

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE SOLDA DE ELETRODOS INOXIDÁVEIS
AUSTENÍTICOS DA CLASSE AWS E309**

Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues

Dissertação submetida ao Programa de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias

Fortaleza, Ceará
Setembro de 2002

Aos meus Pais, Irmãos e Tia;
à Luana;
e aos meus familiares:
– Pelo incentivo, apoio, respeito e carinho incondicionais.

AGRADECIMENTOS

- A Deus.
- Ao meu Pai, pelo exemplo.
- Ao Professor Dr. Jesualdo, pela sua orientação, pelo grande incentivo e apoio, e por sua amizade.
- Ao Temico, à Alessandra, ao Alexandre e ao Erlon pelo seu companheirismo, ajuda e por sua grande amizade.
- Aos Professores Drs. Hamilton e Lindberg, pela destreza com que coordenam este curso, e por sua amizade; e aos demais docentes pelos ensinamentos.
- Ao Professor M.Sc. Willys Aguiar, pelo incentivo, presteza, amizade e bom humor com que contribuiu a esta pesquisa.
- À Professora Dra. Sônia, pelo grande incentivo.
- Ao pessoal do LEM-CEFET/CE, pelo apoio estrutural.
- Ao Professor Evaldo Mota, do LMO-CEFET/CE, pela sua contribuição à pesquisa e por sua amizade.
- Ao Eng. Mário Castro, do EB - IME, por sua contribuição à pesquisa.
- Ao Dr. Paulo Bálsamo, da ACESITA S/A, por sua contribuição à pesquisa.
- Ao M.Sc. Claudioberto Santos, por sua contribuição à pesquisa.
- À Lic. Estela Surian, por sua contribuição à pesquisa.
- Aos petroleiros Eng. José Augusto e Eng. Cícero Moura, e à PETROBRAS S/A por sua contribuição à pesquisa.
- Ao pessoal da Oficina, Bonfim, Cordeiro e Jeová, pelo apoio.
- Aos bolsistas Rodrigo, Belchior e Cleiton, pela grande dedicação a este trabalho.
- Aos demais colegas, pelas horas de descontração.
- Aos demais amigos, pelo apoio também nas horas difíceis.
- À ANP/PRH-31, FINEP/CTPETRO, CNPq, CAPES e FUNCAP pelo apoio financeiro ao curso, ao meu trabalho e pela minha bolsa.

Rodrigues, C. E. A. L., 2002, "Caracterização do Metal de Solda de Eletrodos Inoxidáveis Austeníticos da Classe AWS E309", Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, CE.

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi caracterizar e avaliar metais de solda de diferentes eletrodos revestidos da classe AWS E309 (309-16, 309L-15, 309L-16, 309Mo-16, 309MoL-15 e 309MoL-16), oriundos de três fabricantes disponíveis no mercado nacional. A avaliação destes eletrodos e fabricantes foi feita quanto às suas qualidades operacionais, composição química do metal de solda, microestrutura, teores de ferrita δ , teores de oxigênio e nitrogênio, resistência à tração, ductilidade, tenacidade ao impacto, teores de inclusões, distribuição dos tamanhos de inclusões e composição química das inclusões. As soldagens, com uma fonte eletrônica multiprocessado foram realizadas na posição plana, sobre chapas de aço ABNT 1020 usinadas e amanteigadas segundo a norma AWS A5.4-92. Os parâmetros de soldagem de todos os passes foram monitorados por sistema dedicado de aquisição de dados, e controlados pelo soldador dentro de faixas recomendadas pelos fabricantes e obedecendo à temperatura de interpasse máxima de 150°C estabelecida pela norma AWS A5.4-92. Os corpos de prova retirados das soldas para os ensaios também foram preparados segundo normas apropriadas. Utilizou-se o ataque com o reagente de Murakami para as análises metalográficas dos metais de solda. Os resultados indicam que existem características operacionais dos eletrodos, que embora não sejam especificadas por norma, devem ser consideradas nos seus procedimentos de qualificação ou avaliação. Concluiu-se ainda que muitas vezes os teores de determinados elementos químicos importantes encontram-se perigosamente nos limites estabelecidos pela norma ou até fora deles; que o teor de ferrita δ , bem como a sua morfologia, depende do fabricante e isto pode provocar significativas diferenças nos valores de resistência à tração, ductilidade e tenacidade do metal de solda; e que as inclusões apresentadas nos diversos metais de solda são esféricas e multifásicas, ricas em manganês e silício, e podem conter ainda cromo, titânio e outros elementos em menor quantidade distribuídos em suas fases.

Palavras-Chave: Consumíveis do tipo 309, Eletrodos Revestidos, Ferrita δ , Inclusões, Propriedades Mecânicas.

Rodrigues, C. E. A. L., 2002, "ANSI/AWS A5.4-92 E309 Electrodes All-Weld Metal Characterization", Thesis, Federal University of Ceará, BRA.

ABSTRACT

The main purposes of this work are characterize and evaluate ANSI/AWS A5.4-92 E309 Electrodes Weld Metals from three different sources. The evaluation was made analyzing the following aspects: operational qualities; chemical composition; microstructures; contents of ferrite, oxygen and nitrogen; mechanical properties and inclusions characteristics (contents, size distribution and chemical composition). The welding processes were made according to ANSI/AWS A5.4-92 standards. The welding parameters (voltage and current) were monitored by a digital acquisition system and they were controlled by the operator within the recommended ranges. The metallographic samples were attacked with Murakami's reagent. The results suggest that some operational characteristics of the electrodes must be considered during the procedure qualification or evaluation. It can be inferred that: the contents of some important chemical elements are next to the standard limits or out of them; the δ -ferrite content and its morphology depends on the manufacturer and this fact can lead to relevant differences in the welding metal tensile strength, ductility and tenacity; the inclusions existent in the welding metals have many phases and spherical shape; this inclusions are rich Mn and Si and can include Cr, Ti and other elements in their phases.

