançou todos os metais de solda dos aços inoxidáveis austeníticos. Entretanto ele também tratou incorretamente o efeito do Mn, como Schaeffler, e superestimou o FN de composições de alta liga, como o tipo 309. Também suas aplicações limitaram-se às juntas dissimilares. O novo diagrama WRC-1988 desenvolvido, superou muitos dos problemas existentes nos diagramas de Schaeffler e DeLong. Ele foi desenvolvido com os mais recentes dados medidos da escala FN, e removeu os erros do coeficiente Mn do Nieq., eliminando a sistemática de superestimação de FN em composições metais de solda de alta liga.

Enquanto este, cobre mais composições do que DeLong, por outro lado, tem um alcance de composição menor do que o diagrama de Schaeffler porque só atinge as ligas comerciais (e composições experimentais que eram modificações secundárias de ligas comerciais) com que foi desenvolvido. Desde que o primeiro diagrama WRC-1988 apareceu, esteve sujeito a avaliação e revisão. Dados independentes de mais de 200 metais de solda confirmaram a precisão do prognóstico melhorado do WRC-1988; como resultado este diagrama está sendo considerado o substituto de DeLong no ASME Boiler and Vessel Code.

Missori e Koerber [20] em seus estudos comparam a constituição de uma zona soldada com os prognósticos de fases estimada pelo diagrama de Schaeffler.

Juntas de transição ou juntas dissimilares entre aços inoxidáveis austeníticos e aços baixas ligas ferríticos são amplamente utilizadas em muitas aplicações a altas temperaturas de sistemas de conversão de energia. Foram reconhecidos problemas relacionados ao uso de tais juntas, devido às falhas prematuras freqüentemente ocorridas durante o serviço, ligadas a tensões térmicas geradas na interface da solda e às mudanças metalúrgicas (tais como, migração de carbonos, precipitação de carbonetos) observadas depois de exposição prolongada a alta temperatura.

Este trabalho relata o resultado de investigações de juntas dissimilares executadas em chapas e tubos com penetração total com o processo de soldagem a laser (LBW), dentro do conceito de pesquisar novos procedimentos que permitam melhor controle nas transformações metalúrgicas, minimizando as tensões térmicas.

Este trabalho experimental incluiu análises metalográficas, ensaios de dureza, difratometria de raios-X, e avaliação das fases na zona fundida. Os dados foram comparados com as avaliações feitas previamente pelo diagrama de Schaeffler. Os resultados mostraram a possibilidade de obter-se composições químicas e fases de acordo com os previstos. Na maioria das vezes a constituição da zona fundida foi a mesma prevista.

Albert, Gill, Tyagi, et al [21], investigaram através do artigo intitulado "Formação de zona de baixa dureza na junta dissimilar de dois aços cromo-molibdênio", observando a formação de zonas de alta e de baixa dureza, como parâmetro para melhor definir a seleção de consumíveis para a soldagem da junta dissimilar ferrítica entre os aços cromo molibdênio 2,25Cr-1Mo e 9Cr-1Mo.

Propuseram uma equação para o cálculo do parâmetro o qual denominaram de atividade do carbono (a_c), investigando sua influência na formação das chamadas zonas duras;

Duas juntas dissimilares foram realizadas entre dois aços ferríticos ao cromo molibdênio, 9Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo, foram caracterizadas por estabilidade microestrutural após vários tratamentos térmicos pós-soldagem. As amostras para a investigação foram retiradas do bisel amanteigado com metal de adição de 2,5Cr-1Mo sobre o metal base de 9Cr-1Mo e vice-versa. A subsequente aplicação do tratamento térmico resulta na formação de uma zona de baixa dureza no amanteigamento do metal de adição de baixo cromo no metal base de alto cromo.

Uma zona rica em carbonetos de alta dureza (fronteira com a zona de baixa dureza) foi descoberta na junta no lado do metal base de alto cromo. Zonas fora da diluição do metal de solda apresentam zonas de alta e baixa dureza. A migração de carbono do aço de baixo-Cr para o aço de alto-Cr, dirigidos pelo gradiente de atividade do carbono, mostrou ser o responsável pela a formação de zonas de baixa e alta dureza. Um diagrama de atividade de carbono para a junta 2,25Cr-1Mo com 9Cr-1Mo foi proposto ajudando na seleção dos consumíveis de solda que reduzam ou previnem a formação de zona de baixíssima dureza.

Li, Maldonado, North, et al [22]; demonstram que com certos ajustes de parâmetros, o processo de soldagem por fricção pode ser um processo avançado para unir compósitos de matriz metálica. As propriedades mecânicas e metalúrgicas de soldas similares e dissimilares que envolvem compósito de matriz de alumínio(MMC) foram investigadas usando um experimento fatorial. As peças de teste foram, compósito de base

de alumínio MMC 6061 com Al_2O_3 (W6A. 10A-T6), liga de alumínio 6061-T6, e aço inoxidável AISI 304.

O limite de resistência à tração superficial aumenta quando se emprega pressão de fricção alta durante a soldagem de MMC com MMC, MMC com liga 6061, MMC com AISI 304 e liga 6061 com 6061. Na soldagem de MMC com liga 6061, o limite de resistência à tração superficial também aumenta quando se emprega alta pressão de forjamento.

Filmes de óxido aplicados no MMC e no aço inoxidável AISI tiveram efeito prejudicial nas propriedades mecânicas notadamente em solda dissimilar. As melhores propriedades de resistência à tração foram produzidas quando valores de pressão de fricção altos eram aplicados durante a soldagem dissimilar entre os materiais MMC com aço inoxidável AISI 304. A pressão de fricção alta tem dois efeitos benéficos, i.é., diminuiu as espessuras do filme intermetálico $FeAl_3$ e promoveu rompimento e dispersão de filmes de óxido da interface da junta. Em contraste direto, a espessura de filmes de óxido de anodização, notadamente na superfície do MMC antes da soldagem por fricção não influencia as propriedades mecânicas da junta MMC com MMC.

A alta resistência específica, alta dureza e propriedades de resistência à abrasão do compósito de matriz de alumínio(MMC) comparado com a liga convencional de alumínio, explicam prontamente a força motriz para aplicação de tais materiais nas indústrias automobilísticas e aeroespaciais. Porém o sucesso da aplicação destes compósitos de matriz de alumínio nas indústrias depende da disponibilidade de técnicas de união comprovadas que produzam juntas de alta qualidade em barra e seções tubulares. Pensando nisto, seria esperado que a soldagem por fricção fosse a escolha natural de fabricação desde que sejam feitas com produtividade, e tenham boa resistência mecânica e que a técnica de soldagem possa ser prontamente automatizada.

Apesar de existirem muitos trabalhos sobre soldagem por fricção de ligas metálicas, poucas pesquisas foram publicadas avaliando as propriedades metalúrgicas e mecânicas da soldagem por fricção de materiais compósitos de matriz metálica. Entretanto, desde que compósitos de matriz de alumínio sejam aplicados em combinações com outras ligas metálicas (liga de alumínio convencional e/ou aços inoxidáveis e aços estruturais de baixa liga), a investigação das propriedades destas juntas tornam-se um assunto importante para a fabricação. O processo de soldagem por fricção pode ser considerado, como uma série de fases subseqüentes; organizadas da seguinte forma: Estágio 1- O calor é gerado por fricção deslizante com o torque alcançando seu valor máximo; estágio 2- o calor é gerado por dissipação mecânica tornando o material plástico, expelindo-o radialmente; estágio 3- uma situação de equilíbrio é obtida e o torque, distribuição de temperatura e taxa de redução axial são essencialmente constantes; estágio 4- a rotação é terminada e estágio 5- ocorre o recalque.

Smith e Hanford, Cheng [23] investigaram o reparo de bocais; o conjunto da junta dissimilar que une as pontas dos bocais do vaso do Reator é uma das configurações mais complexas no sistema de recirculação. Técnicas de instalação na montagem da obra no campo especificam que se deve aplicar um amanteigamento na ponta do bocal, antes do tratamento térmico final da peça, para que facilite a soldagem na montagem, excluindo-se com isto um tratamento térmico posterior a esta soldagem.

O amanteigamento realizado na fábrica normalmente é de inconel ou aço inoxidável Ni-Cr, e não requer tratamento térmico adicional após a solda feita na montagem no campo. Vasos BWR usam inconel 182, com o amanteigamento feito pelo processo de soldagem manual ao arco elétrico. Este processo manual produz um depósito, que, sabe-se agora, é susceptível a trincas provenientes de corrosão intergranular (IGSCC),

especialmente em condições severas, tais como fendas e/ou trabalho a frio. Recentemente dois BWRs sofreram, IGSCC em depósitos de solda de inconel orientado axialmente, com trinca progredindo no aço baixo liga do bocal.

Como outros BWRs sofreram IGSCC de amanteigamento nos bocais, confirmou-se sua intensificação. Na Companhia Taiwan Power Chinshan, unidade 2, um reparo foi realizado em um defeito verificado visualmente, o amanteigamento antigo foi removido por usinagem e restaurado com um novo, restabelecendo o PWTH e uma nova ponta foi preparada. Na unidade de Carolina Power e Light's Brunswick, um grande número de indicações axiais profundas foram identificados em nove bocais, por ultra-som, sendo reparadas da mesma forma que em Taiwan.

Edelmann [24], discute a técnica de ultra-som, em soldas austeníticas. Estas juntas que retêm pressão apresentam problemas no exame por ultra-som. Alguns aspectos deste estudo foram realizados em juntas dissimilares e fundidos, sendo utilizados como exemplos.

Até recentemente, soldas austeníticas eram amplamente consideradas como não-inspecionáveis por ultra-som. Investigações e desenvolvimentos tornaram as inspeções possíveis para muitas situações. Em geral, os métodos são mais complicados e a susceptibilidade mais restrita que para o exame de solda em aços ferríticos. Juntas dissimilares são comumente utilizadas para unir partes austeníticas e ferríticas de plantas nucleares. Nos Reatores BWR ou PWR, os bocais de aço ao carbono são amanteigados na ponta ou unidos com extensões de aços austeníticos com metais de solda dissimilares.

Metais de solda dissimilares são encontrados em outros locais dos reatores PWR, tais como as conexões do mecanismo de acionamento das barras de controle (CRD), linhas

de quebra de pressão, sistema de remoção de resíduos quentes, pressurizador e gerador de vapor. Adicionalmente, tubulações de aço ao carbono revestidas usadas em alguns PWR, são soldadas com bombas austeníticas do sistema de refrigeração, com metais de solda dissimilares.

Inspeção de ultra-som de soldas dissimilares é difícil devido à complexidade da geometria da solda e devido a alta atenuação da microestrutura. Juntas dissimilares são difíceis de serem inspecionadas. Técnicas têm sido desenvolvidas para detectar defeitos circunferenciais e axiais.

CAPÍTULO 3

Parte Experimental

3. MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.1. MATERIAIS UTILIZADOS E CONDIÇÃO INICIAL

3.1.1. Materiais

Os materiais do presente estudo foram, o aço inoxidável martensítico especificado segundo a norma ASME [2] como SA-479 tipo 414 modificado (pois não sofreu tratamento térmico após forjamento) e o aço inoxidável austenítico especificado segundo a ASME [2] como SA-336 classe F 347.

O aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 modificado foi fornecido na forma de discos com dimensões de $\varnothing 152\text{mm} \times 72\text{mm}$, recalado por meio de forjamento a temperatura de 1149°C a 1204°C para as dimensões de $\varnothing 215$ a $\varnothing 218\text{mm} \times 31\text{mm}$, posteriormente usinado transformando-se em discos menores de dimensões $\varnothing 115\text{mm} \times 30,2\text{mm}$; esta condição de forjamento à temperatura acima indicada com resfriamento rápido ao ar ambiente, deu à matéria prima uma condição de temperada e não revenida contrariando ao especificado, (veja o ciclo do tratamento térmico na **Figura 13**) e o SA-336 classe F 347 apresentava-se na forma de discos com dimensões de $\varnothing 152\text{mm} \times 80\text{mm}$, recalado por meio de forjamento a temperatura de 1149°C a 1232°C para as dimensões de $\varnothing 226$ a $\varnothing 229\text{mm} \times 31\text{mm}$, posteriormente usinado transformando-se em discos menores de dimensões $\varnothing 175\text{mm} \times 30,4\text{mm}$; esta condição de forjamento a temperatura acima indicada com resfriamento rápido ao ar ambiente, deu à matéria prima uma condição de solubilizada, conforme o ciclo do tratamento térmico na **Figura 14**. Os consumíveis utilizados foram especificados segundo o código ASME [25] e são os SFA 5.14 e SFA 5.9 respectivamente, cujas classificações AWS [26] são ERNiCr-3 e ER309L. A composição

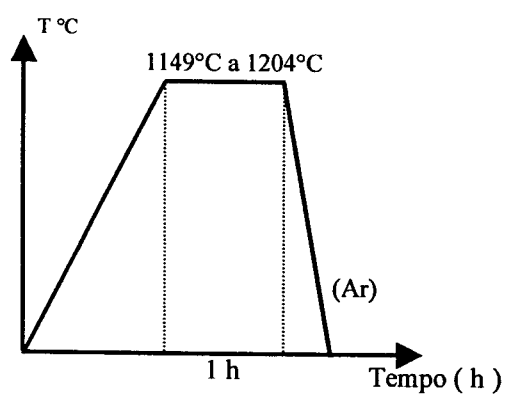
química especificada e a encontrada dos aços e consumíveis são representadas nas **Tabela 2 e 3**.

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

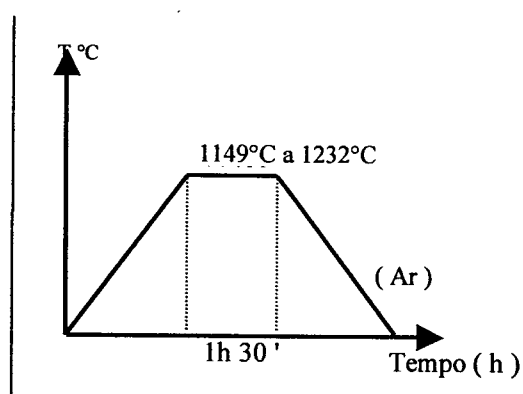
Elemento Químico	Composição especificada ASME II Parte A, Ed.1998		Composição encontrada MULTIALLOY	
	SA-479 tipo 414	SA-336 classe F347	SA-479 tipo 414	SA-336 classe F347
C	0,15	0,08	0,096	0,043
Mn	1,0	2,0	0,44	1,60
P	0,04	0,04	0,024	0,020
S	0,03	0,03	0,006	0,002
Si	1,0	0,85	0,88	0,40
Cr	12,5	18,0	12,3	17,45
Ni	1,87	10,5	2,01	9,15
Mo	-	-	-	0,30
Cu	-	-	-	0,18
Nb	-	0,8	-	0,70
Fe	83,41	67,70	84,24	70,00
Ta	-	Nb + Ta = 10 x		< 0,030
N				0,021
Co	-	-	-	0,08
Ti	-	-	-	< 0,01

Tabela 3 – Composição química dos consumíveis (%máxima em peso).

Elemento Químico	Composição especificada ASME II Parte C, Ed. 1998		Composição Bohler-Thyssen	
	ERNiCr-3	ER309L	ERNiCr-3	ER309L
C	0,10	0,03	0,021	0,010
Mn	3,0	1,75	3,02	1,67
P	0,03	0,030	0,003	0,013
S	0,015	0,030	0,001	0,012
Si	0,50	0,48	0,16	0,44
Cr	20,0	24,0	19,6	23,18
Ni	71,0	13,0	74,30	13,6
Mo	-	0,75	-	0,08
Cu	0,50	0,75	0,010	0,07
Nb	-	-	2,43	-
Fe	3,20	59,18	0,100	60,93
Ti	0,75	-	0,35	-

**Figura 13** – Ciclo do tratamento térmico

de têmpera, com resfriamento ao ar ambiente.

**Figura 14** – Ciclo do tratamento térmico

de solubilização, com resfriamento ao ar ambiente.

3.1.2. Preparação das Amostras

Foram preparadas 12 amostras, objetivando a escolha do melhor consumível para esta dissimilaridade; além de simular situações possíveis de serem utilizadas em uma das aplicações deste tipo de junta, tal como o “Selo Omega do MAB”. As amostras foram definidas como:

- Amostra do Metal Base (AM-1), de aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 modificado (Figura 15).
- Amostra do Metal Base (AM-2), de aço inoxidável austenítico SA-336 classe F 347, (Figura 16).

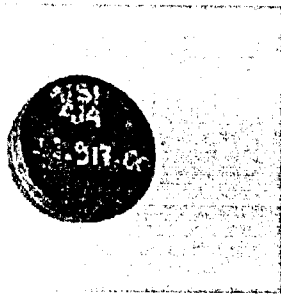


Figura 15 – Foto da Amostra AM-1.

Martensítico

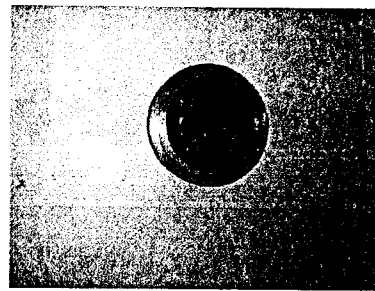


Figura 16 – Foto da Amostra AM-2.

Austenítico

- Amostra do metal de adição (AM-3), consumível especificado segundo o código ASME [25] como SFA-5.14 e classificada conforme AWS [26] como ERNiCr-3, com o nome comercial de UTP A 068 HH de diâmetro 2,4mm. Sendo que a junta foi montada conforme a (Figura 17), e foto conforme (Figura 18).

- Amostra do metal de adição (AM-4), consumível especificado segundo o código ASME BOILER como SFA 5.9 e classificada conforme AWS como ER309L, com o nome

comercial de UTP A 682 LC de diâmetro 2,4mm, sendo que a junta foi montada conforme a (Figura 18), e sua foto conforme (Figura 19).

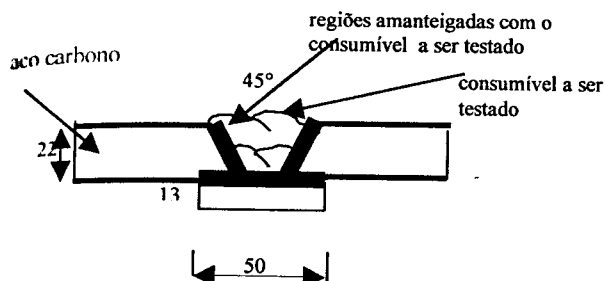


Figura 17 – Croqui da junta das chapas testes AM-3 e AM-4.

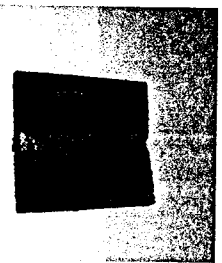
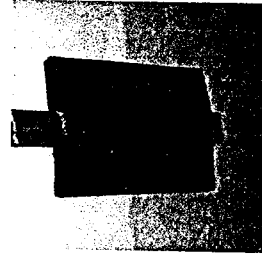


Figura 18 – Foto da Amostra AM-3. Figura 19 – Foto da Amostra AM-4.