Key-words: ANSI/AWS E309 consumibles, SMAW, δ -ferrite, inclusions, mechanical properties.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	11
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1. O PROCESSO DE SOLDAGEM COM ELETRODOS REVESTIDOS	15
2.2. DESOXIDAÇÃO DO METAL DE SOLDA	18
2.3. CRESCIMENTO DAS INCLUSÕES	25
2.4. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS INCLUSÕES.....	30
2.5. FERRITA δ	32
2.5.1. <i>Medição dos teores de ferrita δ</i>	35
2.5.2. <i>Ferrita δ e as propriedades mecânicas</i>	36
2.5.3. <i>Relação entre a ferrita δ e a fragilização</i>	36
2.6. NITROGÊNIO E HIDROGÊNIO NO METAL DE SOLDA	39
3. MATERIAIS E MÉTODOS	42
3.1. BANCADA DE SOLDAGEM	42
3.1.1. <i>Fonte de energia</i>	42
3.1.2. <i>Sistema de aquisição de dados</i>	42
3.2. PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA.....	43
3.3. ANÁLISES E ENSAIOS	44
3.3.1. <i>Análises metalográficas</i>	44
3.3.1.1. <i>Macrografia</i>	44
3.3.1.2. <i>Micrografia</i>	44
3.3.1.3. <i>Medição do teor de ferrita δ</i>	45
3.3.2. <i>Os ensaios de resistência mecânica</i>	45
3.3.2.1. <i>Ensaio de resistência à tração</i>	45
3.3.2.2. <i>Ensaio de resistência ao impacto</i>	46
3.3.3. <i>A análise química do metal depositado</i>	46
3.3.4. <i>Avaliação das Inclusões</i>	47
3.4. OS ELETRODOS EXPERIMENTAIS	47
4. RESULTADOS OBTIDOS	49
4.1. AVALIAÇÃO GERAL DA SOLDAGEM	50
4.2. ANÁLISES QUÍMICAS.....	52
4.3. RESISTÊNCIA MECÂNICA	56
4.3.1. <i>Resistência à Tração</i>	56
4.3.2. <i>Resistência ao Impacto Charpy-V</i>	58
4.4. FERRITA δ	60
4.5. INCLUSÕES	69
4.6. CONSIDERAÇÕES FINAIS	81
5. CONCLUSÕES	83
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	84
7. BIBLIOGRAFIA	85

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 - a) Fratura no entalhe Charpy-V, b) inclusões no metal de solda. [Henke]	13
Figura 1.2 - Inclusões não-metálicas-35x. a) Aço ABNT 4140 (Aguiar, 2001), b) Aço ABNT 4340 (Arraes Jr).	14
Figura 2.1 - Circuito de soldagem com eletrodo revestido.....	15
Figura 2.2- Detalhes do processo eletrodo revestido.....	16
Figura 2.3 - Diagrama de Schaeffler	18
Figura 2.4 – Ilustração das partes quente e fria da poça de fusão. (a) Desenho esquemático da poça, com as partes indicadas. (b) Seqüência de reações propostas nas partes quente e fria (Grong et al, 1986).	19
Figura 2.5 – Influência da ação de silício e manganês na desoxidação de aços (Svensson, 1994)	20
Figura 2.6 – Valores médios da quantidade de oxigênio como função de silício e manganês no processo MIG/MAG. As curvas representam predições termodinâmicas nas temperaturas indicadas (Grong & Christensen, 1983)	21
Figura 2.7 – Teor de oxigênio em função da razão Mn/Si (Grong et al, 1986)	22
Figura 2.8 – Correlação entre o teor de oxigênio e o parâmetro de desoxidação. As curvas representam predições termodinâmicas (Grong et al, 1986)	22
Figura 2.9 – Influência do índice de basicidade sobre o teor de oxigênio (Svensson, 1994).	24
Figura 2.10 – Energia livre como função da temperatura para algumas reações desoxidantes (Svensson, 1994)	24
Figura 2.11 – Modelo de crescimento de partículas óxidas em aço fundido a 1650°C (Lindborg e Torsel, 1968)	26
Figura 2.12 – Distribuição de tamanhos como função da razão Mn/Si de óxidos formados na parte fria da poça. (a, b, c) MIG/MAG (Grong et al, 1986). (d) Arco Submerso com variação na corrente de soldagem (Ahlblom et al, 1983).....	27
Figura 2.13 – TEM de uma réplica de carbono. As partículas advêm de metal de solda SMAW básico (Svensson, 1994).....	28
Figura 2.14 – Tamanho médio das partículas versus razão Mn/Si (adaptada dos dados da Figura 2.12) (Kluken, 1990).....	29
Figura 2.15 – Relação entre o diâmetro das partículas e o aporte térmico (Kluken, 1990) ...	29
Figura 2.16 – Desenho esquemático sugerindo o desenvolvimento de uma partícula de óxido de titânio (Kluken, 1990).	31
Figura 2.17 – Inclusões na soldagem FCAW com baixo alumínio (Quintana et al, 2001).	31
Figura 2.18 – Correlação entre concentrações preditas e medidas de elementos em inclusões óxidas. (a) Alumínio e enxofre. (b) Titânio, manganês e silício (Kluken, 1990).	32
Figura 2.19 – Diagrama de DeLong	34
Figura 2.20 – Comparação dos teores calculados e medidos de ferrita δ em aços com diferentes teores de nitrogênio (Glownia et al, 2001).....	35
Figura 2.21 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 308/308L; temperatura de -129°C . (Szumachowski & Reid, 1978a).....	37
Figura 2.22 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 308/308L; temperatura de -196°C . (Szumachowski & Reid, 1978a).....	37
Figura 2.23 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 316/316L; temperaturas de -129 e -196°C (Szumachowski & Reid, 1978a).....	37
Figura 2.24 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 16-8-2; temperatura de -196°C . (Szumachowski & Reid, 1978a).....	38
Figura 2.25 – Tenacidade ao Impacto versus FN; eletrodos 308/308L; -196°C . (Szumachowski & Reid, 1978a).....	38
Figura 2.26 – Tenacidade ao Impacto versus FN; eletrodos 316/316L; -129 e -196°C . (Szumachowski & Reid, 1978a).....	38
Figura 2.27 – Ferrita delta versus teor de CO_2 (Liao & Chen, 1998)	39

Figura 2.28 - Correlação da medição e cálculo da concentração de nitrogênio em soldas pelo processo SAW para diferentes correntes de soldagem. (Svensson, 1994)	41
Figura 3.1 – Fonte de energia multiprocesso Inversal 300	42
Figura 3.2 – Sistema de aquisição de dados	43
Figura 3.3 - Esquema da seção transversal do chanfro. Dimensões em mm.....	43
Figura 3.4 - Layout da retirada de amostras das juntas soldadas. Dimensões em mm.	44
Figura 3.5 - Esquema da seção transversal: Regiões de topo, do entalhe e da raiz. Posicionamento das micrografias no último passe.	45
Figura 3.6 - Esquema do corpo de prova para o ensaio de tração. Dimensões em mm.	46
Figura 3.7 - Detalhe do corpo de prova do ensaio de impacto charpy-V. Dimensões em mm.	46
Figura 4.1 – Corpo de prova soldado.....	50
Figura 4.2 – Tensionamento excessivo da fixação devido às contrações térmicas.....	50
Figura 4.3 – Porosidade na fratura do corpo de prova de tração do ensaio E1.....	57
Figura 4.4 – Limite de resistência e alongamento percentual.....	57
Figura 4.5 – Efeito do teor de ferrita sobre a resistência ao impacto.....	59
Figura 4.6 – Efeito da relação Mn/Si sobre a resistência ao impacto.	59
Figura 4.7 – Relação entre a resistência à tração e à tenacidade.	60
Figura 4.8 – Médias e desvios dos teores de ferrita δ medidos.	62
Figura 4.9 – Região no diagrama de DeLong onde se localizam os ensaios realizados	62
Figura 4.10 – Ampliação do diagrama de DeLong e posicionamento dos ensaios realizados	62
Figura 4.11 – Ferrita δ no ensaio A1(309-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 16,8%).	63
Figura 4.12 – Ferrita δ no ensaio A2(309-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 18,2%).	63
Figura 4.13 – Ferrita δ no ensaio A3(309-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,9%).	63
Figura 4.14– Ferrita δ no ensaio B1(309L-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 26%).	64
Figura 4.15 – Ferrita δ no ensaio B2(309L-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 16,7%).	64
Figura 4.16 – Ferrita δ no ensaio B3(309L-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,3%).	64
Figura 4.17 – Ferrita δ no ensaio C1(309L-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 14,8%).	65
Figura 4.18 – Ferrita δ no ensaio C2(309L-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 16,3%).	65
Figura 4.19 – Ferrita δ no ensaio C3(309L-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 15,8%).	65
Figura 4.20 – Ferrita δ no ensaio D1(309Mo-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 24,9%).	66
Figura 4.21 – Ferrita δ no ensaio D2(309Mo-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,4%).	66
Figura 4.22 – Ferrita δ no ensaio D3(309Mo-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 21,6%).	66
Figura 4.23 – Ferrita δ no ensaio E1(309MoL-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 39,4%).	67
Figura 4.24 – Ferrita δ no ensaio E2(309MoL-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 24,2%).	67
Figura 4.25 – Ferrita δ no ensaio E3(309MoL-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 37,0%).	67
Figura 4.26 – Ferrita δ no ensaio F1(309MoL-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 33,3%).	68
Figura 4.27 – Ferrita δ no ensaio F2(309MoL-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,6%).	68
Figura 4.28 – Ferrita δ no ensaio F3(309MoL-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 30,0%).	68
Figura 4.29 – Correlação entre os teores de ferrita δ e a resistência à tração.	69
Figura 4.30 – Correlação entre os teores de ferrita δ e o alongamento percentual.	69
Figura 4.31 – Análise do teor de inclusões no metal de solda.....	72
Figura 4.32 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo A (309-16).	72
Figura 4.33 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo B (309L-15).	72
Figura 4.34 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo C (309L16).	73
Figura 4.35 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo D (309Mo-16).	73
Figura 4.36 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo E (309MoL-16)	73
Figura 4.37 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo F (309MoL-15).	74

Figura 4.38 – a) Inclusão no ensaio A1. b) EDX da inclusão. c) EXD da Matriz.....	74
Figura 4.39 – a) Inclusão no ensaio A2. b) EDX da região 1. c) EXD da região 2.....	75
Figura 4.40 – a) Inclusão no ensaio A3. b) EDX da inclusão. c) EXD da matriz.....	75
Figura 4.41 – a) Inclusão no ensaio B1. b) EDX da região 1. c) EXD da região 2.....	76
Figura 4.42 – a) Inclusão no ensaio B3. b) EDX da inclusão. c) EXD da matriz.....	76
Figura 4.43 – a) Inclusão no ensaio C1. b) EDX da região 1. c) EXD da inclusão.	77
Figura 4.44 – a) Inclusão no ensaio C2. EDX: b) da inclusão toda. c) da zona 1. d) da Matriz	77
Figura 4.45 – a) Inclusão no ensaio C3. EDX: b) da zona 1. c) da inclusão toda. d) da Matriz	78
Figura 4.46 – a) Inclusão no ensaio D1. b) EDX da inclusão. c) EXD da matriz	78
Figura 4.47 – a) Inclusão no ensaio D2. b) EDX da inclusão. c) EXD da matriz	79
Figura 4.48 – a) Inclusão no ensaio D3. EDX: b) da inclusão toda c) da zona 1 d)da matriz.	79
Figura 4.49 – a) Inclusão no ensaio E2. EDX: b) da inclusão toda c) da zona 1 d)da matriz.	80
Figura 4.50 – a) Inclusão no ensaio F2. EDX: b) da inclusão toda c) da zona 1 d)da matriz	80
Figura 4.51 – a) Inclusão no ensaio F3. EDX: b) da zona 1 c) da zona 2 d)da matriz.....	81

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1- Funções dos principais constituintes do revestimento	16
Tabela 2.2- Seleção de consumíveis para soldagem de aços inoxidáveis	18
Tabela 2.3 – Fases identificadas em inclusões de escória (Svensson, 1994).....	30
Tabela 3.1 – Eletrodos a serem utilizados	48
Tabela 4.1 – Parâmetros mediados na soldagem dos corpos de prova	49
Tabela 4.2 – Avaliação geral da soldagem	51
Tabela 4.3 – Análises químicas dos eletrodos A (% em massa)	52
Tabela 4.4 – Análises químicas dos eletrodos B e C (% em massa).....	53
Tabela 4.5 – Análises químicas dos eletrodos D (% em massa)	54
Tabela 4.6 – Análises químicas dos eletrodos E e F (% em massa)	55
Tabela 4.7 – Resultados do ensaio de tração	56
Tabela 4.8 – Valores de tenacidade ao impacto.	58
Tabela 4.9 – Valores médios e desvios obtidos do teor de ferrita δ	61
Tabela 4.10 – Valores médios da energia medidos no último passe	70

Capítulo 1

1. Introdução

Os aços inoxidáveis austeníticos são de fato os mais importantes entre os aços inoxidáveis (Folkhard, 1988). Apresentam teor de cromo variando de 16 a 26% e o de níquel variando de 6 a 22%. Estes elementos de liga, em particular o cromo, conferem ao aço uma excelente resistência a corrosão quando comparados ao aço carbono.