- Amostra da Chapa teste (CP-5) da junta dissimilar com dimensões de 120mm de comprimento, 40mm de largura e 14mm de espessura, chanfro em "V", ângulo do chanfro de 60° e face da raiz (nariz) de 2mm conforme (Figura 20, Figura 21 e Figura 22), entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414. Proveniente do corte do disco original, com posterior preparação do bisel com ângulo de 30°; e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347. Proveniente do corte do disco original, com posterior preparação do bisel com ângulo de 30°, soldada pelo processo de soldagem TIG, com o consumível ERNiCr-3 [26], com gás argônio de proteção na raiz.

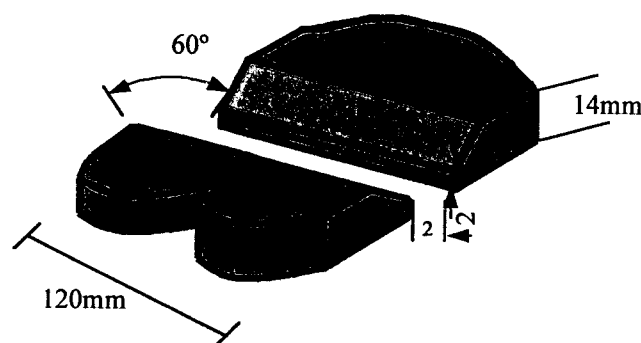


Figura 20 – Croqui da junta dissimilar, amostras-CP-5, CP-6, CP-7 e CP-8.

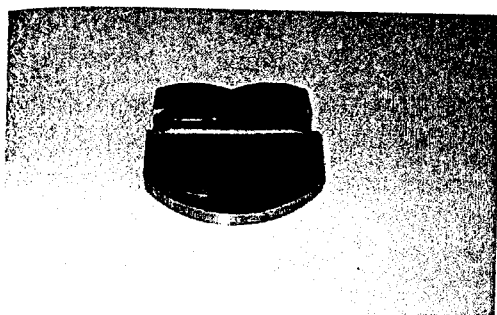


Figura 21 – Foto da amostra da chapa teste-CP-5, região da face.

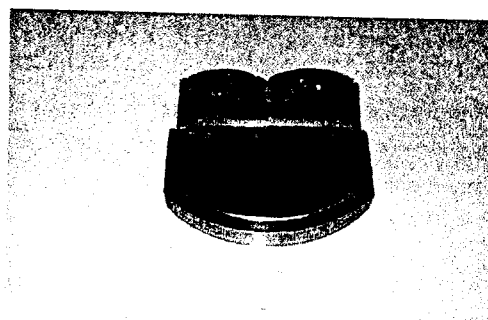


Figura 22 – Foto da amostra da chapa teste-CP-5, região da raiz.

• Amostra da Chapa teste (CP-6) de uma junta dissimilar conforme (**Figura 20**, **Figura 23** e **Figura 24**), entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347, soldada pelo processo de soldagem TIG, com o consumível ERNiCr-3[26], sem gás argônio de proteção na raiz.

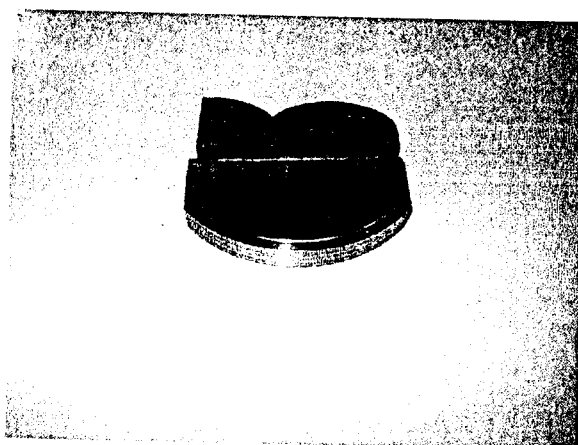


Figura 23 – Foto da amostra da chapa teste CP-6, região da face.

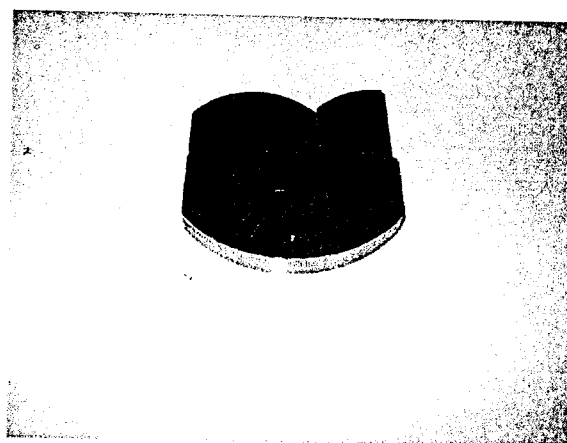


Figura 24 – Foto da amostra da chapa teste CP-6, região da raiz.

• Amostra da Chapa teste (CP-7) de uma junta dissimilar conforme (**Figura 20**, **Figura 25** e **Figura 26**), entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347, soldada pelo processo de soldagem TIG, com o consumível ER309L[26], com gás argônio de proteção na raiz.

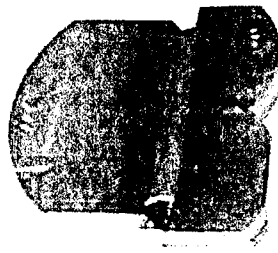


Figura 25 – Foto da amostra da chapa teste CP-7, região da face .

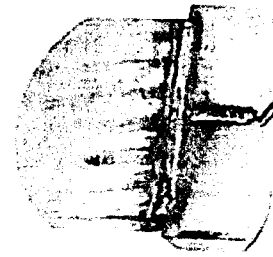


Figura 26 – Foto da amostra da chapa teste CP-7, região da raiz.

- Amostra da Chapa teste (CP-8) de uma junta dissimilar conforme (**Figura 20**, **Figura 27** e **Figura 28**), entre o aço inox martensítico SA-479 tipo 414 e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe 347, soldada pelo processo de soldagem TIG, com o consumível ER309L[26], sem gás argônio de proteção na raiz.

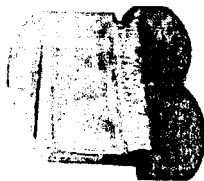


Figura 27 – Foto da amostra da chapa teste CP-8, região da face .



Figura 28 – Foto da amostra da chapa teste-CP-8, região da raiz.

- Amostra da Chapa teste (CP-9) de uma junta dissimilar com dimensões de 120mm de comprimento por 40mm de largura e 2mm de espessura, com chanfro reto (ou sem chanfro) (**Figura 29**, **Figura 30** e **Figura 31**) entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 proveniente do corte do disco original ao meio da espessura e do diâmetro, com posterior preparação do bisel com ângulo de 0° e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347 proveniente do corte do disco original ao meio da espessura e do diâmetro com

posterior preparação de um bisel com ângulo de 0° , soldada pelo processo de soldagem GTAW, sem metal de adição e com gás argônio de proteção na raiz.

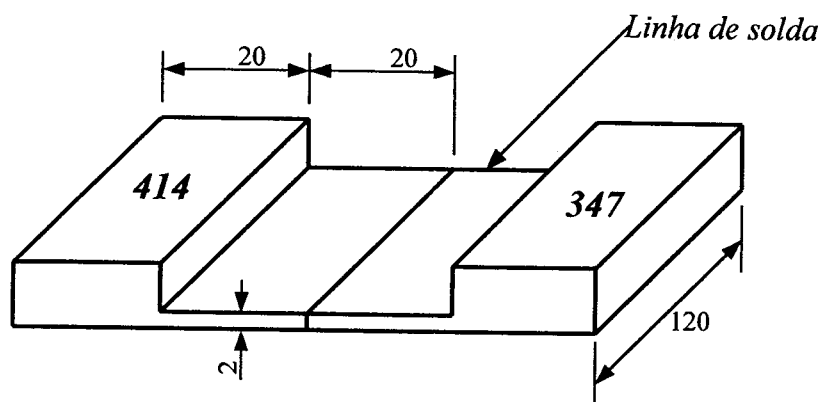


Figura 29 – Croqui da amostra das chapas testes CP-9, CP-10 e CP-11.

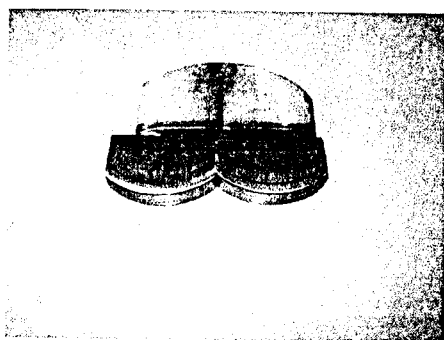


Figura 30 – Foto da amostra da chapa teste-CP-9, região da face.

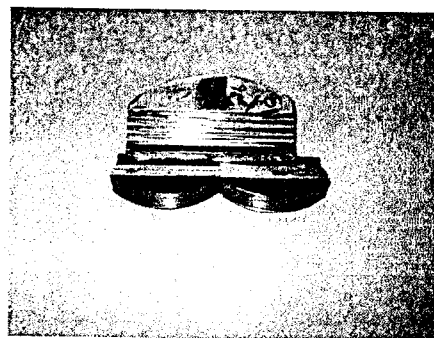


Figura 31 – Foto da amostra chapa teste-CP-9, região da raiz.

- Amostra da Chapa teste (CP-10) de uma junta dissimilar (Figura 29, Figura 32 e Figura 33) entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347, soldada pelo processo TIG -GTAW, sem metal de adição e sem gás argônio de proteção na raiz.

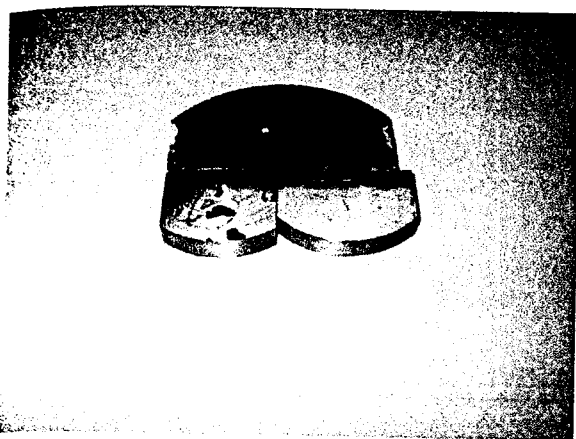


Figura 32 – Foto da amostra da chapa teste-CP-10, região da face.

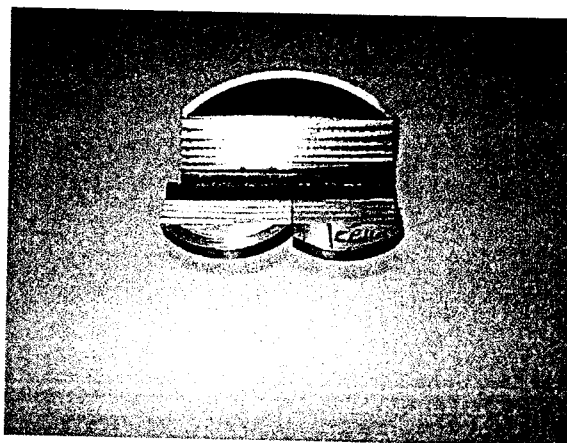


Figura 33 – Foto da amostra da chapa teste-CP-10, região da raiz.

- Amostra da Chapa teste (CP-11) de uma junta dissimilar (**Figura 29**, **Figura 34** e **Figura 35**) entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347, soldada pelo processo de soldagem LBW, sem metal de adição e sem gás argônio de proteção na raiz.



Figura 34 – Foto da amostra chapa teste-CP-11, região da face.

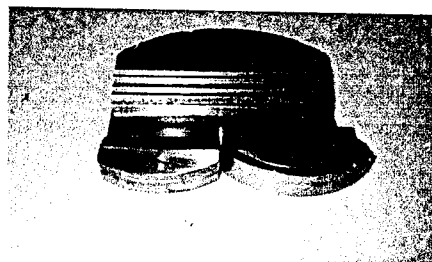


Figura 35 – Foto da amostra chapa teste-CP-11, região da raiz.

- Amostra da Chapa teste (CP-12) da junta dissimilar com dimensões de 120mm de comprimento, 40mm de largura e 14mm de espessura, chanfro em "V", ângulo do chanfro de 60° e face da raiz (nariz) de 2mm conforme (**Figura 20**, **Figura 36** e **Figura 37**), entre o aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 proveniente do corte do disco original ao meio da espessura e do diâmetro, com posterior preparação do bisel com ângulo de 30° e o aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347 proveniente do corte do disco original ao meio da espessura e do diâmetro com posterior preparação do bisel com ângulo de 30°.

soldada pelo processo de soldagem GTAW, com o consumível ERNiCr-3 [25], com gás argônio de proteção na raiz. O objetivo de se realizar este último chapa teste foi de complementar a caracterização mecânica através de uma avaliação da junta por um ensaio de dobramento longitudinal de face e raiz e um ensaio de susceptibilidade ao ataque intergranular.



Figura 36 – Foto da amostra chapa teste-CP-12, região da face.

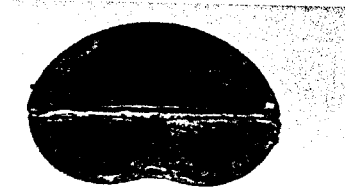


Figura 37 – Foto da amostra chapa teste-CP-12, região da raiz.

Abaixo, é apresentado uma tabela para melhor visualizar as amostras realizadas(Tabela 4).

Tabela 4– Amostras e CPs para a parte experimental.

<u>Sigla</u>	<u>Material</u>	<u>Dados da AM ou CP</u>
AM-1	Aço inoxidável Martensítico SA-479 tipo 414	Ø115mm x 30,2mm
AM-2	Aço inoxidável Austenítico SA-336 classe F347	Ø175mm x 30,4mm
AM-3	Consumível ERNiCr-3	Teste de Lote
AM-4	Consumível ER309L	Teste de Lote
CP-5	Junta Soldada com ERNiCr-3	C/purga-TIG-chanfro V-60°C
CP-6	Junta Soldada com ERNiCr-3	S/purga-TIG-chanfro V-60°C
CP-7	Junta Soldada com ER309L	C/purga-TIG-chanfro V-60°C
CP-8	Junta Soldada com ER309L	S/purga-TIG-chanfro V-60°C
CP-9	Junta Soldada sem Metal de Adição	C/purga-TIG-(t=2mm)chanfro reto
CP-10	Junta Soldada sem Metal de Adição	S/purga-TIG-(t=2mm)chanfro reto
CP-11	Junta Soldada pelo processo LASER	S/purga-LBW-(t=1mm)chanfro reto
CP-12	Junta Soldada com ERNiCr-3	C/purga-TIG-chanfro V-60°C, para ensaios complementares

3.2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS UTILIZADAS

As técnicas utilizadas para a avaliação e caracterização das amostras dos materiais do presente trabalho foram: Análise Química, Ensaio Mecânico de Tração, Ensaio de Dobramento, Ensaio de Dureza, Ensaio de Suscetibilidade ao ataque intergranular

,Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura da região fraturada , conforme detalhado no diagrama da (Figura 38).

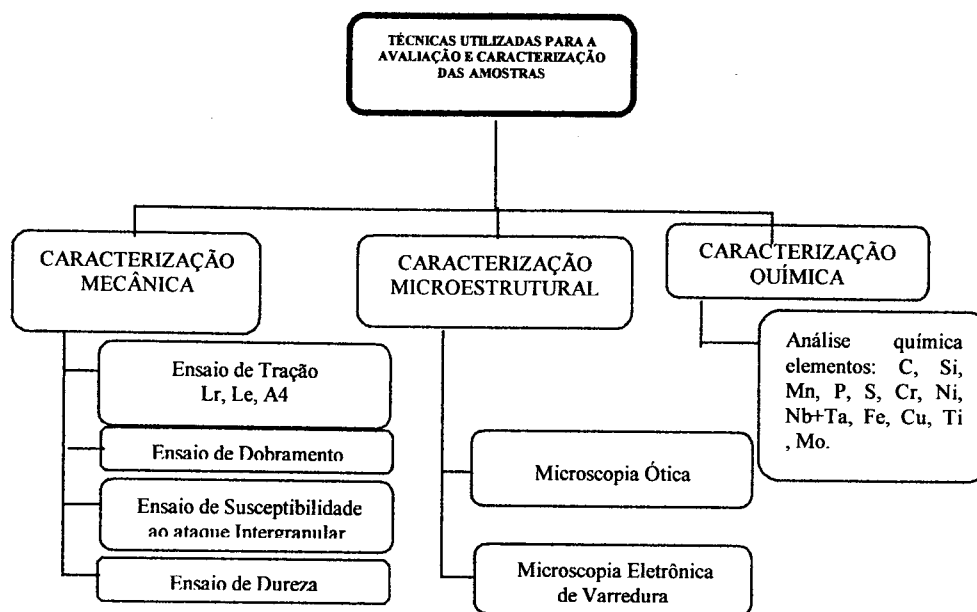


Figura 38 – Diagrama das técnicas experimentais utilizadas para caracterização das amostras e chapas teste.

3.3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.3.1. Soldagem por Fusão

Para caracterizar os consumíveis ERNiCr-3 e ER309L, foram confeccionadas as amostras AM-3 e AM-4, utilizando como metal base um aço carbono. Já os metais base SA-479 tipo 414 e SA-336 classe F347, foram preparados e montados formando juntas dissimilares de topo, posicionadas na posição plana e preparadas com chanfro em “V” dando origem as amostras das chapas teste CP-5,CP-6,CP-7,CP-8,CP-9,CP-10, CP-11 e CP-12, para serem soldadas com o consumível ERNiCr-3, com e sem proteção de gás na raiz, e com o consumível ER309L com e sem proteção de gás na raiz e, sem metal

de adição, com e sem proteção de gás na raiz, utilizando os processos de soldagem TIG e LASER. Os processos, os procedimentos e os parâmetros de soldagem, juntamente com a geometria da junta de solda foram os recomendados, pelo levantamento bibliográfico e pela qualidade exigida para a junta.

3.3.1.1. Soldagem Tig (Gas Tungsten Arc Welding)

Na Soldagem pelo Processo manual TIG, utilizou-se equipamento de marca MILLER Sincrowave 300 (S), corrente contínua polaridade direta (CC^-), com adição de consumível, com e sem purga (**Figura 39**); sem adição de consumível, com e sem purga, (**Figura 40**). O arco foi aberto por alta frequência, os parâmetros de soldagem nas condições acima citadas encontram-se na **Tabela 5**.

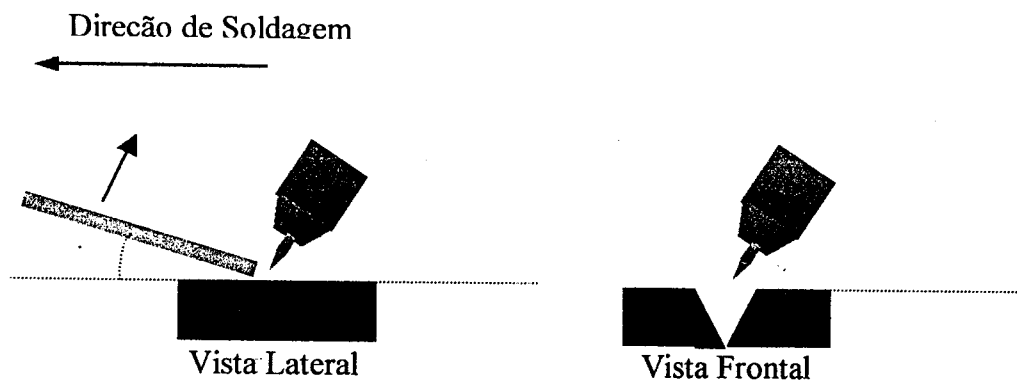


Figura 39 –Soldagem das amostras das chapas teste CP-5,CP-6,CP-7, CP-8 e CP-12 , no chanfro em “V”, pelo Processo TIG.