As principais características dos aços inoxidáveis austeníticos estão descritas a seguir (Folkhard, 1988).

- Não endurecíveis por tratamento térmico.
- Não magnéticos.
- Quando encruados, apresentam um fenômeno interessante: o aumento da dureza que se verifica é muito superior ao que se encontraria, pela mesma deformação, em outros aços. Esse aumento pode ser creditado à instabilidade da austenita que, sob o efeito das tensões de encruamento transforma-se parcial e paulatinamente em martensita, uma solução supersaturada em carbono, que confere ao aço excepcional endurecimento. O estiramento do aço 18-8 a frio, por exemplo, pode produzir resistência à tração da ordem de 250 kgf/mm², com uma porcentagem de deformação que num aço comum não produziria mais que 140 kgf/mm².

Um reaquecimento do aço encruado a temperaturas moderadas restaura a austenita.

A importância desse endurecimento é tão relevante que se costuma classificar os aços austeníticos pelos níveis de resistência que se consegue pelo encruamento, desde o tipo recozido mole até o tipo inteiramente duro (Folkhard, 1988).

Um dos fenômenos indesejáveis que pode ocorrer nos aços austeníticos é a corrosão intergranular, devido à precipitação de carboneto de cromo. Uma das formas de evitá-la é através da adição de elementos estabilizadores do carbono, tais como nióbio e titânio, em virtude desses elementos fixarem o carbono na forma de carbonetos de titânio ou nióbio.

Para este tipo de aço, o tratamento térmico que se faz consiste em aquecimento a temperaturas entre 1000 -1120°C, seguido de resfriamento tão rápido quanto possível até a temperatura ambiente, de forma a garantir a presença da fase austenítica e conferir ao aço as melhores tenacidade e ductilidade. Pequenas seções podem ser resfriadas ao ar, ao passo que seções maiores devem ser resfriadas em água.

Por outro lado, os aços austeníticos são em geral os mais fáceis de serem soldados. Basicamente deve-se tomar cuidado com relação à fissuração, trincas a quente, sensitização, e em menor escala, a precipitação da fase sigma.

A seguir, são citadas algumas regras sobre a soldagem dos aços austeníticos (Folkhard, 1988).

- Soldar com a menor energia possível.
- Usar o menor comprimento de arco possível.
- Em peças pequenas não se faz pré-aquecimento. Em peças de grandes espessuras pode-se fazê-lo, a temperaturas não muito altas.
- Martelamento de passes intermediários é aconselhável, a não ser em peças finas.
- Não se deve deixar a temperatura de interpasse passar de 200°C. Se for necessário, pode-se e deve-se promover um resfriamento após cada passe, com água, ar, etc..
- Alívio de tensões deve ser feito quando a espessura for grande ou quando houver acúmulo de cordões de solda em peças complexas.
- Em perigo de sensitização usar eletrodo de baixo teor de carbono ou estabilizado.
- Usar sempre que possível, metal de adição que garanta ferrita delta no metal de solda.
- Em perigo de trinca a quente usar eletrodo com baixos teores de fósforo, enxofre e silício.

Na soldagem desse tipo de aço são utilizados os eletrodos inoxidáveis austeníticos, capazes de operarem em todas as posições de soldagem e apresentando características mecânico/metalúrgicas que os transformam em uma opção importante na união de materiais de difícil soldabilidade ou dissimilares. Sua capacidade de operar em todas as posições de soldagem está diretamente relacionada com a composição da escória que por sua vez é determinada pela composição do revestimento.

Inexistem, na literatura especializada, informações suficientes sobre a relação entre as características metalúrgicas e a quantidade, tamanho, forma e composição química das inclusões presentes no metal de solda depositado por esses eletrodos. Estas informações, quando disponíveis, são de domínio de cada fabricante e não são divulgadas.

Em um recente estudo (Henke et al, 2000), utilizando o processo de soldagem com eletrodos revestidos em aços da classe CA-6NM, não se obteve níveis aceitáveis de tenacidade no material como soldado. Verificou-se que um mecanismo de fragilização imprevisto estava atuando nas soldagens, e que a fratura examinada nos ensaios de impacto ocorreu no metal de solda, na região próxima à zona de ligação (Figura 1.1a). Os reduzidos valores de energia obtidos no ensaio de impacto, foram associados à presença de uma relativamente alta densidade de inclusões óxidas, segregadas paralelamente e a curta

distância da linha de fusão (Figura 1.1b). Neste caso, não se pode determinar se as inclusões participaram no mecanismo de fratura, mas em outro estudo (Aguiar, 2001), constatou-se que o tamanho, a morfologia e a distribuição das inclusões presentes no metal de base foram importantes na obtenção de baixos valores de tenacidade na zona afetada pelo calor de grãos grossos (ZAC-GG) da primeira camada, na soldagem do aço ABNT 4140 utilizando a técnica da dupla camada.

Um outro trabalho obteve resultados bem melhores de tenacidade utilizando as mesmas condições de tratamento térmico no metal de base em um aço ABNT 4340, em cujos corpos de prova foi encontrada uma densidade bem menor de inclusões (Arraes Jr., 2001). As Figuras 1.2a e 1.2b mostram os aços utilizados nos trabalhos citados acima.

Ressalta-se que os estudos relacionados a inclusões utilizando materiais de base e de adição ferríticos são abundantes e estudos similares com materiais inoxidáveis de matriz austenítica não são tão vastos, o que demanda a necessidade de novos estudos (Henke et al, 2000), (Arraes Jr., 2001), (Aguiar, 2001).