Figura 40 – Soldagem sem adição, das amostras das chapas teste CP-9 e CP10, no chanfro reto ou sem chanfro, pelo processo TIG.

Tabela 5 – Parâmetros de soldagem de uma junta dissimilar entre o aço inox martensítico 414 e o aço inox austenítico 347, soldada pelo processo de soldagem TIG [4].

Chapas - Testes	CP-5	CP-6	CP-7	CP-8	CP-9	CP-10	CP-12
Parâmetros							
Posição de Soldagem	Plana	Plana	Plana	Plana	Plana	Plana	Plana
Diâmetro da Vareta (mm)	Ø= 2,4	Ø= 2,4	Ø= 2,4	Ø= 2,4	não aplic	não aplic	não aplic
Corrente (A)	135	140	135	140	100	100	120
Tensão (V)	12	14	13	14	10	10	15
Velocidade (cm/min.)	8	8	8	8	17	17	8
Gás de Proteção (l/min.)	15	15	15	15	15	15	15
Gás de purga(l/min.)	25	não aplic.	25	não aplic.	10	não aplic.	15
Eletrodo tipo e diâmetro(mm)	Ø=2,4	Ø=2,4	Ø=2,4	Ø=2,4	Ø=2,4	Ø=2,4	Ø=2,4
EWTh-2							

3.3.1.2. Soldagem Laser (LBW - Laser Beam Welding)

Na Soldagem pelo Processo LASER, utilizou-se equipamento desenvolvido no Ipen, São Paulo. O equipamento possui capacidade de soldagem em um plano com 700 x 300mm, ou em um eixo de rotação, com possibilidade de interpolação entre dois eixos qualquer. O laser projetado para o processamento de materiais é de Nd: YAG, do tipo pulsado, com energia por pulso de até 10J, taxa de repetição maior que 300Hz, potência

média de 100W, potência de pico de 3KW e largura temporal dos pulsos continuamente controlada entre 0,2 e 10ms.

No experimento o equipamento foi regulado com os seguintes parâmetros:

No primeiro cordão, parâmetros do laser:

Potência média: 75W, Energia do pulso: 6,25 J, Frequência do pulso: 12 Hz.

Largura temporal do pulso: 10 ms.

Lente de focalização:

Comprimento focal: 100 mm.

Posição do ponto focal: 0,5 mm abaixo da superfície da peça.

Gás de assistência: argônio 18 l/min.

Velocidade de soldagem: 100 mm/min, Comprimento do cordão: 80 mm.

No segundo cordão, parâmetros do laser:

Potência média: 80W, Energia do pulso: 728 J.

Frequência do pulso: 11 Hz.

Largura temporal do pulso: 10 ms.

Lente de focalização:

Comprimento focal: 100 mm.

Posição do ponto focal: 0,7 mm abaixo da superfície da peça.

Gás de assistência: argônio 15 l/min.

Velocidade de soldagem: 80 mm/min.

3.3.2. Análise Química

A caracterização química foi feita por via úmida avaliando o metal base nas amostras AM1, AM2, metal depositado nas amostras AM-3 e AM-4 e nas chapas testes

CP-5, CP-6, CP-7 e CP-8, foi analisado o metal de solda, obedecendo os requisitos das normas, ASTM, E-39-75 [27] e ASTM, E-353-84[28].

3.3.3. Ensaio de Tração

Para a caracterização mecânica pelo ensaio de tração das amostras AM-1 e do material forjado e solubilizado da amostra AM-2, foram preparados 10 corpos de prova conforme DIN 50125 [29] ver (Figura 41), sendo 4 de cada amostra, AM-1 e AM-2. Estes foram então radiografados e submetidos a ensaio de tração nas regiões de perfeita integridade estrutural.

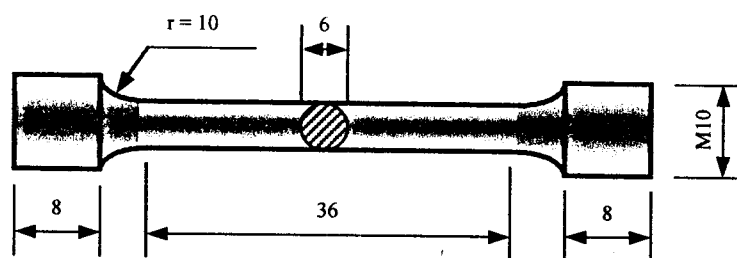


Figura 41 – Croqui do corpo de prova de tração segundo DIN50125.

Os ensaios de tração das amostras AM-1 e AM-2 foram realizados em Máquina Universal de Ensaio Marca “INSTRON” do Ipen, modelo 1125.

Das amostras, AM-3 e AM-4, e das juntas dissimilares, CP-5, CP-6, CP-7, CP-8, foram preparados 1 corpo de prova à temperatura ambiente, para cada amostra e chapa teste, avaliando antes através de ensaio radiográfico, com técnico e técnica qualificada, a região a ser tracionada; para as amostras das chapas teste CP-9, CP-10 e CP-11 foram retirados 2 corpo de prova à temperatura ambiente para cada amostra da chapa teste, o ensaio foi feito na Máquina Universal de Ensaio Marca “RIEHLE”, modelo MTR-005, sendo os corpos de prova da amostra AM-3 e AM-4 preparados conforme norma ASME II [25] (Figura 42) em forma cilíndrica, amostras das chapas teste CP-5, CP-

6,CP-7,CP-8 em forma cilíndrica conforme norma ASME IX[30], (Figura 43), e o CP-9,CP-10 e CP-11 em forma retangular, preparados conforme norma ASME IX[30], (Figura 44), todos os corpos de prova foram testados obedecendo ao método do ensaio do ASTM A 370 [31].

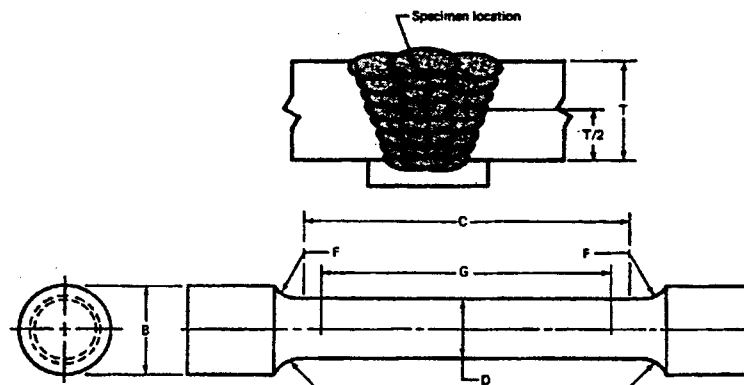
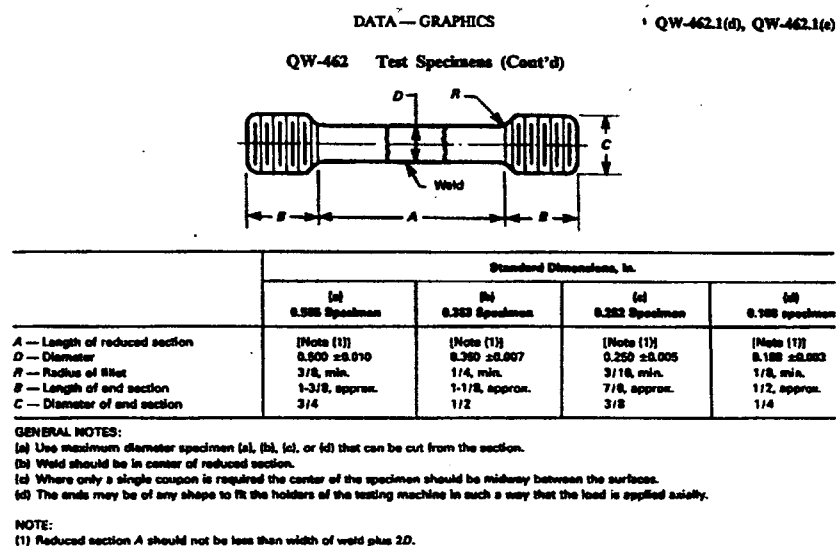
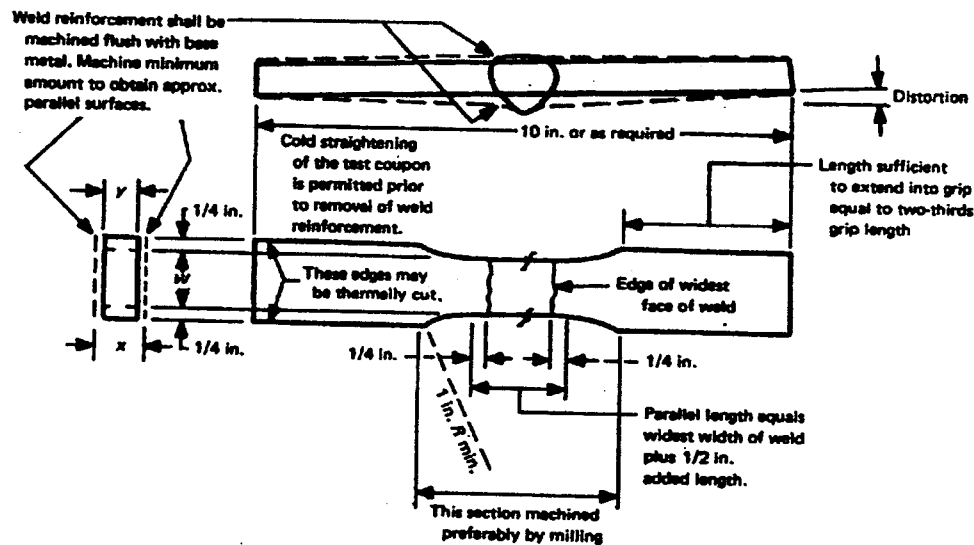


Figura 42 – Croqui dos corpos de prova das amostras AM-3 e AM-4, segundo norma ASME II.



QW-462.1(d) TENSION — REDUCED SECTION — TURNED SPECIMENS

Figura 43 – Croqui do corpo de prova de tração das chapas teste CP-5(1), CP-6(1),CP-7(1) e CP-8(1) conforme norma ASME IX.

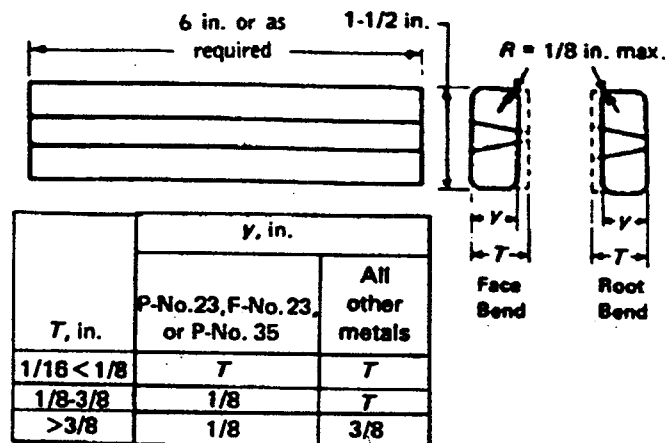


QW-462.1(a) TENSION — REDUCED SECTION — PLATE

Figura 44 – Croqui do corpo de prova de tração das chapas teste CP-9(2), CP-10(2) e CP-11(2) conforme norma ASME IX.

3.3.4. Ensaio de Dobramento

Das amostras da chapas teste da junta dissimilar CP-12, foram preparados 2 corpos de prova para ensaios de dobramento [32] longitudinal de raiz e face; o ensaio foi feito na Máquina Universal de Ensaios Marca “RIEHLE”, modelo MTR-005, tendo os corpos de prova as dimensões de 38mm de largura por 150mm de comprimento e 7,5mm de espessura, dobrado em ângulo de 180° em um cutelo de 4 x espessura que é igual a 30mm em uma abertura de base do “jig” de dobramento de 48mm conforme os requisitos da norma ASME IX [30] (Figura 45).

**NOTE:**

(1) Weld reinforcements and backing strip or backing ring, if any, shall be removed essentially flush with the undisturbed surface of the base material. If a recessed strip is used, this surface of the specimen may be machined to a depth not exceeding the depth of the recess to remove the strip, except that in such cases the thickness of the finished specimen shall be that specified above.

QW-462.3(b) FACE AND ROOT BENDS — LONGITUDINAL¹

Figura 45 – Croqui do corpo de prova de dobramento longitudinal de face e raiz da chapa teste CP-12 conforme norma ASME IX.

3.3.5. Ensaio de Susceptibilidade ao ataque intergranular

Da chapa teste da junta dissimilar CP-12, foram preparados 2 corpos de prova para ensaios de susceptibilidade ao ataque intergranular, conforme os requisitos da norma ASTM A262 prática E [33].

Os corpos de prova de dimensões de 5mm de espessura x 30mm de largura e 70mm de comprimento, foi imerso em uma solução ácida de sulfato de cobre, a temperatura ambiente. Esta solução é composta de: 100g de sulfato de cobre ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$), 700ml de água destilada, 100ml de ácido sulfúrico ($\text{H}_2\text{SO}_{4(\text{concentrado})}$), e posterior diluição com 1 litro de água destilada.

Após o preparo da solução esta foi aquecida até o ponto de ebulição e os corpos de prova foram imersos totalmente por um tempo mínimo de 24hs e ensaiados por dobramento transversal com ângulo de 180° , utilizando um cutelo de 4 x espessura (igual a 30mm) em uma abertura de base do “jig” de dobramento de 48mm, conforme os requisitos da norma ASME IX [30]. Os corpos de prova de dobramento foram examinados com pequeno aumento de 5 a 20 vezes, onde a presença de fissuras ou trincas indicariam o ataque intergranular, caso a avaliação seja questionável, um exame metalográfico de uma seção longitudinal do corpo de prova, com um aumento de 100 a 250 vezes deverá ser realizado.

3.3.6. Ensaio de Dureza

A caracterização por ensaio de dureza [34] [35], das amostras como recebidas, forjadas, temperadas, solubilizadas, e das chapas teste dos metais de adição como depositado, das juntas dissimilares soldadas pelos Processos TIG e LASER, foi realizada após as amostras terem sido usinadas, lixadas e polidas mecanicamente.

O equipamento utilizado no ensaio de dureza, das amostras dos metais base e nas chapas teste dos metais de adição como depositado, foi o WPM HECKERT, modelo Vicker e Brinnel, com uma esfera de $\varnothing 2,5\text{mm}$, e carga de 187,5Kg. Já nas chapas teste das juntas dissimilares, o equipamento utilizado nos ensaios de dureza, foi o OTTO WOLPERT-WERKE, tipo M-TESTOR, com carga de 10Kgf, com as medidas realizadas, a 1,5mm abaixo da superfície, levantando-se as curvas de dureza (Hv) das amostras soldadas nas regiões: do Metal Base, Zona afetada termicamente e Metal depositado.

3.3.7. Microscopia Óptica (MO)

Os corpos de prova das amostras AM-1 e AM-2, após lixamento em grana 180 e 600 e polimento mecânico com pasta de diamante de 9, 6, 3 e 1 μm , foram embutidos em baquelite e atacados quimicamente para análise metalográfica [36], com os seguintes reagentes:

- Imersão a uma temperatura de 60°C

-Reagente para Inox (V2A)

-água destilada 50ml

-ácido clorídrico (HCl) 50ml

-ácido nítrico (HNO₃) 5ml

Já os corpos de prova das chapas testes CP-5 e CP-7, após lixamento em grana 180 e 600 e polimento mecânico com pasta de diamante de 9, 6, 3 e 1 μm , foram embutidos em baquelite e atacados quimicamente para análise metalográfica [36], com os seguintes reagentes:

-Para análise da austenita, foi realizado ataque de 15s com óxido crômico em H₂O a 10%;

-Para análise da martensita, foi realizado ataque de 5s com Vilella (5ml ácido clorídrico + 1g de ácido pícrico + 100 ml álcool etílico 95%)

O equipamento utilizado na análise por MO foi o Microscópio Óptico REICHERT-JUNG, modelo POLIVAR-MET, e o Microscópio Óptico ZEISS, modelo FOTOMI III com sistema de Microdureza Vickers (Hv).

3.3.8. Microscopia Eletrônica e Varredura (MEV)

A caracterização por microscopia eletrônica de varredura dos corpos de prova das amostras dos metais base, das chapas teste, foram realizadas aproveitando os corpos de prova de tração após rompimento, analisando as regiões fraturadas, visando-se determinar o tipo de fratura e as possíveis inclusões. As amostras observadas foram cortadas com 1 cm de comprimento, a partir da região fraturada e limpas com tetracloreto de carbono. O equipamento utilizado foi um Microscópio Eletrônico de Varredura Philips XL-30, com tensão de aceleração de 15-25Kv.

CAPÍTULO 4

Resultados

4. RESULTADOS

4.1. ANÁLISE QUÍMICA

Os resultados obtidos na análise química dos corpos de prova das amostras AM-1, AM-2 dos metais base, AM-3 e AM-4 dos metais depositados e CP-5, CP-6, CP-7, CP-8 das chapas teste das juntas dissimilares encontram-se na Tabela 6.

Tabela 6 – Resultado de Análise Química, (% em peso).

	414	AM-1	347	AM-2	ERNiCr-3	AM-3 M.D	ER309L	AM-4 M.D	CP-5	CP-6	CP-7	CP-8
C	0,15	0,096	0,08	0,043	0,10	0,06	0,03	0,0 11	0,05	0,06	0,015	0,010
Mn	1,0	0,44	2,0	1,60	3,0	4,25	1,75	1,97	2,66	2,80	2,12	1,01
Si	1,0	0,88	0,85	0,40	0,50	0,55	0,48	0,42	0,57	0,45	0,43	0,47
P	0,04	0,024	0,04	0,02	0,03	0,024	0,03	0,018	0,025	0,029	0,020	0,017
S	0,03	0,006	0,03	0,002	0,015	0,013	0,03	0,011	0,012	0,012	0,010	0,015
Cr	12,5	12,3	18,0	17,45	20,0	15,5	24,0	22,40	18,2	18,2	22,5	22,18
Ni	1,87	2,01	10,5	9,15	71,0	69,0	13,0	14,93	67,4	71,4	14,38	14,33
Mo	-	-	-	0,30	-	0,13	0,75	0,10	0,07	0,04	0,13	0,09
Cu	-	-	-	0,18	0,50	0,02	0,75	0,13	0,05	0,02	0,16	0,05
Ti	-	-	-	<0,01	0,75	0,22	-	-	0,23	0,20	-	-
Nb	-	-	0,8	0,7	-	2,6	-	-	2,6	2,4	-	-
N	-	-	-	0,021	-	-	-	-	-	-	-	-
Ta	-	-	-	<0,03	-	-	-	-	-	-	-	-
Co	-	-	-	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe	83,41	84,24	67,7	70,0	4,1	7,63	59,18	60,01	8,0	4,4	60,02	61,8

*Valores especificados.