Portanto, é objetivo deste trabalho caracterizar o metal de solda depositado por eletrodos de aço inoxidável austenítico, de diferentes fabricantes, quanto ao seu desempenho mecânico-metalúrgico. Para tanto, foram selecionados os eletrodos da classe AWS E309 (três tipos: E309-16; E309L-15; E309L-16) e AWS E309Mo (três tipos: E309Mo-16; E309MoL-15; E309MoL-16) de três fabricantes denominados 1, 2 e 3, disponíveis no mercado brasileiro, totalizando 18 corpos de prova soldados de acordo com a norma AWS A5.4-92, dos quais retiradas as amostras para a realização de ensaio de tração, impacto Charpy-V, análise química, análise de nitrogênio, análise de oxigênio, determinação da microestrutura, e caracterização das inclusões.

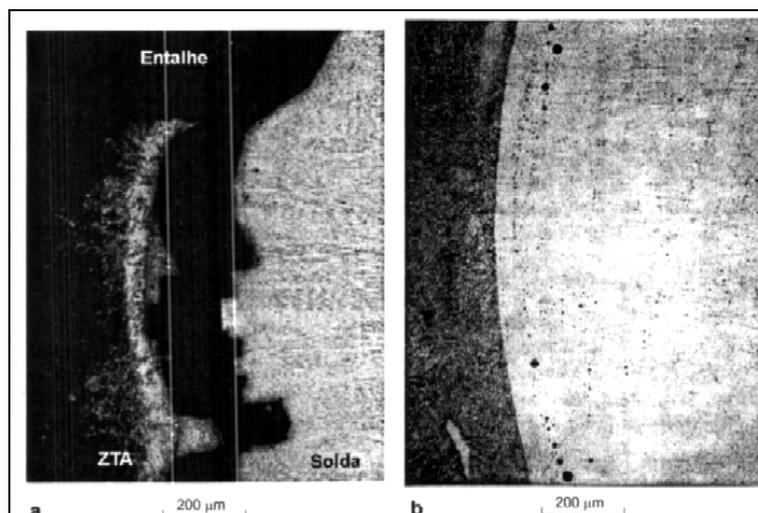


Figura 1.1 - a) Fratura no entalhe Charpy-V, b) inclusões no metal de solda. [Henke]

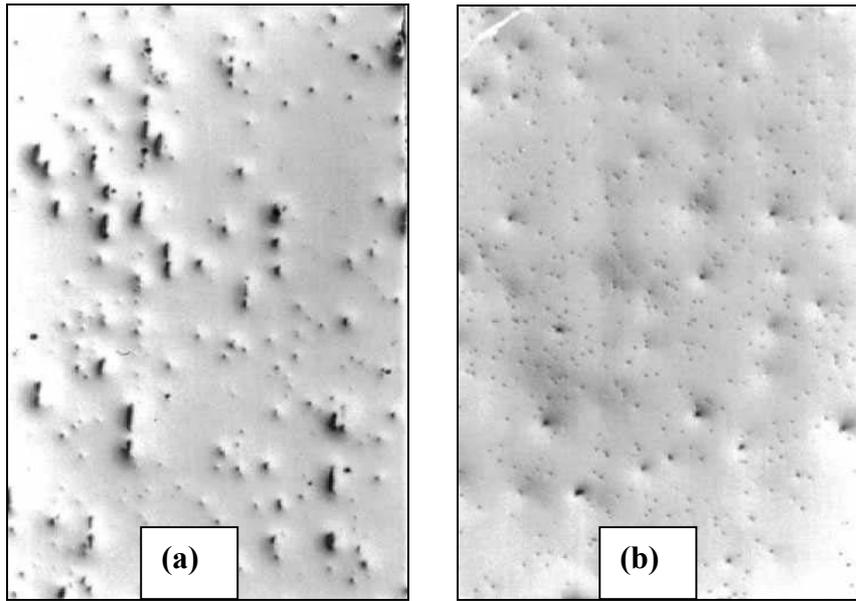


Figura 1.2 - Inclusões não-metálicas-35x. a) Aço ABNT 4140 (Aguiar, 2001), b) Aço ABNT 4340 (Arraes Jr).

Capítulo 2

2. Revisão Bibliográfica

2.1. O processo de soldagem com Eletrodos Revestidos

Foi devido à descoberta do eletrodo revestido por Oscar Kjelberg em 1907 que a soldagem projetou-se como um dos processos de fabricação mais importantes, na medida em que passou a combinar versatilidade com qualidade a um baixo custo. Trata-se de um processo manual, onde a soldagem é iniciada estabelecendo-se um curto-circuito entre o eletrodo e a peça, com separação imediata dos mesmos, obtendo-se dessa forma o arco e a poça de fusão (Machado, 1996). A Figura 2.1 mostra um circuito básico de soldagem que é composto essencialmente por uma fonte de energia e cabos de ligação ao porta eletrodos e à peça. Na Figura 2.2 estão indicados os detalhes deste processo. Este processo é amplamente utilizado na realização das mais diversas operações de revestimento e uniões entre materiais, sendo inconveniente para metais altamente reativos ou de muito baixo ponto de fusão. Aplica-se para diversos tipos de materiais, tais como: aços ao carbono, baixa liga, resistentes à corrosão e altamente ligados; ferros fundidos; alumínio; cobre e níquel.

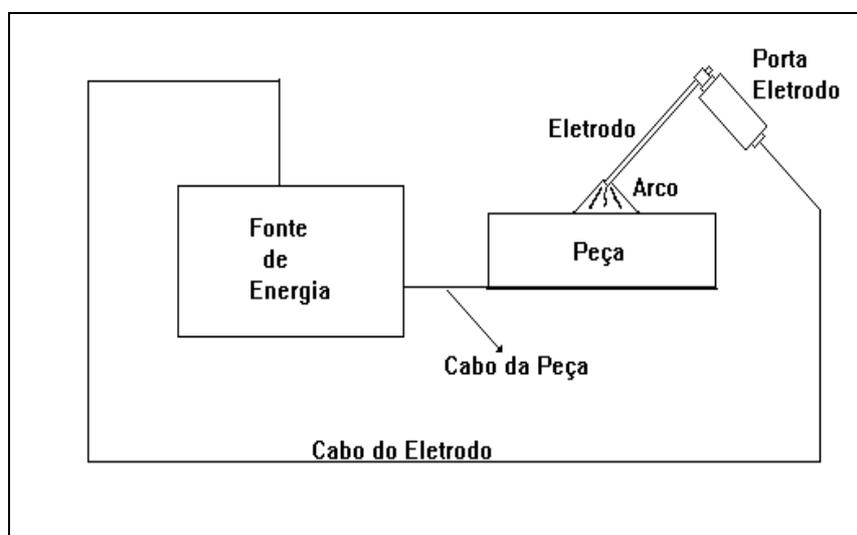


Figura 2.1 - Circuito de soldagem com eletrodo revestido.