*Valores dos CPs, que servirão de referência para a definição do consumível mais adequado.

Em função dos resultados apresentados na **Tabela 6**, e analisando as amostras demonstra-se que:

1. Os valores de carbono dos metais base, metais de adição e nos metais de solda das chapas testes não evidenciam redução significativa o que nos leva a crer que não houve migração de carbono, assim como os teores de cromo e níquel continuam garantindo a passividade das juntas dissimilares e com isso não deteriorando sua capacidade de resistência à corrosão.
2. Para ligas de níquel, geralmente recomenda-se um teor máximo de silício no metal de solda de 0,75%. Para os valores de silício do metal de adição encontrou-se 0,55% e no metal de solda da chapa teste encontrou-se 0,57 portanto abaixo do máximo recomendado.
3. Para ligas de níquel o máximo teor de ferro no metal de solda deve ser de 25%. Analisando-se a **Tabela 6**, os teores são de estão entre 7,63 no metal depositado de níquel AM-3 e 8,0 no metal de solda da chapa teste soldada com o consumível ERNiCr-3(CP-5). Portanto estes valores estão bem abaixo do valor máximo sugerido.
4. Para ligas de níquel o cromo deve estar situado entre 15 e 25%. O valor apresentado na **Tabela 6** para a chapa teste soldada com o consumível ERNiCr-3 (CP-5) é de 18,2% no metal de solda. Portanto dentro do valor tolerado para este elemento em ligas de níquel.

4.2. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓTICA

As micrografias obtidas dos corpos de prova das amostras AM-1 e AM-2 dos metais base, encontram-se nas (**Figura 46 e Figura 47**).



Figura 46-Micrografia mostrando a estrutura martensítica, da amostra AM1.

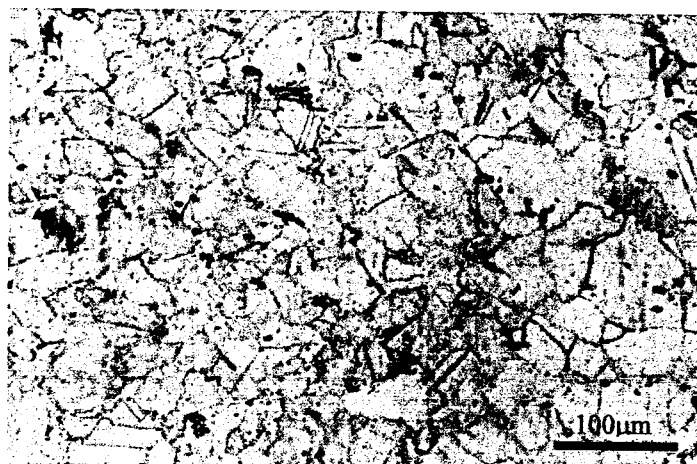


Figura 47 – Micrografia mostrando a estrutura austenítica, da amostra AM2.

Foram realizadas também micrografias nas regiões mostradas na **Figura 48**, da chapa teste da junta dissimilar CP-5, **Figura 49**, **Figura 50**, **Figura 51** e **Figura 52** e chapa teste da junta dissimilar CP-7, **Figura 53**, **Figura 54**, **Figura 55** e **Figura 56**, que servirão como referências para a escolha do melhor consumível para esta dissimilaridade.

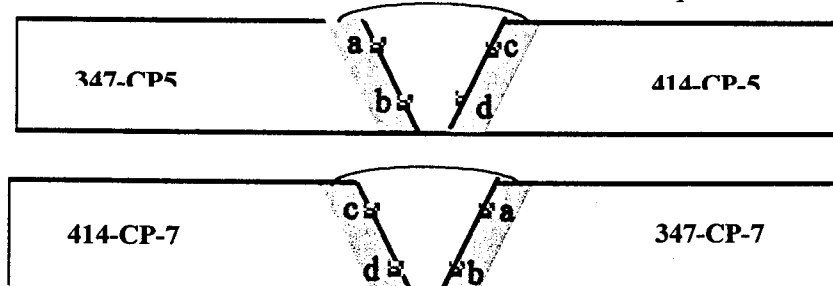


Figura 48 – Regiões da junta dissimilar de retirada da micrografia.

A amostra da chapa teste CP-5, apresenta-se caracterizada da seguinte forma:



Figura 49 – Micrografia da região a, mostrando carbonetos.

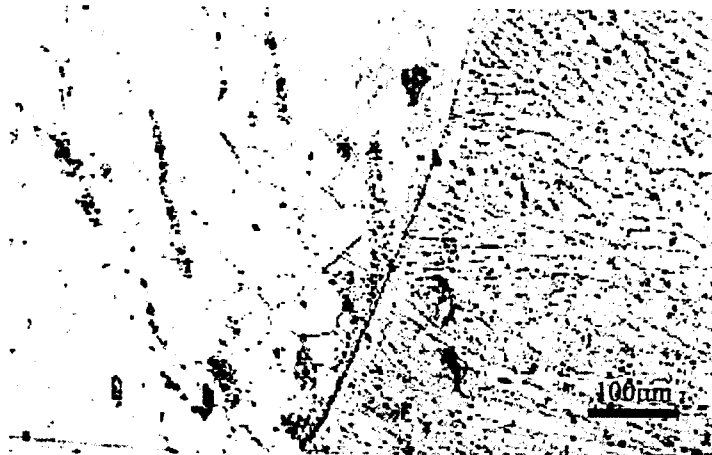


Figura 50– Micrografia da região b, mostrando carbonetos.

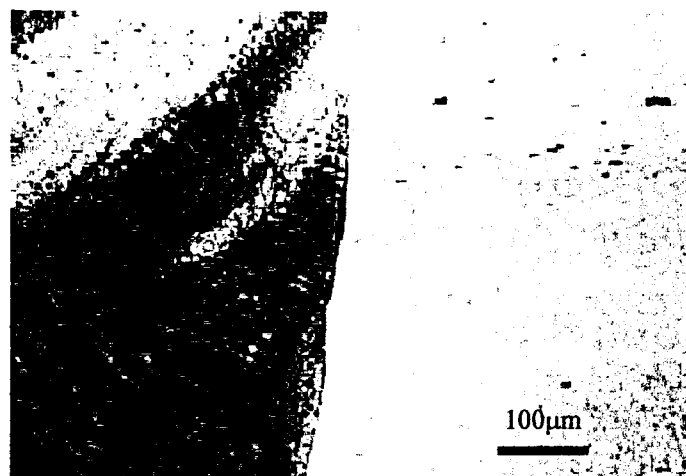


Figura 51– Micrografia da c região, mostrando estrutura martensítica



Figura 52– Micrografia da região d, mostrando estrutura martensítica revenida.

A amostra da chapa teste CP-7, apresenta-se caracterizada da seguinte forma:

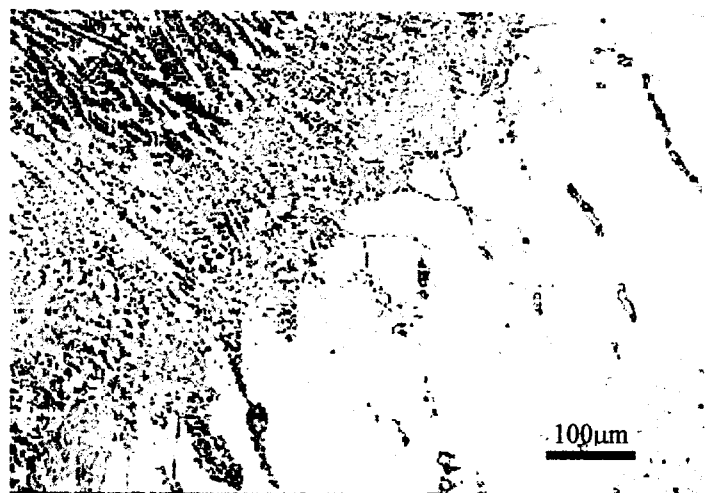


Figura 53– Micrografia da região a, mostrando estrutura austenítica com ilhas de ferrita.

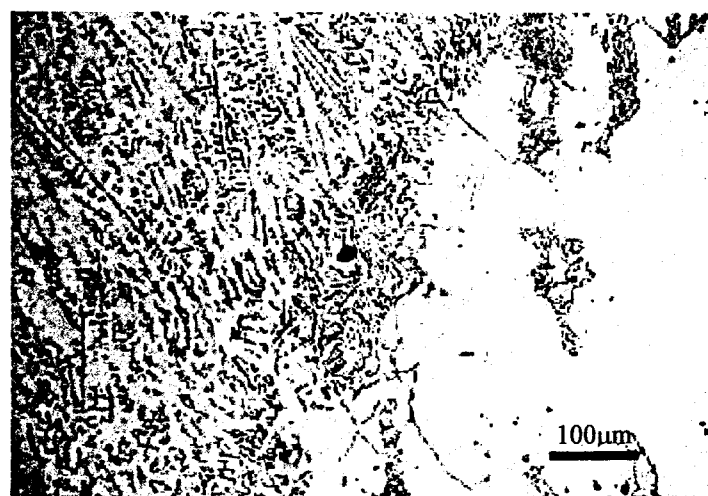


Figura 54– Micrografia da região b, mostrando estrutura austenítica com ilhas de ferrita.

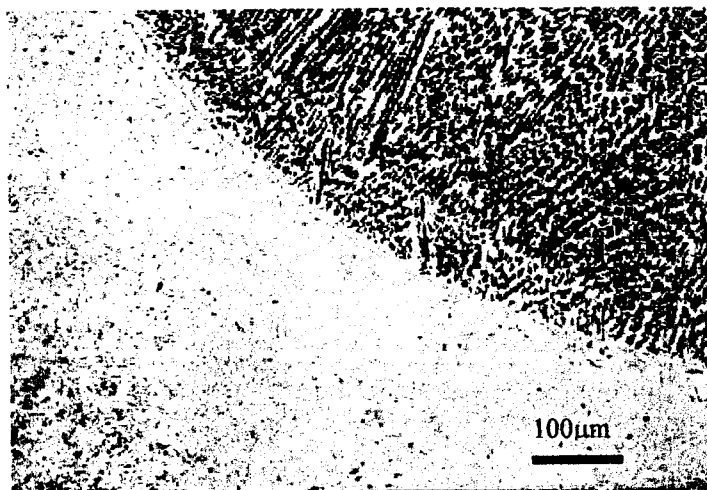


Figura 55— Micrografia da região c, mostrando estrutura martensítica.



Figura 56— Micrografia da região d, mostrando estrutura martensítica revenida.

4.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os resultados obtidos nos ensaios dos corpos de prova de tração das amostras AM-1 e AM-2 dos metais base, das amostras AM-3 e AM-4 dos metais depositados e das chapas teste CP-5, CP-6, CP-7, CP-8, CP-9, CP-10 e CP-11 das juntas dissimilares encontram-se na Tabela 7.

Tabela 7 – Valores especificados dos metais base e de adição e valores obtidos nos ensaios de tração nos corpos de prova das amostras AM-1 e AM-2 dos metais base no sentido transversal à direção de maior trabalho no forjamento, corpos de prova das amostras AM-3 e AM-4 dos metais depositados no sentido longitudinal à junta e corpos de prova das chapas teste CP-5, CP-6, CP-7, CP-8, CP-9, CP-10 e CP-11 das juntas dissimilares no sentido transversal à junta.

	414	AM-1	347	AM-2	ERNiCr-3	AM-3	ER309L	AM-4	CP-5	CP-6	CP-7	CP-8	CP-9*	CP-10*	CP-11*
σ_r	790	862	485	514	550	683	520	620	624	595	576	625	687	537	535
MPa															
$\sigma_{e0.2}$	620	840	205	264	-	428	-	443	-	-	-	-	-	-	-
MPa															
A ₄ %	15	16	30	62	30	35	30	30	-	-	-	-	-	-	-

* média dos valores encontrados.

• valores especificados.

Todos os valores da **Tabela 7**, indicam que em todas as situações as chapas testes de CP- 5 a CP-11 superaram o limite de resistência à tração do metal base SA-336 classe F347 de menor valor da dissimilaridade.

Os resultados obtidos nos ensaios dos corpos de prova de dobramento longitudinal e de susceptibilidade ao ataque intergranular da amostra da chapa teste CP-12, encontra-se na **Tabela 8**, com a **Figura 57** e **Figura 58** apresentando os corpos de prova após dobrado e **Tabela 9**, apresentando na **Figura 59** e **Figura 60** os corpos de prova após ataque e após dobrado em um ângulo de 180°, confirmam que as juntas apresentaram resistência ao ataque intergranular.

Tabela 8 – Resultado do ensaio de dobramento longitudinal da amostra da chapa teste CP-12.

Tipo Kind	Cutelo pin diam.	*Resultado results
FACE	4xt	Aprovado
RAIZ	4xt	Aprovado

*resultados aprovados segundo os requisitos do código ASME IX [30].

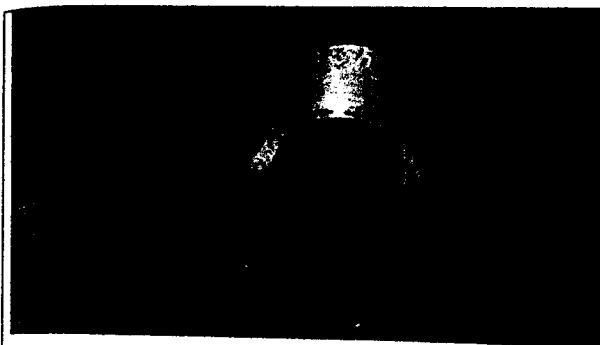


Figura 57 – Corpo de prova de dobramento longitudinal de face da amostra da chapa teste do CP-12.

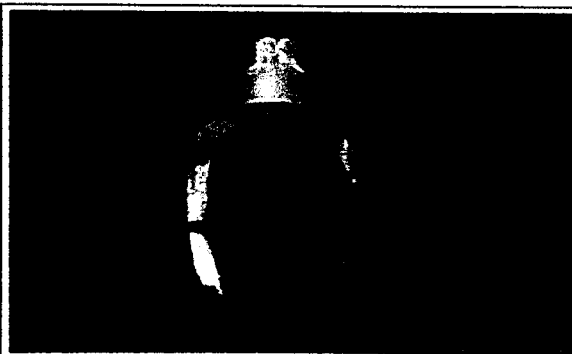


Figura 58 – Corpo de prova de dobramento longitudinal de raiz da amostra da chapa teste do CP-12.

Tabela 9 – Resultado do ensaio de dobramento transversal após ataque de susceptibilidade intergranular da chapa teste CP-12.

Cp n° Spec. n°	Cutelo pin diam.	Resultado results
1	4xt	a 90° sem indicação a 180° sem indicação
2	4xt	a 90° sem indicação a 180° sem indicação

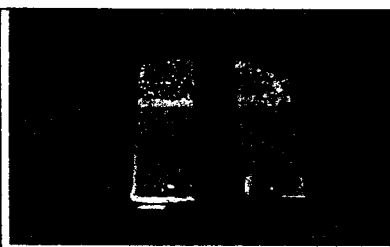


Figura 59 – Corpo de prova de dobramento transversal após ataque da chapa teste do CP-12, após ataque.



Figura 60 – Corpo de prova de dobramento transversal após ataque da chapa teste do CP-12.

Trazendo em um gráfico os valores encontrados para o limite de resistência (σ_r), limite de escoamento ($\sigma_{e0,2\%}$) e alongamento (A_4) na amostra AM-1, do aço inoxidável martensítico SA-479 tipo 414 modificado, têm-se a (Figura 61).

Nota-se que a amostra AM-1, apresenta valores para o limite de resistência, e limite de escoamentos bem superiores ao especificado, e o alongamento bem próximo, o que demonstra que o material escoou pouco. Isto explica o fato da amostra de ter sido forjada na faixa de temperatura entre 1149°C a 1204°C e resfriada ao ar ambiente, que é considerada sua condição de temperada e não revenida, contrariando o especificado, o que justifica a denominação de modificado, pois o revenido tem a função de melhorar a ductilidade do material.

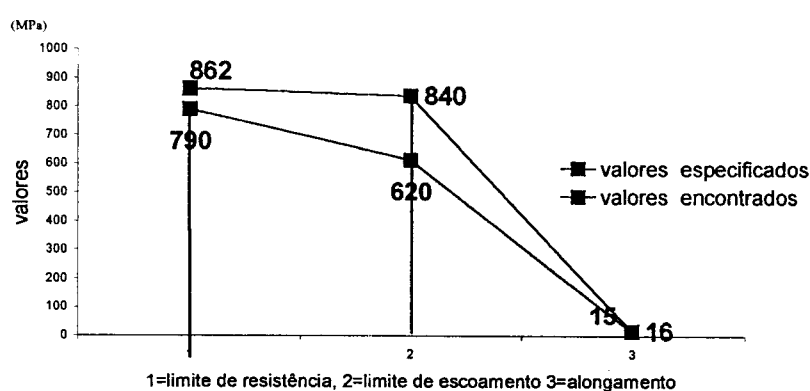


Figura 61 – Comparação dos resultados das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-1, com os valores especificados.

Trazendo em gráfico os valores encontrados para o limite de resistência (σ_r), limite de escoamento ($\sigma_{e0,2\%}$) e alongamento (A_4) na amostra AM-2, do aço inoxidável austenítico SA-336 classe F347, ilustra-se bem a sua superioridade têm-se a (Figura 62).

Nota-se na **Figura 62** que a amostra AM-2, apresenta valores para o limite de resistência, limite de escoamento e o alongamento superiores ao especificado, pois este material deve receber após forjamento um tratamento térmico de solubilização, a uma temperatura de no mínimo 1040°C, com resfriamento em água ou outro meio líquido.

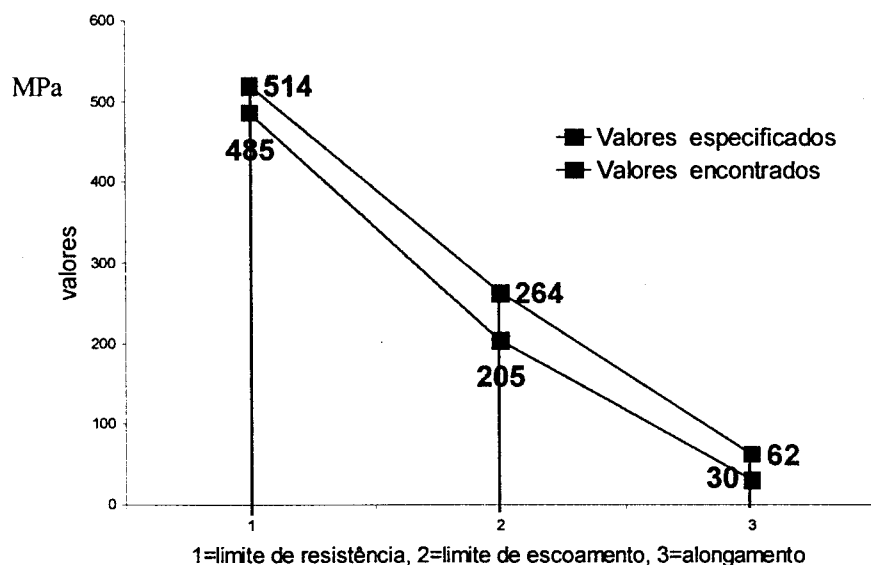


Figura 62 – Comparação dos resultados das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-2, com os valores especificados.

A solubilização consiste no resfriamento rápido do aço de uma temperatura geralmente entre 1000°C a 1120°C, seguido de resfriamento tão rápido quanto possível em um meio com água ou outro meio líquido até a temperatura ambiente, para garantir a presença da fase austenítica e a não precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão o resfriamento rápido. Além de garantir a presença da austenita à temperatura ambiente, evitando na faixa de 425°C a 870°C a precipitação indesejável de carbonetos de cromo.

O objetivo precípua da solubilização é a obtenção da estrutura austenítica; já sob o ponto de vista de propriedades mecânicas, é o de conferir a melhor ductilidade e tenacidade do aço. Desta forma esta amostra AM-2 devido ao fato de ter sido forjada na faixa de temperatura entre 1149 °C a 1232°C e resfriada ao ar ambiente, deve estar numa condição solubilizada, como indicam os resultados de propriedades mecânicas, quando comparada ao especificado.

Trazendo em gráfico os valores encontrados para o limite de resistência (σ_r), limite de escoamento ($\sigma_{e0,2\%}$) e alongamento (A_4) na amostra AM-3, do metal de adição, consumível especificado como ERNiCr-3 ilustra-se bem a sua superioridade têm-se a (Figura 63).

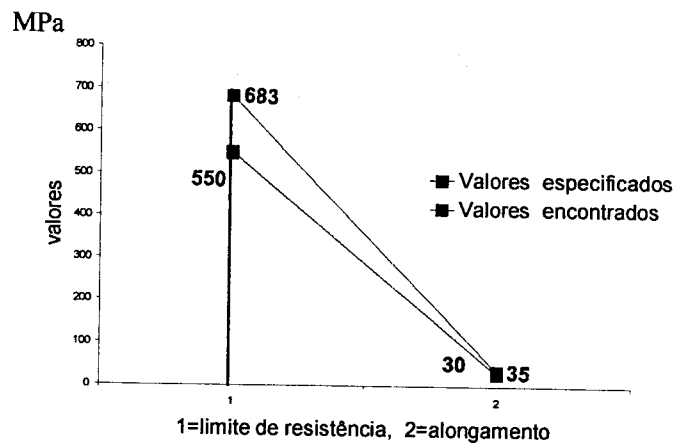


Figura 63 – Comparação de valores das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-3, com os valores especificados.

Trazendo em gráfico os valores encontrados para o σ_r e A_4 na amostra AM-4 do metal de adição, consumível e classificada conforme AWS como ER-309L ilustra-se bem a sua superioridade têm-se a (Figura 64).

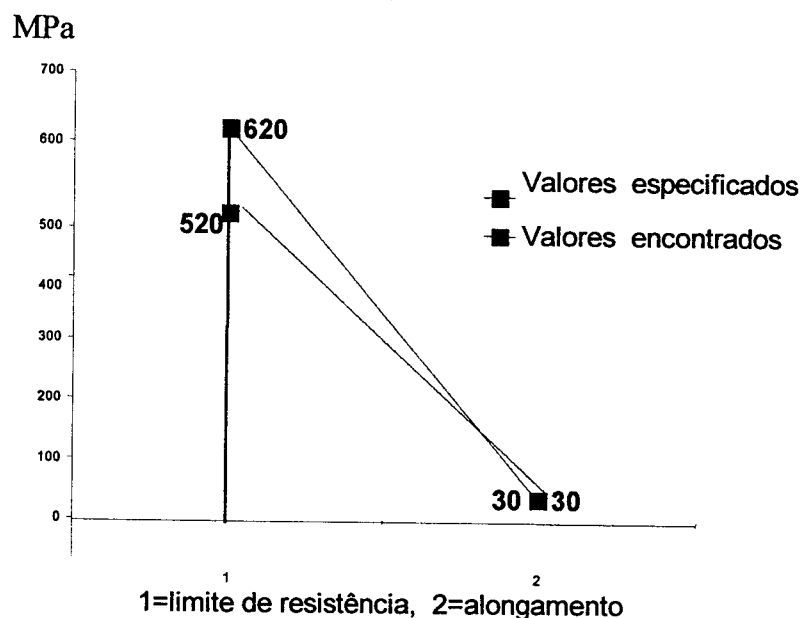


Figura 64 – Comparação de valores das propriedades mecânicas descritas na Tabela 7 da amostra AM-4, com os valores especificados.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-5, com purga) da junta dissimilar, nota-se que o $\sigma_r[6]$ de 624 MPa é superior a 514 MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, fazendo com que a junta se rompa na linha de fusão do 347, têm-se a (Figura 65).

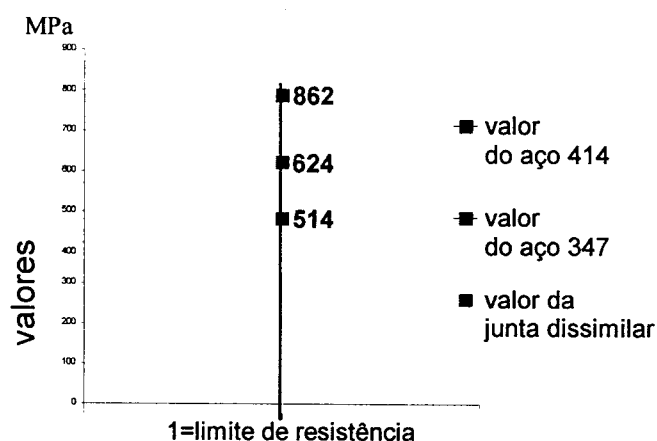


Figura 65 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-5.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-6, sem purga) da junta dissimilar, nota-se bem que o $\sigma_r[6]$ de 595 MPa é superior a 514 MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, com a junta rompendo na linha de fusão do 414, ver (Figura 66).

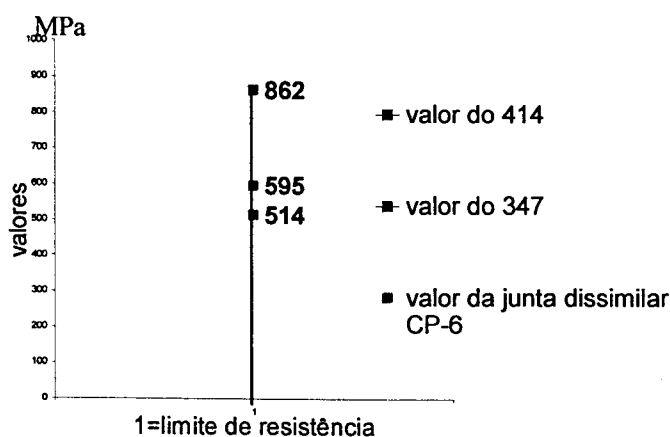


Figura 66- Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-6.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-7, com purga) da junta dissimilar, nota-se bem que o $\sigma_r[6]$ de 576 MPa é superior a 514 MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, fazendo com que a junta se rompa no metal de solda, têm-se a (Figura 67).

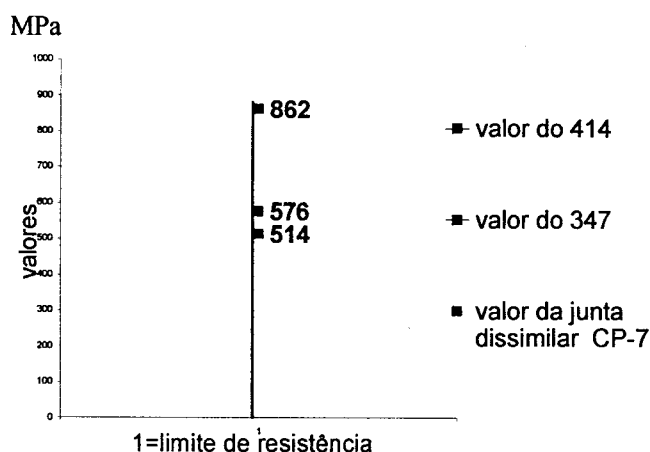


Figura 67 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-7.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-8, sem purga) da junta dissimilar, nota-se bem que o $\sigma_r[6]$ de 625 MPa é superior a 514 MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, fazendo com que a junta se rompa na linha de fusão do 347, têm-se a (Figura 68).

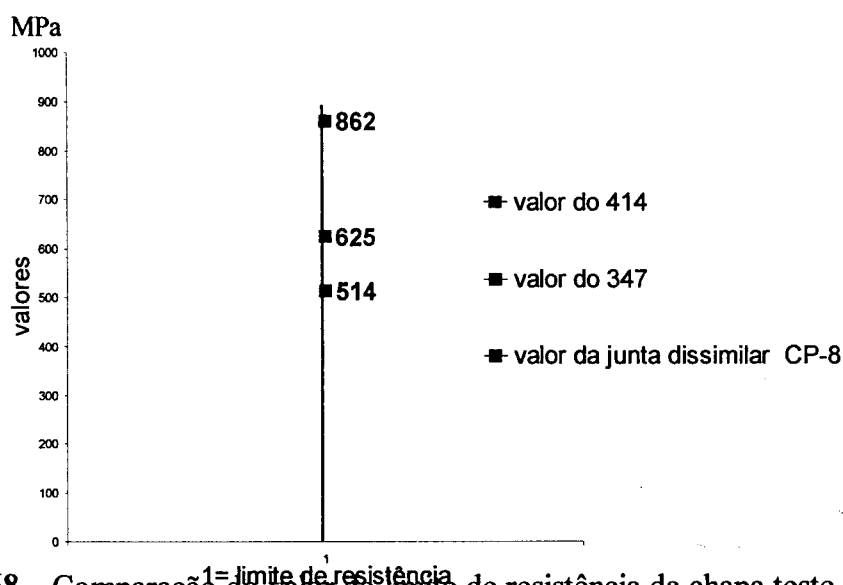


Figura 68 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-8.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-9, chanfro reto, com purga) da junta dissimilar, nota-se bem que o $\sigma_r[6]$ de 687 MPa é superior a 514 MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, fazendo com que a junta se rompa no 347, têm-se a (Figura 69).

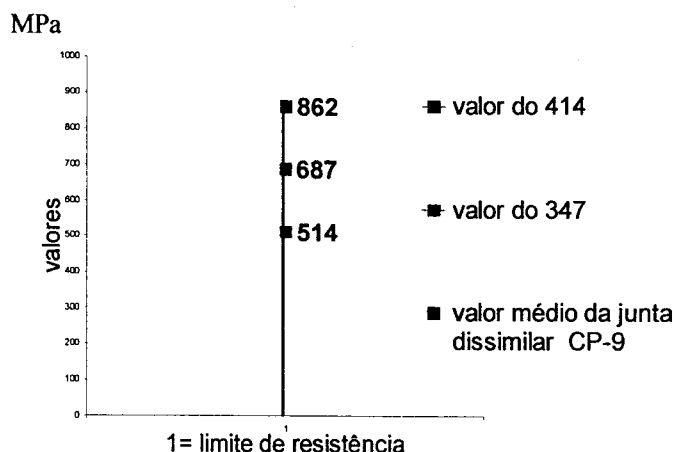


Figura 69 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-9.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-10, chanfro reto, sem purga) da junta dissimilar, nota-se bem que o $\sigma_r[6]$ de 537 MPa é superior a 514 MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, fazendo com que a junta se rompa no 347, têm-se a (Figura 70).

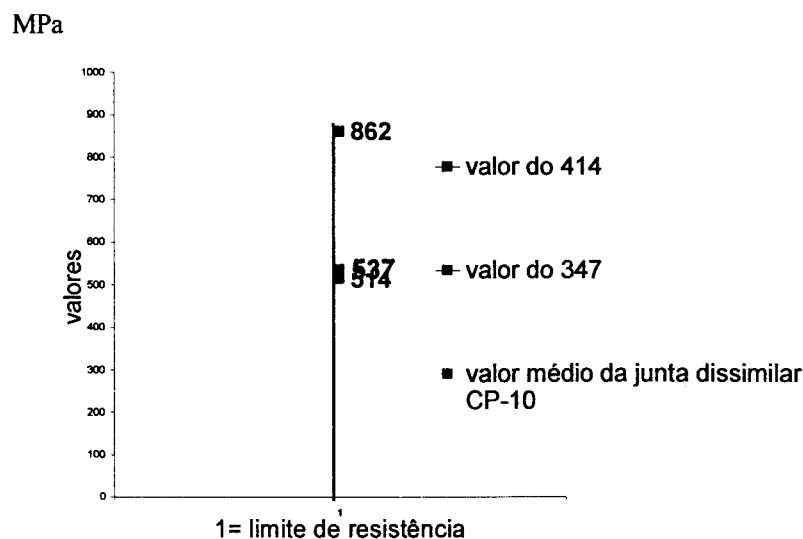


Figura 70 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-10.

Trazendo em gráfico o valor encontrado para o σ_r na chapa teste (CP-11-LBW-sem purga) da junta dissimilar, nota-se bem que o $\sigma_r[6]$ de 535 MPa é superior a 514

MPa, valor do aço inoxidável 347 integrante da junta, fazendo com que a junta se rompa no 347, têm-se a (Figura 71).

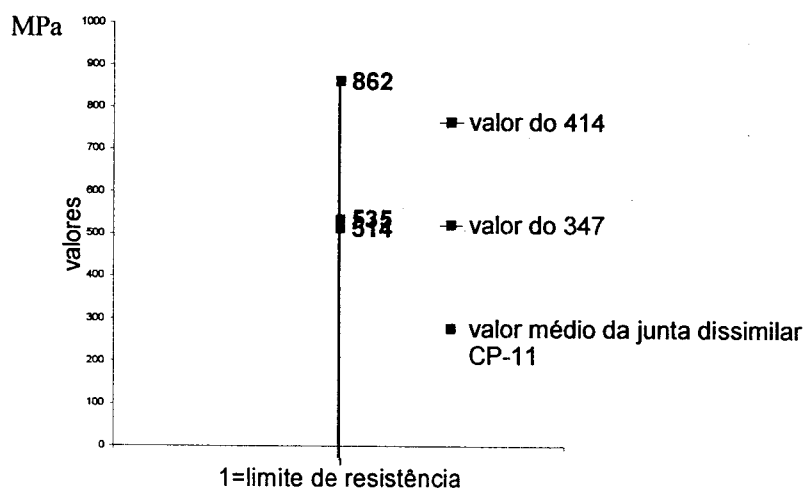


Figura 71 – Comparação do valor do limite de resistência da chapa teste CP-11.

4.3.1. Ensaio de Dureza

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza dos corpos de prova das amostras dos metais base e dos metais depositados encontram-se na **Tabela 10**.

Tabela 10 – Resultados de ensaio de dureza.

	414	AM-1	347	AM-2	ERNi	AM-3	ER309	AM-4*
HB	321	321	n.m.	150	n.m	190	n.m.	194

Média de 6 pontos

n.m- não medido

Já nas chapas testes de 5 a 11, foram levantados os seguintes pontos de perfis de dureza, avaliados a 2 mm da face da junta dissimilar: 3 pontos no metal base austenítico, 1 ponto a 0,2 mm da linha de fusão do metal depositado com o metal base austenítico, 6 pontos no metal de solda, 2 pontos na Z.T.A., do metal depositado com o metal base martensítico e 3 pontos no metal base martensítico, que confirmará os limites de resistência encontrados e servirá também como referência para as conclusões finais do trabalho. Veja as **Figuras** abaixo.

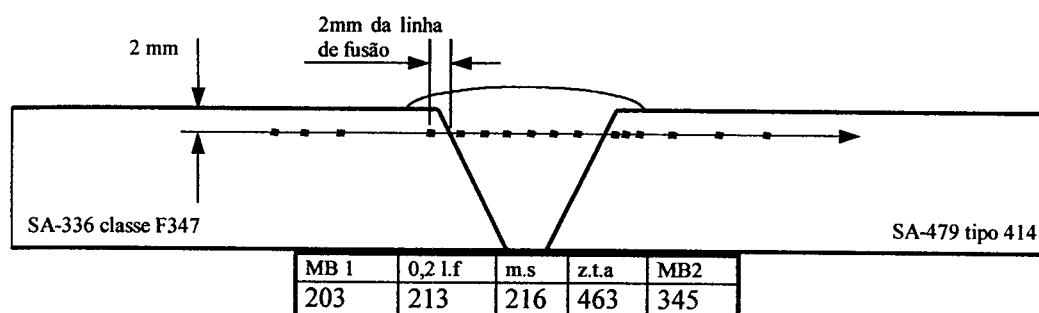


Figura 72 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-5.

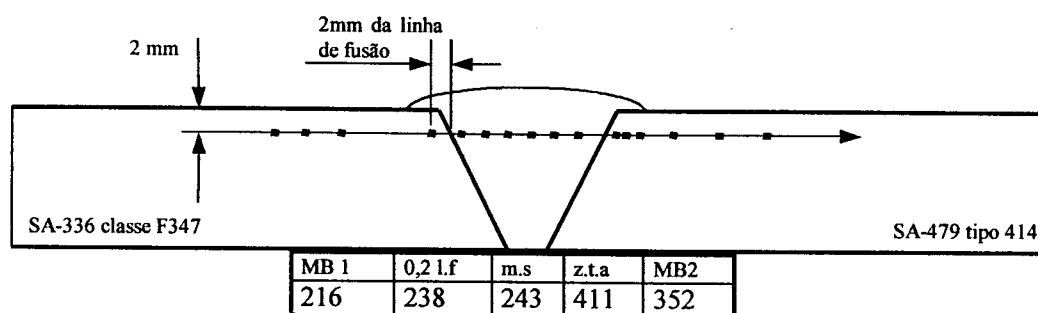


Figura 73 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-6.

Comparando os valores dos CP-5 e CP-6, com o valor da amostra AM-3 da Tabela 10, vê-se que o CP-5 é o que mais se aproxima.

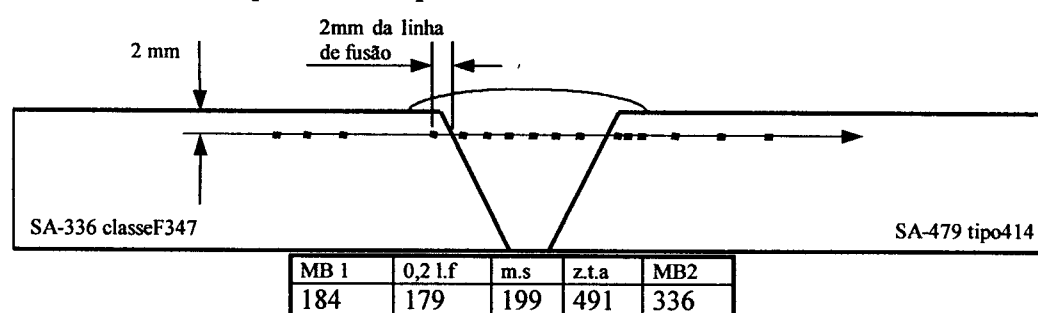


Figura 74 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-7.