Dependendo do tipo de revestimento do eletrodo, o mesmo poderá operar em corrente contínua (CC+ e /ou CC-) ou corrente alternada (CA), devendo a fonte de energia ser do tipo corrente constante. Na maioria das aplicações, os consumíveis utilizados possuem diâmetros, medidos na alma metálica, entre 2,0 a 6,0mm, e comprimentos de 350 e 450mm. A relação entre o diâmetro (D), medido no revestimento, e o diâmetro (d), medido na alma, é o fator de revestimento (FR), cujos valores variam de 1,4 a 2,2 (Farias, 1993).

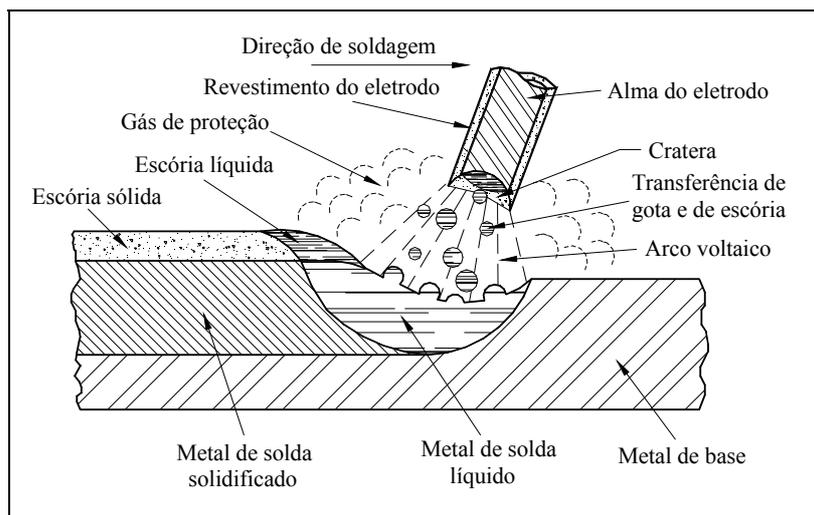


Figura 2.2- Detalhes do processo eletrodo revestido.

Entre outras funções, o revestimento facilita a abertura e a manutenção do arco, protege o metal fundido da contaminação atmosférica, determina as características operacionais do eletrodo e provê várias propriedades mecânico/metalúrgicas do metal de solda. A Tabela 2.1 apresenta os principais constituintes dos revestimentos e as suas funções durante a soldagem (Farias, 1993).

Tabela 2.1- Funções dos principais constituintes do revestimento

Constituintes	GAS	DEF	ESC	VIS	EST	AGL	LUB	LIG	DES
CaCO ₃	X	X	X	X	X		X		
CaF ₂	X	X		X					
Pó de Ferro					X			X	X
TiO ₂		X	X	X	X				
Fe-Mn		X	X					X	
Fe-Si		X	X	X				X	
Silicato de Na			X	X	X	X			
Silicato de K			X		X	X			
Asbesto			X	X	X	X			
Talco		X	X	X	X		X		
Argila			X	X	X	X	X		
Feldspato			X	X	X				
Quartzo		X	X	X	X				
Celulose	X	X					X		
Mn metálico								X	X

GAS – Proteção gasosa

ESC – Formadores de escória

EST – Estabilizadores do arco

LUB – Agentes lubrificantes

DES – Desulfurização

DEF – Desoxidante e fluxo

VIS – Controle da viscosidade

AGL – Aglomerantes

LIG – Formação de liga

Existem vários tipos de eletrodos revestidos, cada um com seu campo de aplicação definido. O eletrodo celulósico é utilizado em materiais que não sejam suscetíveis a trincas por hidrogênio, em soldagens de tubulações, em soldagens fora da posição plana

e, especialmente em soldagens de alta penetração. Os rutilicos, em soldagens de alta produção onde não há riscos de fissuração a frio e deseja-se bom acabamento do cordão de solda. Os básicos, são empregados nos aços de difícil soldabilidade, onde existe risco de fissuração a frio e nos casos onde o controle das propriedades mecânicas (principalmente a tenacidade) da junta é fator determinante. Os básicos/rutilicos são utilizados na soldagem de aços inoxidáveis e apresentam uma razão rutilo (TiO_2) carbonato de cálcio ($CaCO_3$) entre 1,7 e 3 (Machado, 1996). Dependendo da proporção do carbonato de cálcio o revestimento será mais básico, permitindo soldagens na posição vertical ascendente, ou mais ácido, o que torna a escória mais fluida e proporciona um melhor acabamento ao cordão de solda (Machado, 1996).

Os consumíveis para soldagem de aços inoxidáveis (martensíticos, ferríticos, austeníticos e endurecidos por precipitação) são identificados segundo a norma AWS A5.4 pelo prefixo E (designando eletrodo revestido) seguido por um conjunto de dígitos indicativos da classificação AISI da liga e de um sufixo designando o tipo de revestimento. Somente dois tipos de revestimento são previstos (Wainer et al, 1979): básico (sufixo 15) e rutilico (sufixo 16). O revestimento básico é utilizado para soldagem com corrente contínua e polaridade reversa (CC^+), enquanto o rutilico pode operar nos dois tipos de corrente (CC e CA) e polaridade (CC^+ e CC^-). Os eletrodos com diâmetros menores do que 4,0 mm são utilizados para soldagem em todas as posições.

De uma forma geral, se comparados com os aços ao carbono e baixa liga, os inoxidáveis apresentam diferenças marcantes, notavelmente maior expansão e menor condutividade térmicas, o que aumenta a tendência das soldas de provocarem distorções. Há de se observar, também, que os mesmos possuem uma resistência elétrica maior, o que resulta numa taxa de deposição mais elevada para uma mesma intensidade de corrente (Machado, 1996).