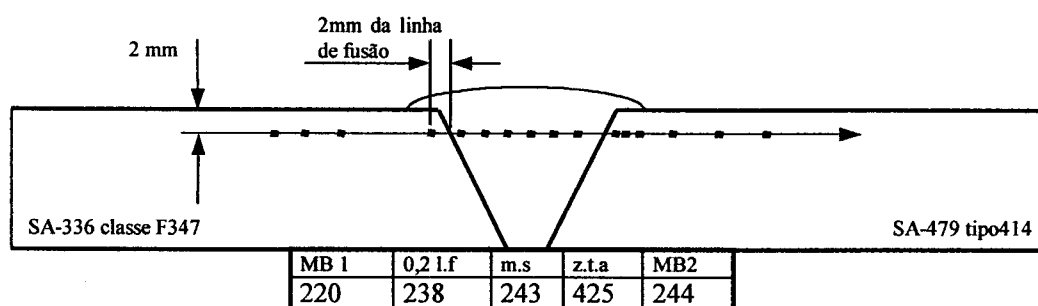


Figura 75 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-8.

Comparando os valores dos CP-7 e CP-8 com o valor da amostra AM-4 da Tabela 10, vê-se que o CP-7 é o que mais se aproxima.

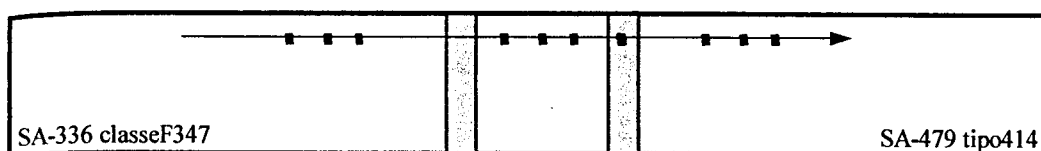


Figura 76 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-9.

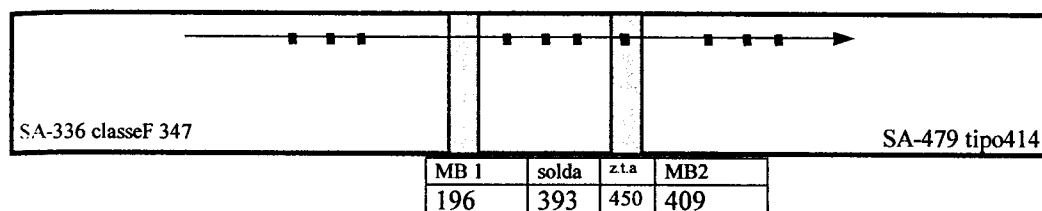


Figura 77 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-10.

A particularidade da comparação entre estes dois CPs 9 e 10 é de que o CP-9, apresenta a Z.T.A do 414 menos propensa à formação de trincas.

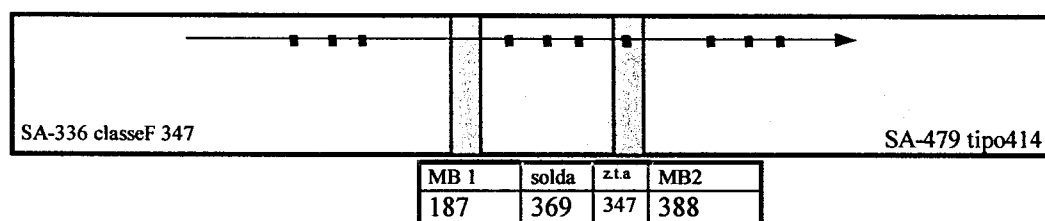


Figura 78 – Perfil da dureza Vickers HV10, da chapa teste CP-11.

O perfil de dureza desta CP-11, realizado com LASER, apresenta valores menores quando comparado com o outro processo de soldagem.

4.4. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A fractografia da amostra AM-1(inoxidável martensítico), obtida por MEV, apresenta microcavidades (dimples) equiaxiais, com grandes inclusões em seus interiores, evidenciando-se fratura dúctil, apesar de apresentar macroscopicamente, uma baixa ductilidade, após a ruptura do corpo de prova (Figura 79).

A fratura dúctil no ensaio de tração inicia-se com a nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades no centro da amostra. Estas formam-se quando as altas tensões causam a separação do metal nos contornos de grão ou nas interfaces entre o metal e a inclusão. Neste processo ocorre uma apreciável deformação plástica e consumo de energia mecânica até o rompimento do material.

A amostra AM-2(inoxidável austenítico), apresenta em sua fractografia obtida por MEV, microcavidades (dimples) equiaxiais, bem menores e mais homogeneamente espalhadas do que a amostra AM-1(inoxidável martensítico), com as inclusões bem menores em seus interiores, evidenciando-se fratura dúctil apresentando macroscopicamente, uma altíssima ductilidade, após a ruptura do corpo de prova com alongamento de 62% (Figura 80).

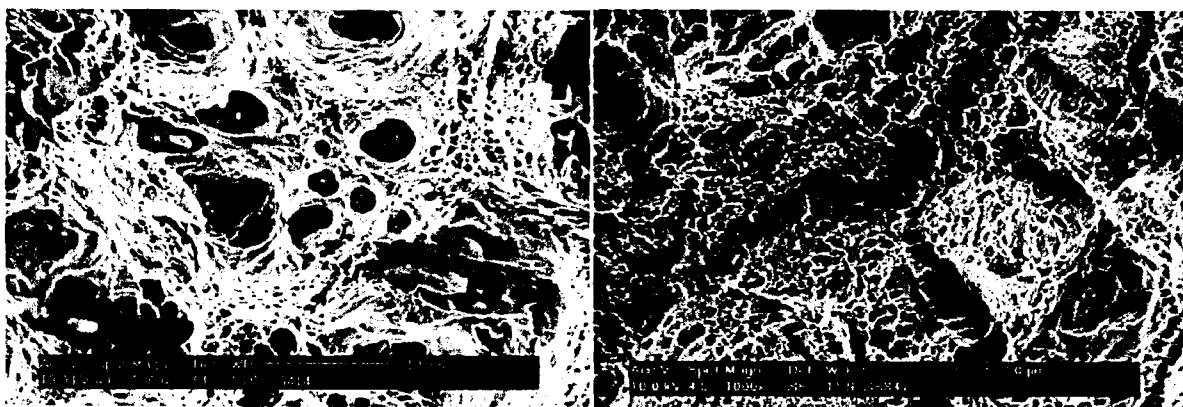


Figura 79 – Fractografia por MEV, com um aumento de 2000X da amostra AM-1 (inoxidável martensítico). Figura 80 – Fractografia por MEV, com um aumento de 1000X da amostra AM-2 (inoxidável austenítico).

A fractografia da amostra AM-3(consumível ERNiCr-3) tem microcavidades (dimples) equiaxiais, sem inclusões relevantes (Figura 81); já a fractografia da amostra AM-4(consumível ER309L), apresenta microcavidades (dimples) equiaxiais, com algumas inclusões presentes, as quais apresentam uma composição química semelhante a matriz (Figura 82).

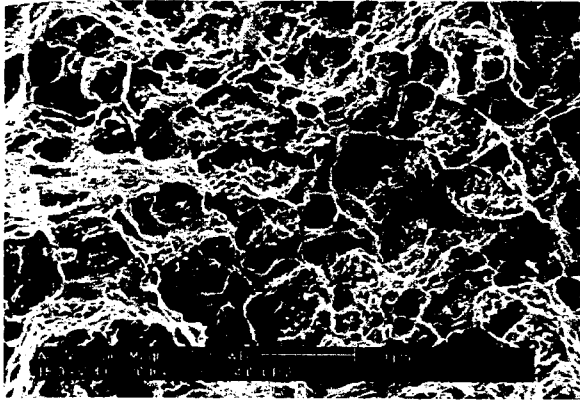


Figura 81 – Fractografia por MEV, com um aumento de 2000X da amostra AM-3(ERNiCr-3).

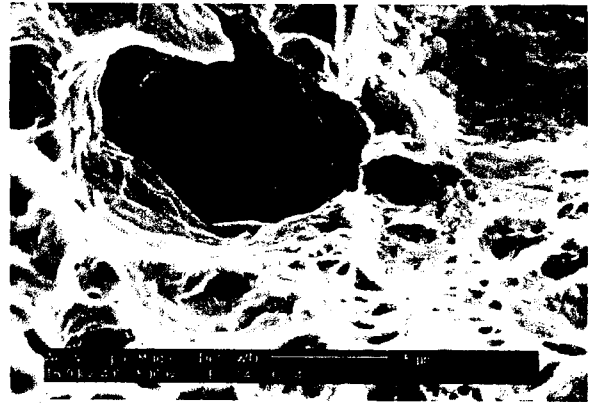


Figura 82 – Fractografia por MEV, com um aumento de 5000X da amostra AM-4(ER309L)

O corpo de prova da **chapa teste CP-5**, apresenta em sua fractografia obtida por MEV, microcavidades (dimples) equiaxiais, com algumas inclusões presentes, as quais possuem composição química semelhante a da matriz (**Figura 83**). Ao passo que a fractografia do corpo de prova da **chapa teste da CP-6**, apresenta microcavidades (dimples) equiaxiais, com inclusões e regiões oxidadas, provavelmente oriunda da falta do gás inerte (**Figura 84**).

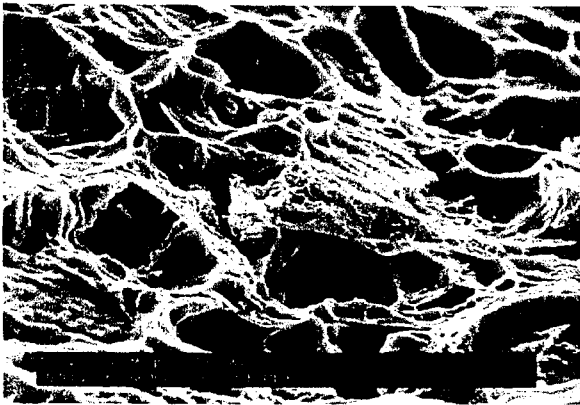


Figura 83 – Fractografia por MEV, com um aumento de 5000x da do corpo de prova da chapa teste CP-5.

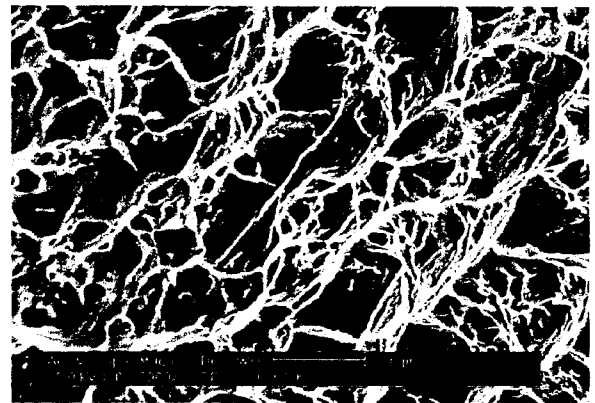


Figura 84 – Fractografia por MEV, com um aumento de 2000x do corpo de prova da chapa teste CP-6.

(ERNiCr-3 com purga, rompeu na L.F. do 347) (ERNiCr-3 sem purga, rompeu na L.F. do 414)

No corpo de prova da chapa teste CP-7 apresenta em sua fractografia, microcavidades (dimples) equiaxiais bem definidos e homogêneos, com inclusões que, ao ser realizado uma análise química, apresentaram uma composição química semelhante à matriz austenítica (Figura 85); já a fractografia do corpo de prova da chapa teste CP-8 obtida por MEV, apresenta microcavidades (dimples) equiaxiais bem definidos e homogêneos, com algumas inclusões (Figura 86).



Figura 85 – Fractografia por MEV, com um aumento de aumento de 3000x da amostra CP-7. (ER309L com purga, rompeu no metal de solda)

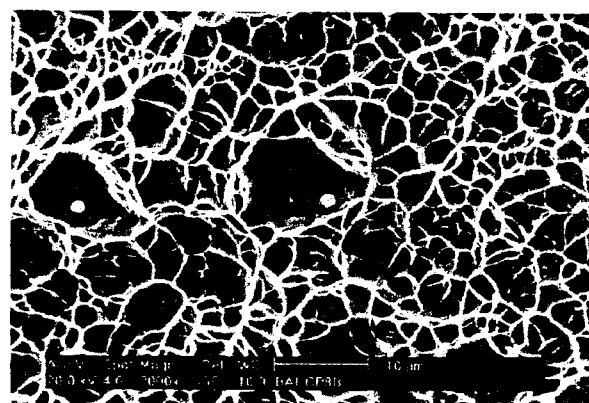


Figura 86 – Fractografia por MEV, com um 2000x da amostra CP-8. (ER309L sem purga, rompeu na L.F. do 347)

CAPÍTULO 5
Discussão Geral
e Comentários

5. DISCUSSÃO GERAL E COMENTÁRIOS

Existem diversos trabalhos publicados na literatura [1,7,10-13] envolvendo a soldagem dissimilar de aços inoxidáveis austeníticos (como o 347) com aços carbono de baixa e média liga. Porém, somente um trabalho foi encontrado[1] que trata da soldagem dissimilar dos aços inoxidáveis semelhantes aos SA-336 classe F347 e SA-479 tipo 414. Em todos os trabalhos, os metais de adição sugeridos para a soldagem de juntas dissimilares foram as ligas níquel-cromo ou aços inoxidáveis como o 309. Folkhard [7], em seu livro “Welding Metallurgy of Stainless Steel”, comenta a importância de se conhecer a constituição dos diagramas de equilíbrio, pelas quais muitos fenômenos de soldagem podem ser explicados e muitas das vezes previstos.

Com base na literatura, foram avaliadas tanto a necessidade da utilização de metal de adição para a soldagem daqueles dois materiais, assim como a melhor opção de metal de adição para realizá-la, e isto envolveu aspectos relativos à compatibilização de propriedades mecânicas, físicas e de resistência à corrosão além de aspectos metalúrgicos da junta, quando pertinentes. Assim sendo, foram avaliadas duas adições possíveis de soldar estes aços, o consumível especificado segundo a norma ASME [25] como SFA-5.14 e classificada conforme AWS [26] como ERNiCr-3 e o consumível especificado segundo a norma ASME [25] como SFA5.9 e classificada conforme AWS como ER309L. Com relação aos aspectos metalúrgicos deve-se levar em conta a diluição do material e os eventuais riscos de defeitos produzidos durante a soldagem, atenção mencionada nos diversos trabalhos revistos tais como os de Irving [9] e de Lundin [10] no estudo de juntas dissimilares do tipo austeno-ferrítica.

Estes aspectos podem ser abordados através do emprego do diagrama de Schaeffler. Apesar deste diagrama ter sido levantado para aços inoxidáveis resfriados em condição de

equilíbrio, ele pode ser empregado para avaliar a microestrutura do metal depositado e, conseqüentemente, o risco de ocorrer algum tipo de fragilização na zona fundida do cordão de solda. Como revisto na literatura, Doody [12] cita que a composição e a microestrutura do metal depositado em juntas dissimilares podem ser simplificadas e com razoável estimativa, com a utilização de cálculos de diluição [6] e com o diagrama de Schaeffler. Feldstein [13] também cita em seu artigo que o diagrama de Schaeffler é particularmente utilizado, quando se examina que metal de adição é mais adequado para uma junta dissimilar embora seja ainda mais utilizado para prever o conteúdo de ferrita dos depósitos das juntas dissimilares. Mais recentemente desenvolveu-se um diagrama que melhorou a extensão e a exatidão da previsão do metal de solda inoxidável e o relacionado com a junta dissimilar. Este se denomina Diagrama de De Long (**Capítulo 2 - Figura 12**).

Em função do exposto previamente, a condição da junta dissimilar produzida com e sem adição de metal, foi analisada através do diagrama de Schaeffler que é um valioso instrumento para a avaliação do depósito de solda. Ele permite estimar com antecedência a composição química e a estrutura de uma solda de um aço ligado. Permite também escolher os eletrodos apropriados para cada soldagem, mesmo heterogênea, de aço liga, aço carbono, aço inoxidável ferrítico, austenítico, etc. Assim sendo, fez-se um estudo utilizando os valores máximo e médio das composições químicas especificadas para os metais base e de adição, para definir os valores distantes das regiões de problemas característicos. Para tanto, utilizou-se o valor máximo ou o valor médio de um intervalo de composição química apresentados na **Tabela 11**.

Comparou-se, depois, com o cálculo utilizando os valores máximo e médios reais de composição química dos metais base e de adição.

Tabela.11 – Composição química especificado conforme ASME II, Parte A [2] e Parte C [25].

Material	Composição química (%)											
	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	Fe
347	0,08	0,03	0,04	0,85	2,0	18,0	10,5	-	-	0,8	-	67,70
414	0,15	0,03	0,04	1,0	1,0	12,5	1,87	-	-	-	-	83,41
ERNiCr-3	0,10	0,015	0,03	0,50	3,0	20,0	71,0	-	0,50	-	0,75	4,1
ER309L	0,03	0,03	0,03	0,48	1,75	24,0	13,0	0,75	0,75	-	-	59,18

A partir das composições químicas dos metais de base apresentados na **Tabela 11** calculou-se o cromo e o níquel equivalentes do cordão sem adição, supondo 50% de diluição de cada um dos materiais. O resultado está mostrado na **Tabela 12**.

Tabela.12 – Cromo equivalente e níquel equivalente para a junta dissimilar dos aços 347 e SA-414, sem adição (percentagem em peso).

Material	Cromo Equivalente	Níquel Equivalente
SA-347	19.68	13.9
SA-414	14.0	6.87
Metal de solda sem adição	16.84	10.38

Com os dados apresentados na **Tabela 12**, localizou -se os pontos no diagrama de Schaeffler. O resultado está apresentado na **Figura 87**.

Analisando-se a posição dos pontos no diagrama, percebe-se que ele está localizado na fronteira de duas regiões: a região de trinca de solidificação (4) e a região de trinca a frio induzida por hidrogênio (2). Isto indica a possibilidade de ocorrência de trincas na junta

dissimilar. Em particular, a trinca a frio como já mencionado anteriormente induzida por hidrogênio é de difícil detecção e pode ocorrer algum tempo após a soldagem.