Para os casos mais simples, é possível selecionar o metal de adição utilizando-se indicações práticas como as apresentadas na Tabela 2.2. Nela, estão mostrados os eletrodos usualmente recomendados para a soldagem de aços inoxidáveis, dissimilares ou não (Brandi, 1997).

Da mesma forma, através do diagrama de Schaeffler (Figura 2.3) e, conhecendo-se as composições químicas do metal de base e do metal de adição, além da diluição, é possível escolher o consumível mais adequado para a soldagem de aços inoxidáveis (Brandi, 1997).

Tabela 2.2- Seleção de consumíveis para soldagem de aços inoxidáveis

Combinação de metal de base	301 302 304 308	304L	310, 314 ^(a)	316	316L	317	321 347	405 410 420	430	446 ^(b)	Aços carbono	Aços carbono baixa liga ou Cr-Mo
301,302 304, 308	308	308	308	308	308	308	308	309	309	310	309	309
304 L		308L	308	308	308	308	309	309	309	310	309	309
310, 314 ^(b)			310	316	317	308	309	309	309	310	309	309
316				316	316	316	308	309	309	310	309	309
316L					316L	316	316L	309	309	310	309	309
317						317	308	309	309	310	309	309
321, 347							347	309	309	310	309	309
405, 410, 420								410	430 ^(c)	410 ^(c)	410 ^(c, d)	410 ^(c)
430									430	430	430 ^(c)	430 ^(c)
446										446	430 ^(c, d)	430 ^(c)

Legenda: (a) suscetível a trinca de solidificação; (b) consumível à base de níquel é mais adequado para aplicações em temperaturas elevadas, exceto na presença de enxofre; (c) no caso de ser aceito um depósito completamente austenítico, pode-se utilizar 309 ou 310; (d) consumíveis de aço carbono podem ser empregados, desde que a peça seja pré-aquecida e que haja um controle de hidrogênio.

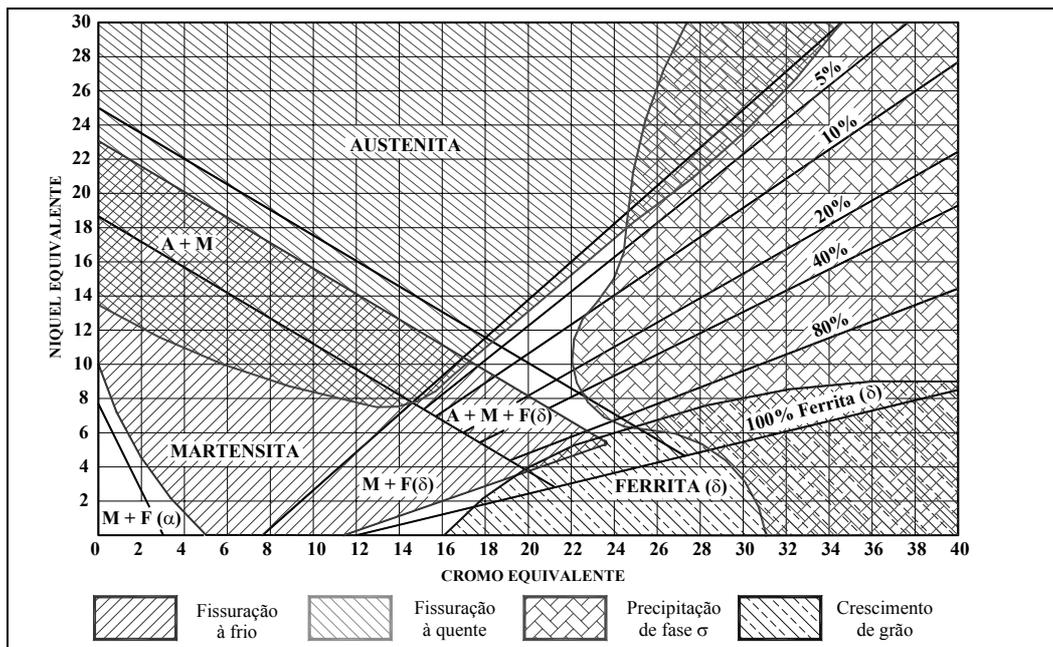


Figura 2.3 - Diagrama de Schaeffler

2.2. Desoxidação do metal de solda

Na soldagem, a poça de fusão é formada por duas regiões: a parte quente, limitada à raiz do arco, e a parte fria, além da raiz do arco. As temperaturas na parte quente são muito altas, a movimentação de fluido também é alta e a possibilidade de formação e transporte de produtos desoxidados é muito boa. Na parte fria, a reatividade para a desoxidação é tão alta quanto na parte quente, mas a movimentação de fluido é muito menor, fazendo com que os produtos das reações de desoxidação sejam retidos no metal de solda, como apresentado na Figura 2.4.