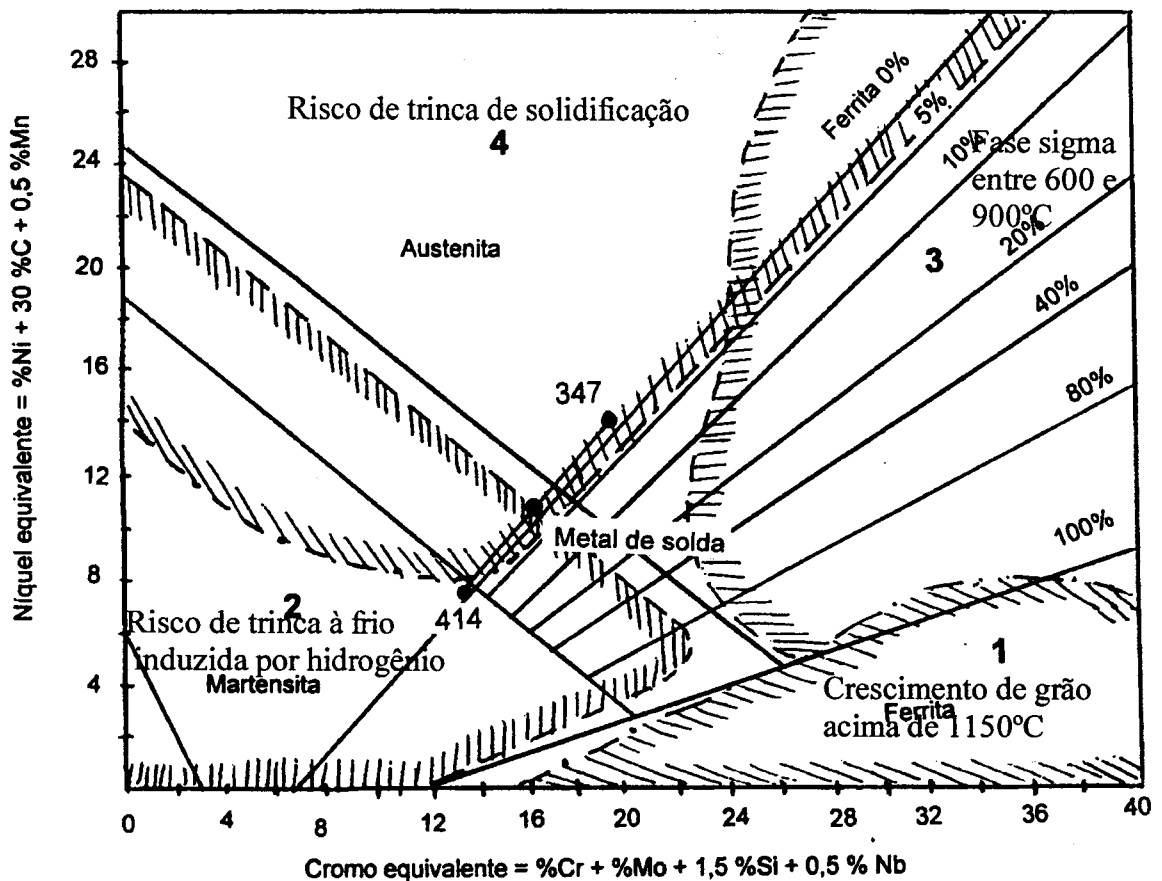


Figura 87 – Diagrama de Schaeffler mostrando a localização do metal de solda entre o SA-347 e o SA-414, soldados sem adição.

Portanto, por questões de segurança, recomenda-se que a soldagem seja feita com metal de adição para modificar a composição química do metal de solda e, consequentemente, cair em uma região isenta de defeitos ou com defeitos fáceis de serem evitados.

Em função dos resultados apresentados confirmou-se a necessidade de metal de adição, assim sendo foram avaliados o consumível SFA-5.14 (ERNiCr-3) e o consumível SFA-5.9 (ER309L). Como a soldagem é realizada pelo processo GTAW- TIG, no cálculo foram

empregadas diluições variando entre 10 e 20%, valores estes que estão dentro da faixa usual de diluição do processo TIG, proposto pela literatura (D. Kiser apud Irving [9]), calculando-se as composições químicas do metal depositado, bem como o cromo e níquel equivalentes. Os resultados estão apresentados nas Tabelas 13 e 14.

Tabela 13 – Composição química do metal de solda da junta dissimilar dos aços SA-347 e SA- 414, com diferentes metais de adição e diluições.

Material	Diluição (%)	Composição Química (%)										
		C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Fe
347+414	50%	0,1150	0,0300	0,0400	0,9250	1,5000	15,2500	6,1850	0,0000	0,0000	0,4000	75,5550
	10%	0,1015	0,0165	0,0310	0,5425	2,8500	19,5250	64,5185	0,0000	0,4500	0,7150	11,2455
ERNiCr-3	15%	0,1023	0,0173	0,0315	0,5638	2,7750	19,2875	61,2778	0,0000	0,4250	0,6975	14,8183
	20%	0,1030	0,0180	0,0320	0,5850	2,7000	19,0500	58,0370	0,0000	0,4000	0,6800	18,3910
	10%	0,0385	0,0300	0,0310	0,5245	1,7250	23,1250	12,3185	0,6750	0,6750	0,0400	60,8175
ER309L	15%	0,0428	0,0300	0,0315	0,5468	1,7125	22,6875	11,9778	0,6375	0,6375	0,0600	61,6363
	20%	0,0470	0,0300	0,0320	0,5690	1,7000	22,2500	11,6370	0,6000	0,6000	0,0800	62,4550

Tabela 14 – Cromo equivalente e níquel equivalente dos metais de solda para soldagem dos aços 347 e 414, com diferentes diluições.

Material		Cr Equiv.	Ni Equiv.
ERNiCr-3	10% diluição	20,70	68,99
	15% diluição	20,48	65,73
	20% diluição	20,27	62,48
ER309L	10% diluição	24,61	14,34
	15% diluição	24,18	14,12
	20% diluição	23,74	13,90

Com os dados da Tabela 14 localizou-se novamente os pontos no diagrama de Schaeffler para os dois metais de adição e para diferentes diluições. Os resultados estão mostrados na Figura 88.

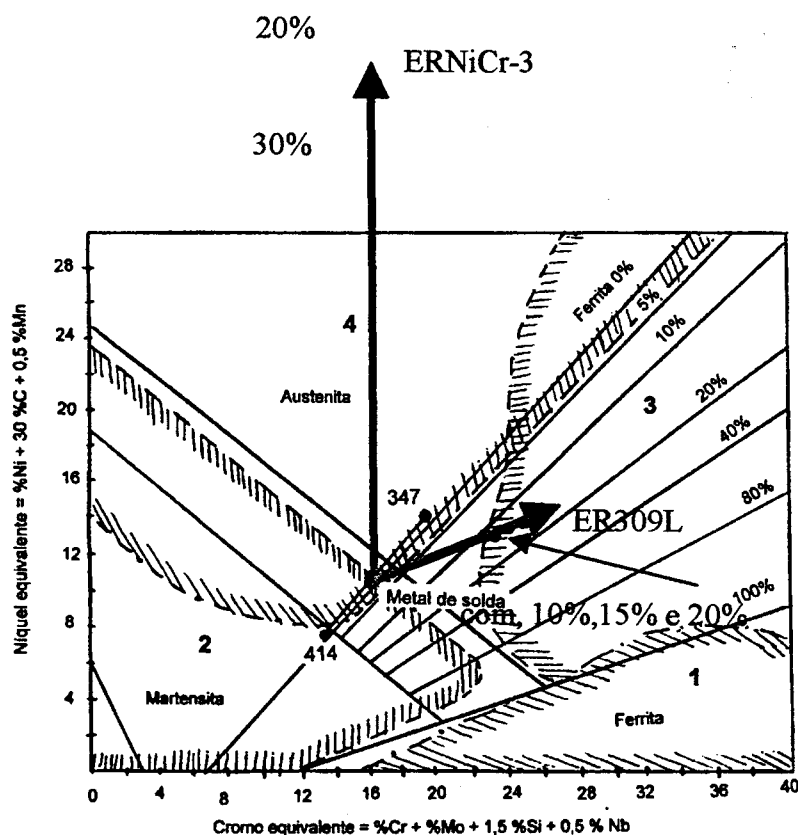


Figura 88 - Diagrama de Schaeffler mostrando a localização da composição química dos metais de solda utilizando as adições ERNiCr-3 e ER309L, com diferentes diluições.

Analisando-se os pontos das duas adições, percebe-se que pode existir problemas de soldabilidade para ambas. No caso da adição ERNiCr-3 tem-se o risco de trinca de solidificação, região (4), uma vez que o metal depositado é completamente austenítico. Este tipo de defeito é detectado imediatamente após a soldagem. Já para a adição ER309L existe o risco de precipitação de fases intermetálicas, região (3), como a fase sigma, durante o serviço do equipamento. Baseando-se nestes fatos, a opção com menor risco seria a soldagem realizada com a adição ERNiCr-3, confirmando teoricamente, pelo estudo do diagrama de Schaeffler, o que a revisão da literatura indicava.

A trinca de solidificação pode ser controlada através da composição química do metal de solda. O diagrama de Schaeffler não leva em conta a presença de elementos que favorecem este tipo de trinca, como o enxofre e o fósforo. Este tipo de trinca pode ser minimizado controlando-se os teores destes elementos, tanto no metal de base como no metal de adição.

Como o cordão de solda obtido com o ERNiCr-3 é completamente austenítico, o teor de enxofre mais fósforo deve ser de no máximo 0,015%, para que a probabilidade de ocorrência de trincas de solidificação seja mínima[37]. Para ilustrar, a **Tabela 15** apresenta a soma de enxofre e fósforo para esta adição em função da diluição.

Tabela 15 – Teor de enxofre e de fósforo no metal depositado.

Material		S+P
ERNiCr-3	10%diluição	0,0475
	15%diluição	0,0488
	20%diluição	0,0500

Os resultados da **Tabela 15** mostram que o teor de enxofre e fósforo estão muito acima do indicado. A **Tabela 16** apresenta uma análise do teor de enxofre e fósforo, em função do teor destes elementos nos metais de adição do ERNiCr-3 e em função da diluição. Foram analisados dois teores possíveis de enxofre e fósforo. Deve-se ressaltar que, para reduzir o teor de fósforo do aço inoxidável, necessita-se de técnicas especiais de refino do aço. Na análise foi admitido que o metal de adição não teve alteração nos teores de S e P, conforme apresentado na **Tabela 11**.

Tabela 16 – Teor de enxofre e fósforo em função da composição química dos metais de base, metal de adição ERNiCr-3 e da diluição do processo de soldagem.

Teor de S e P no metal		Teor de S e P no metal de solda do ERNiCr-3	
Base		10 % diluição	0,0425
S =	0,005	15 % diluição	0,0413
P =	0,015	20 % diluição	0,0400
		10 % diluição	0,0430
S =	0,005	15 % diluição	0,0420
P =	0,020	20 % diluição	0,0410

Na **Tabela 16** nota-se que o metal de base com teor de fósforo igual a 0,015 apresenta uma maior versatilidade durante a soldagem apesar de não ser valores tão próximos deste, lembrando como dito anteriormente da dificuldade em obter-se valores reduzidos de enxofre e fósforo. Com base nestas análises, o teor de fósforo menor que 0,015% e o de enxofre menor que 0,005%, são os de metais de base que supõe apresentem melhor soldabilidade. Além do enxofre e fósforo, outros elementos de liga (Si, Fe e Cr) devem ser controlados quando se utiliza uma liga de níquel como metal de adição, como citado na literatura de referência[38].

No caso do silício geralmente recomenda-se um teor máximo no metal de solda de 0,75%. Para os valores de silício do metal de adição do ERNiCr-3 de 0,50 apresentados na **Tabela 11** os teores de silício no metal de solda da junta soldada com ERNiCr-3 em função da diluição compreendido entre 0,54 e 0,58, apresentados na **Tabela 13** situando-se portanto, abaixo do máximo recomendado. O máximo teor de ferro no metal de adição do ERNiCr-3 deve ser de 25%. Analisando-se a **Tabela 13**, os teores no metal de solda da junta soldada com

ERNiCr-3 estão entre 11,24% e 18,39%. Estes valores estão bem abaixo do valor máximo sugerido, para as faixas de diluição simuladas. O cromo em ligas de níquel deve ficar situado entre 15 e 25%. Os valores apresentados na **Tabela 13** no metal de solda da junta soldada com ERNiCr-3 estão compreendidos entre 19.05 e 19.53%, dentro do valor tolerado para este elemento em ligas de níquel.

Além das considerações a respeito da composição química do metal de solda, os valores das tensões gerados durante o aquecimento e o resfriamento devem ser considerados na soldagem dissimilar. Geralmente recomenda-se um metal de adição com coeficiente de expansão térmica linear o menor possível. Além disto, se o limite de escoamento for baixo, os valores de tensões gerados na junta também serão menores. Para completar a escolha da melhor adição, a **Tabela 17** apresenta os coeficientes de expansão térmica linear e os limites de escoamento típicos dos materiais empregados neste estudo.

Tabela 17 – Coeficiente de expansão térmica linear e limite de escoamento dos materiais utilizados neste trabalho.

Material	Coeficiente de expansão térmica linear (10^{-6} K^{-1})	Diferença de expansão térmica linear com o 414	Limite de escoamento Mpa
347	18,2	1,55	280
414	11,7	1,0	560
ERNiCr-3	14	1,20	380
ER309L	17,8	1,52	420

Com relação ao coeficiente de expansão térmica linear, observando-se na **Tabela 17**, as diferenças entre estes coeficientes de expansão térmica linear percebe-se que o consumível ERNiCr-3 apresenta a menor diferença, comparada com o material com o menor coeficiente

de expansão térmica, o 414. Além disso, o ERNiCr-3 apresenta um limite de escoamento baixo, o que diminui o valor de tensões residuais geradas durante a soldagem.

Utilizando os mesmos cálculos anteriores com a composição química dos materiais realmente utilizados tem-se:

Cálculos utilizando os valores reais.

Tabela.18 – Composição química com os valores reais dos metais base e consumíveis .

Material	Composição química (%)											
	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	Fe
347	0,043	0,002	0,02	0,40	1,6	17,45	9,15	0,30	0,18	0,7	<0,01	70
414	0,096	0,006	0,024	0,88	0,44	12,3	2,01	-	-	-	-	84,24
ERNiCr-3	0,06	0,013	0,024	0,55	4,25	15,5	69,0	0,13	0,02	2,6	0,22	7,0
ER309L	0,011	0,011	0,018	0,42	1,97	22,40	14,93	0,10	0,13	-	-	60,01

A partir das composições químicas dos metais de base apresentados na **Tabela 18** calculou-se o cromo e o níquel equivalente do cordão sem adição, supondo 50% de diluição de cada um dos materiais. O resultado está mostrado na **Tabela 19**.

Tabela.19 – Cromo equivalente e níquel equivalente para a junta dissimilar dos aços 347 e SA-414, sem adição.

Material	Cromo Equivalente	Níquel Equivalente
SA-347	18,70	11,24
SA-414	13,62	5,11
Metal de solda sem adição	16,16	8,175

Com os dados apresentados na **Tabela 19**, localizou-se os pontos no diagrama de Schaeffler. O resultado está apresentado na **Figura 89**.

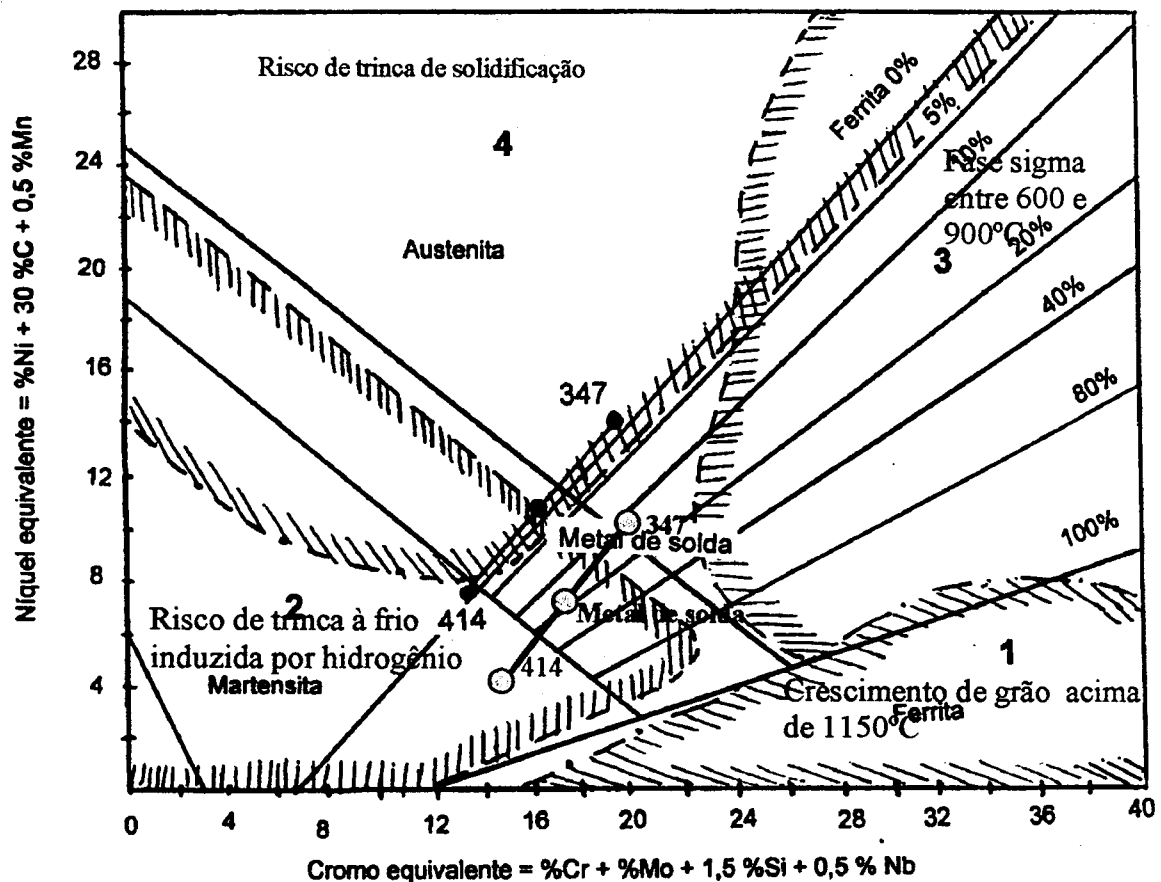


Figura 89 – Diagrama de Schaeffler mostrando a localização do metal de solda entre o SA-347 e o SA-414, soldados sem adição.

Analisando-se a posição dos pontos no diagrama, percebe-se que ele está localizado na região de trinca a frio induzida por hidrogênio (2). Isto indica a possibilidade de ocorrência de trincas na junta dissimilar. Em particular, a trinca a frio induzida por hidrogênio é de difícil detecção e pode ocorrer algum tempo após a soldagem.

Portanto, recomenda-se que a soldagem seja feita com metal de adição para modificar a composição química do metal de solda e, conseqüentemente, cair em uma região isenta de defeitos ou com defeitos fáceis para serem evitados.

Em função dos resultados apresentados confirmou-se a necessidade de metal de adição, assim sendo foram avaliados o consumível SFA-5.14- (ERNiCr-3) e o consumível SFA-5.9 (ER309L). Como a soldagem é realizada pelo processo GTAW, no cálculo foram empregadas diluições variando entre 10 e 20%, valores estes que estão dentro da faixa usual de diluição do processo TIG, proposto pela literatura (D. Kiser apud Irving [9]), calculando-se as composições químicas do metal depositado, bem como o cromo e níquel equivalentes. Os resultados estão apresentados nas **Tabelas 20 e 21**.

Tabela 20 – Composição química do metal de solda e metal depositado da junta dissimilar dos aços SA-347 e SA- 414, com diferentes metais de adição e diluições(reais).

Material	Diluição (%)	Composição Química (%)										
		C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Fe
347+414	50%	0,0695	0,004	0,022	0,64	1,02	14,875	5,58	0,15	0,09	0,35	77,12
	10%	0,06	0,012	0,024	0,56	4,0	15,44	62,66	0,132	0,027	2,37	14,01
ERNiCr-3	15%	0,06	0,011	0,024	0,56	3,76	15,40	59,49	0,133	0,030	2,26	17,52
	20%	0,06	0,011	0,024	0,57	3,6	15,40	56,32	0,134	0,034	2,15	21,01
	10%	0,0169	0,0103	0,018	0,442	1,875	21,65	14,00	0,105	0,126	0,035	61,72
ER309L	15%	0,0198	0,010	0,018	0,453	1,828	21,27	13,53	0,107	0,124	0,0525	62,58
	20%	0,0227	0,001	0,019	0,464	1,78	20,89	13,06	0,11	0,122	0,07	63,43

Tabela 21 – Cromo equivalente e níquel equivalente dos metais de solda para soldagem dos aços 347 e 414, com diferentes diluições.

Material		Cr Equiv.	Ni Equiv.
ERNiCr-3	10% diluição	17,60	66,45
	15% diluição	17,52	63,21
	20% diluição	17,44	59,98
ER309L	10% diluição	22,43	15,44
	15% diluição	22,08	15,03
	20% diluição	21,74	14,63

Com os dados da **Tabela 21** localizou-se novamente os pontos no diagrama de Schaeffler para os dois metais de adição e para diferentes diluições. Os resultados estão mostrados na **Figura 90**.

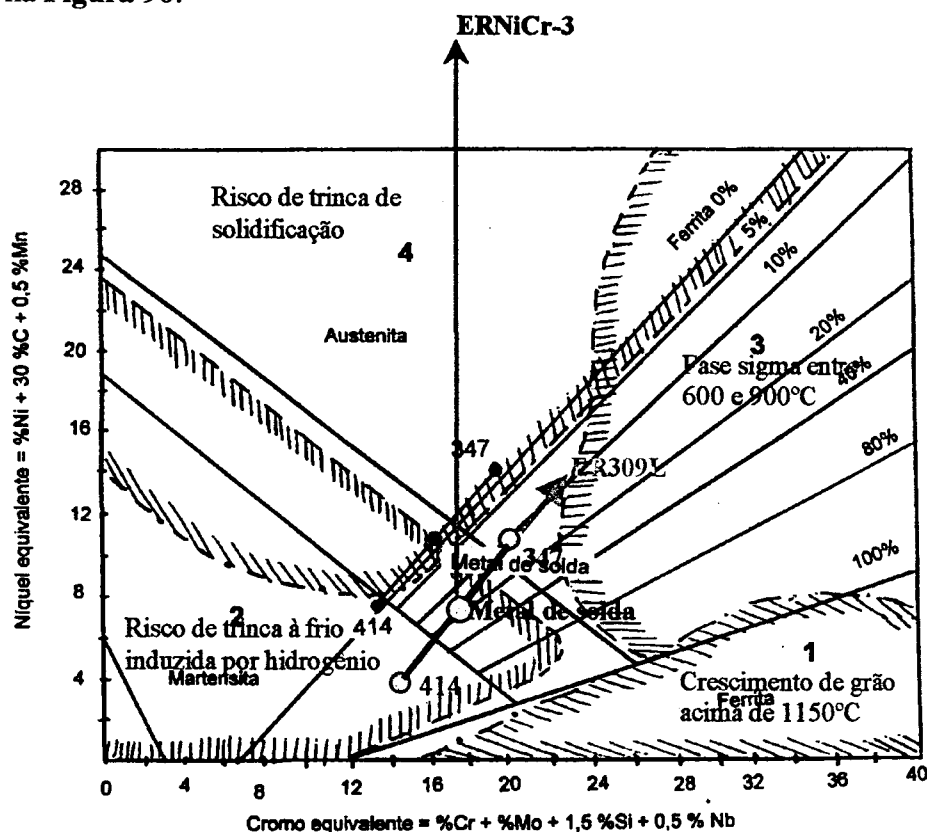


Figura 90 - Diagrama de Schaeffler mostrando a localização da composição química dos metais de solda utilizando as adições ERNiCr-3 e ER309L, com diferentes diluições.

Analisando-se os pontos das duas adições com os valores reais utilizados, percebe-se que com estas composições os consumíveis continuam tendendo a problemas de soldabilidade para ambas. O que demonstra que não houve, baseado nas informações que o diagrama de Schaeffler nos deu anteriormente com os valores especificados, nenhuma preparação de uma composição ideal para os consumíveis, buscou-se utilizar os encontrados no mercado. A **Tabela 22** apresenta a soma de enxofre e fósforo para esta adição em função da diluição.

Tabela 22 – Teor de enxofre e de fósforo no metal depositado real.

Material		S+P
ERNiCr-3	10%diluição	0,0359
	15%diluição	0,0354
	20%diluição	0,0348

Os resultados da **Tabela 22** demonstram que o teor de enxofre e fósforo estão bem acima dos 0,015% [37]. O que mostra que os valores de composição química do consumível de mercado não satisfazem ao postulado de no máximo 0,015% de S +P como dito anteriormente. Os valores de silício, ferro e cromo não apresentaram diferenças significativas que necessitem de melhor discussão que as já apresentadas.

Portanto, foi apresentado esta discussão em torno dos metais base e consumíveis utilizados empíricos e reais, para dar uma idéia da proximidade dos prognósticos realizados pelo diagrama de Schaeffler, mostrando que nem sempre temos condições de encomendar consumíveis com as composições ideais, direcionadas pelo diagrama, o que nos leva a utilizar os encontrados no mercado. Investigando com o auxílio do diagrama e da caracterização realizada os eventuais problemas que podem ser encontrados para melhor definir o consumível de soldagem mais adequado a esta dissimilaridade.

CAPÍTULO 6

Conclusões

6. CONCLUSÕES

a) Os resultados do presente trabalho, embasados na literatura, mostram que a resistência mecânica da junta dissimilar entre os aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos soldada com o consumível de níquel, ERNiCr-3, é superior àquela da junta dissimilar soldada com consumível de níquel-cromo, ER309L. Na junta dissimilar soldada com níquel, a fratura ocorre na linha de fusão do material menos resistente, ao passo que, na junta soldada com níquel-cromo a fratura ocorre no metal de solda. Tomando como referência o perfil de dureza, vê-se também que a junta dissimilar soldada com níquel, ERNiCr-3, apresenta, na Z.T.A do metal SA-479tipo414 martensítico, um valor menor do que o encontrado na mesma região da junta soldada com níquel-cromo, ER309L; portanto, a junta dissimilar soldada com níquel, tem uma menor propensão ao desenvolvimento de trincas nesta região. As análises da microestrutura a nível óptico e eletrônico corroboraram os resultados anteriores de que a junta dissimilar soldada com níquel, apresenta maiores resistências;

b) Os consumíveis de níquel-cromo, ER309L, não devem ser desprezados, já que além de também atenderem aos requisitos solicitados por uma junta dissimilar austeno-martensítica apresentam vantagens em termos de custo comparado aos consumíveis de níquel, ERNiCr-3;

c) O processo de soldagem utilizado, definido pela AWS como GTAW, aplica-se perfeitamente as exigências de qualidade da junta;

d) A utilização do Processo de soldagem definido pela AWS como LBW, Laser Beam Welding, aplica-se às exigências de qualidade da junta, porém com algumas limitações;

e) Os parâmetros de soldagem encontrados, podem ser utilizados para compor um banco de dados, visando uma futura qualificação do procedimento de soldagem e dos operadores e/ou soldadores;

f) Nota-se também que apesar da potencial utilidade do diagrama de Schaeffler, na especificação da composição química dos consumíveis, aqueles utilizados no presente trabalho foram os encontrados no mercado, especificados segundo normas técnicas internacionais e não produzidos sob encomenda, o que poderia atender alguns postulados teóricos, tais como a relação S+P, porém aumentaria o custo de produção da junta em questão;

***REFERÊNCIAS
BIBLIOGRÁFICAS***

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- Sun, Z.; Han, H.Y.; **“Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless steel joints”**, Mat. Science and Technology, 10(9):823-829,1994.
- 2- ASME (American Society of Mechanical Engineers) **BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE**, Section II- Part A- Ferrous Material Specifications - An American National Standard -Edition July,1998.
- 3- Calvo,W.A.P.; **Avaliação e Caracterização da Liga de Níquel Tipo 600 após Processos de Soldagem por Fusão TIG, Arco Plasma e LASER**, Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Mestre em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear, IPEN, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1997.
- 4- Welding Handbook, 8º Edição- Volume 2- **Welding Processes**, 1991.
- 5- Pankratz, M.; **TEN FACTORS TO CONSIDERE BEFORE GAS TUNGSTEN ARC WELDING**, Welding Journal, January1995.
- 6- Marques, P.V.; **TECNOLOGIA DA SOLDAGEM**, Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica, BeloHorizonte: ESAB,1991.
- 7- Folkhard, E.; **“Welding metallurgy of stainless steel”**, Springer – Verlag, Austria, pg.229-240,1984.

- 8- Almir, M.Q., professor Universidade Federal de Santa Catarina, Apostila I.B.Q.N (Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear), Soldagem Soldabilidade, 1990.
- 9- Irving, B.; **"Dissimilar metal welding paves the way to new ventures"**, Weld. J., 71(5):27-33, 1992.
- 10- Lundin, C.D.; **"Dissimilar metal welds – Transition joints review"**. Weld. J., 61(2):58s-63s, 1982.
- 11- Klueh, R.L.; King, J.F.; **"Austenitic stainless steel –feritic steel weld joint failures"**. Weld. J., 61(9):302s-311s, 1982.
- 12- Doody, T.; **"Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds four sour service"**. Weld. J., 71(3):55-60, 1992.
- 13- Feldstein, J.G.-**"Dissimilar welds with stainless steel "**. IN: Metals Handbook, vol.6, ASM, pg 500-504. 1993.
- 14- Rowe MD, Nelson TW, Lippold JC; **"Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds"**, WELD J 78: (2)31S-37S, FEB 1999.
- 15- Barnhouse EJ, Lippold JC **"Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels"**, WELD J 77: (12) 477S-487S, DEC 1998.
- 16- Beres L **"Proposed modification to Schaeffler diagram for chrome equivalent and carbon for more accurate prediction of martensitic content"**, WELD J 77: (7) 273S-276S, JUL 1998.

17-Missori S, Koerber C **"Procedure development for improved quality single and dual LBW of dissimilar metals "**, WELD J 77: (6) 232S-238S, JUN 1998.

18-Omar AA **"Effects of Welding parameters on hard zone formation at dissimilar metal welds"**, WELD J 77: (2) 86S-93S, FEB 1998.

19-Kotecki DJ, Siewert TA **"WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless-Steel Weld Metals-A Modification of the WRC-1988 Diagram"**, WELD J 71: (5) S171-S178, MAY 1992.

20-Missori S, Koerber C **"Laser beam welding austenitic-ferritic transition joints"**, WELD J 76: (3) S125-S134, MAR 1997.

21-Albert SK, Gill TPS, Tyagi AK, et al. **"Soft zone formation in dissimilar welds between two Cr-Mo steels"**, WELD J 76: (3) S135-S142, MAR 1997.

22-Li Z, Maldonado C, North TH, et al **"Mechanical and metallurgical properties of MMC friction welds"**, WELD J 76: (9) S367-S1373, SEP 1997.

23-Smith RE, Hanford R, Cheng SC **"Pressure-Vessel Nozzle Repair"**, NUCL ENG DES 124: (1-2) 79-89, NOV 1990

24-Edelmann X **"Ultrasonic Examination of Austenitic Welds at Reactor Pressure-Vessels"**, NUCL ENG DES 129: (3) 341-355, AUG 1991

25-ASME (American Society of Mechanical Engineers) **BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE**, Section II- Part C- Specifications for Welding Rods, Electrodes, and Filler Metals- An American National Standard -Edition July,1998.

26-ANSI/AWS A3.0-94, An American National Standard, **Standard Welding Terms and Definitions**, May 23 1994.

27-ASTM, E-39-75 **Chemical Analysis of Nickel, Standard Test Method For American Society For Testing And Materials**, USA 1984. Section 3. Volume 03.05

28-ASTM, E-353-84 **Chemical Analysis of Stainless, Heat-Resisting, Maraging, and other similar Chromium-Nickel-iron alloys, Standard Test Method For American Society For Testing And Materials**, USA 1984. Section 3. Volume 03.05

29-DIN 50125- Ensaaios de materiais metálicos –corpos de prova de tração - diretrizes para a execução –Versão traduzida para o português-1976.

30-ASME (American Society of Mechanical Engineers) **BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE**, Section IX-Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures , welders, brazers and welding and brazing operators- An American National Standard -Edition July,1998.

31-ASTM (American Society for Testing and Materials)-**ASTM A 370-Standard Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**- An American National Standard -Edition July,1988.

32-ASTM, E 190-80 **Guide Bend Test For Ductility Of Welds, Standard For American Society For Testing And Materials** .USA.1987. Section 3. Volume 03.01.

33-ASTM A 262, **Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels**.

- 34-ASTM, E 92-86 Vickers Hardness Of Metallic Materials, Standard Test Method For. American Society For Testing And Materials, USA.1987.Section 3.Volume 03.01
- 35-ASTM, E-407-70 Microetching Metals and alloys, Standard Test Method For American Society For Testing And Materials, USA 1986.Section 3.Volume 03.05
- 36-ASTM, E-3-80 Metallographic Specimens, Standard Test Method For American Society For Testing And Materials, USA 1986.Section 3.Volume 03.03
- 37-Kujanpaa, V.P. et al; "Solidification cracking-estimation of the susceptibility of austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds". Metal Construction ,12 960: 282-285, 1980.
- 38-Huntington, "Joining of Huntington alloys", catálogo técnico, 3ª edição, 80 pg, 1978.

GLOSSÁRIO

GLOSSÁRIO

Amostra-AM - Fragmento ou exemplar representativo de alguma coisa.

Ângulo do Bisel (Bevel Angle) - Ângulo formado entre a borda preparada do componente e um plano perpendicular à superfície do componente.

Ângulo do Chanfro (Groove Angle) - Ângulo integral do chanfro entre as partes a serem unidas por uma solda, Chanfro- abertura ou sulco na superfície de uma peça ou entre dois componentes, que determina o espaço para conter a solda, os tipos de chanfro que utilizamos nas amostras foram o chanfro em "V", e o chanfro reto ou sem chanfro.

Ângulo de deslocamento ou de inclinação da tocha (travel angle) - Ângulo formado entre uma reta de referência, perpendicular ao eixo da solda, no plano comum ao eixo da solda e ao eixo do eletrodo.

Ângulo de trabalho (work angle) - Ângulo formado entre o eixo do eletrodo e a superfície do metal de base no plano perpendicular ao eixo da solda.

Bisel (Bevel) - Borda do componente a ser soldado preparado na forma angular.

Brasagem (Brazing, soldering) - Processo de união de materiais onde apenas o metal de adição sofre fusão, ou seja, o metal de base não participa da zona fundida. O metal de adição se distribui por capilaridade na fresta formada pelas superfícies da junta, após fundir-se.

Chanfro (Groove) - Abertura ou sulco na superfície de uma peça ou entre dois componentes, que determina o espaço para conter a solda. Os principais tipos de chanfro são os seguintes:

_ Chanfro em J (Single – J- groove)

_ Chanfro em duplo J (Double – J- groove)

_ Chanfro em U (Single – U- groove)

_Chanfro em V (Single – V- groove)

_Chanfro em X (Double – V- groove)

_Chanfro em meio V (Single –bevel- groove)

_Chanfro em K (Double – bevel- groove)

_Chanfro reto, ou sem chanfro (Square - groove)

Chapa ou tubo de teste(test coupon) - peça soldada e identificada para qualificação de procedimento de soldagem ou de soldadores ou de operadores de soldagem.

Consumível - Material empregado na deposição ou proteção da solda tais como: eletrodo, vareta, arame , anel consumível, gás e fluxo.

Corpo de prova (test specimen) - amostra retirada e identificada da chapa ou tubo de teste para executar ensaios mecânicos, químicos ou metalográficos.

Diluição (diluted)- Participação do metal base na zona fundida, como definida no, capítulo 2, figura 9 e equação 3.

Face de raiz (Root face) - Região no final do bisel, necessária para auxiliar a ancoragem do metal depositado fundido, evitando com isto que isto escorra através da raiz.

Gás Inerte (Inert Gas) - Gás que normalmente não combina quimicamente com o metal base ou metal de adição.

Gás de Proteção (Shielding Gas) - Gás utilizado para prevenir contaminação indesejada pela atmosfera.

Junta (Joint) - Região onde duas ou mais peças serão unidas por soldagem.

Junta Dissimilar (Dissimilar Joint) - Junta soldada cujo a composição química do metal base das peças difere entre si significativamente.

Junta Soldada (Welded joint) - união, obtida por soldagem, de dois ou mais componentes incluindo zona fundida, zona de ligação, zona afetada térmicamente e metal de base nas proximidades da solda.

Junta de Topo (Butt Joint) - Junta entre dois membros alinhados aproximadamente no mesmo plano.

Metal de Adição (Filler Metal) - Metal a ser adicionado na soldagem de uma junta.

Metal de Base (Base Metal , Parent Metal) - Metal a ser soldado, brasado ou cortado.

Metal Depositado (Deposited Metal) - Metal de adição que foi depositado durante a operação de soldagem.

Metal de Solda (Weld Metal) - Porção de solda que foi fundida durante a soldagem.

Polaridade Direta (Straight Polarity) - Tipo de ligação para soldagem com corrente contínua, onde os elétrons deslocam-se do eletrodo para a peça (a peça é considerada como polo positivo e o eletrodo como polo negativo).

Purga (Purging) - É uma vazão de gás inerte na raiz, com o objetivo de expulsar o ar atmosférico e outros vapores contaminantes da raiz da solda, prevenindo com isto a oxidação da raiz de solda, recomenda-se sempre sua utilização quando solda-se aços inoxidáveis, ligas de níquel e em muitos dos metais não-ferrosos.

Raiz da Solda (Root of Weld) - Pontos, nos quais a parte posterior da solda intersecta as superfícies do metal base.

Soleira - Como sendo a área medida 150mm abaixo do nível das portas para compensar a camada de escória;

Vareta de solda (Welding Rod) - Tipo de metal de adição utilizado para soldagem ou brasagem o qual não conduz corrente elétrica durante o processo.

Soldagem (Welding) - Processo utilizado para unir materiais por meio de solda.

Solda (Weld) - União localizada de metais ou não metais, produzida pelo aquecimento dos materiais a temperatura adequada, com ou sem aplicação de pressão, ou pela aplicação de pressão apenas, e com ou sem participação de metal de adição.

Tubo do Estator - Peça de forma tubular, que é responsável pela contenção de pressão do MAB na região onde é montado o estator elétrico do motor do referido mecanismo.

MAB - Mecanismo de Acionamento de Barras de controle e segurança do reator.

Pressão Absoluta (abs) - É aquela que tem como referência o vácuo.

Zona Afetada Térmicamente (ZTA- heat-affected zone) - Região do metal de base que não foi fundida durante a soldagem, mas cujas propriedades mecânicas e microestruturais foram alteradas devido a geração do calor.

Zona Fundida - Região da junta soldada que sofre fusão durante a soldagem.



M22026



Instituto de pesquisas energéticas e nucleares

Travessa "R", nº 400 - Cidade Universitária - Butantã
São Paulo - CEP.: 05508-900
Tel: (011) 3816-9000 - Fax: (011) 212-3546
<http://www.ipen.br>

O Ipen é uma autarquia vinculada à Secretaria de Ciência, Tecnologia e Desenvolvimento Econômico do Estado de São Paulo, gerida técnica, administrativa e financeiramente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear e associada à Universidade de São Paulo, para fins de ensino de Pós-Graduação.