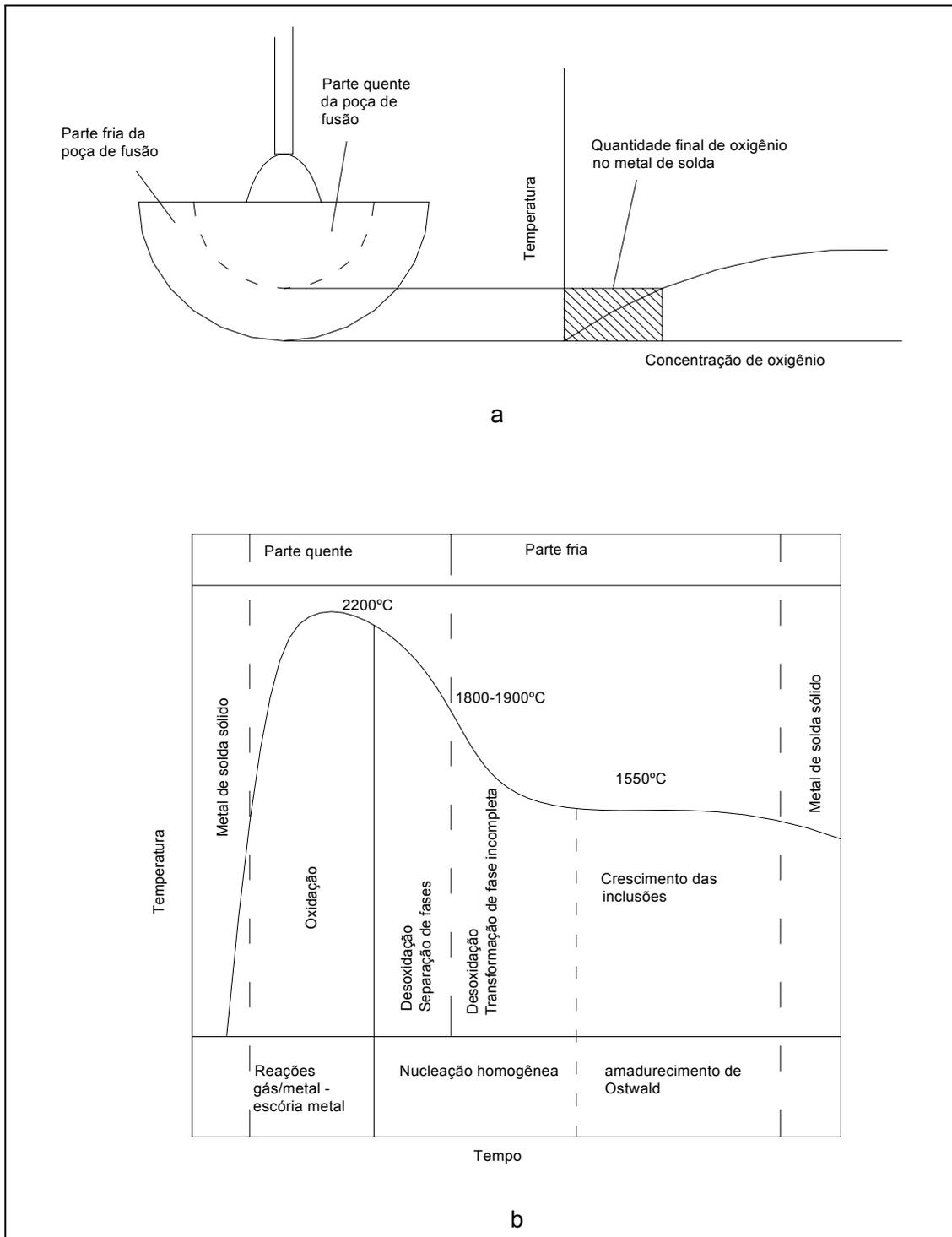


Figura 2.4 – Ilustração das partes quente e fria da poça de fusão. (a) Desenho esquemático da poça, com as partes indicadas. (b) Seqüência de reações propostas nas partes quente e fria (Grong et al, 1986).

A compreensão básica do processo de desoxidação se origina da teoria desenvolvida para a fabricação dos aços. O efeito combinado do silício e do manganês é mostrado na Figura 2.5. Se para uma temperatura específica a combinação Mn/Si está abaixo da curva, mais silicatos de manganês serão formados. Isto leva a uma baixa

atividade de SiO_2 , fazendo uma desoxidação mais efetiva. Contudo, deve-se também notar que a concentração total de elementos desoxidantes é de grande importância, não apenas a razão Mn/Si.

Se o mesmo conceito é aplicado a um metal de solda contendo apenas manganês e silício como elementos desoxidantes os produtos da desoxidação se fundirão em SiO_2 e MnO na forma de silicato de manganês, contendo apenas pequenas quantidades de FeO. Este é um sistema simplista para a análise e pode ser obtido por soldagem MIG/MAG em chapa plana de aço C-Mn usando um gás de proteção rico em argônio. A poça de fusão terá quantidade de oxigênio invariável e a reação seguinte entre oxigênio, manganês e silício ocorrerá:



A razão Mn/Si pode ser ajustada de acordo com a Figura 2.5, então são formados silicatos de manganês não saturados, resultando na melhor desoxidação possível. A quantidade de oxigênio no metal de solda como função da quantidade de silício e manganês é mostrada na Figura 2.6, e na Figura 2.7 é mostrada a quantidade de oxigênio como função da razão Mn/Si. Uma queda substancial nos teores de oxigênio é vista com o aumento das quantidades de silício e manganês e também com o aumento da razão Mn/Si. Um aumento na razão Mn/Si acarreta uma diminuição na atividade da sílica. Isso resulta em melhor desoxidação, como nas curvas da Figura 2.5. Contudo, acima de uma certa razão, não há queda pronunciada na quantidade de oxigênio, de forma que sempre restará alguma quantidade significativa de oxigênio no metal de solda.

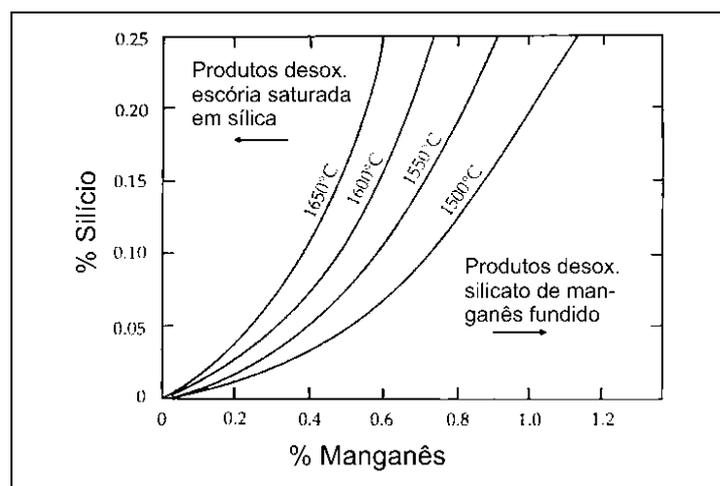


Figura 2.5 – Influência da ação de silício e manganês na desoxidação de aços (Svensson, 1994)

O oxigênio que sobra na poça de fusão é considerado igual à concentração na superfície entre as partes quente e fria da poça de fusão (Figura 2.4). A temperatura nesta superfície pode ser encontrada pelo cálculo da temperatura para a quantidade de oxigênio

medida no equilíbrio com o manganês ou silício. Os resultados destes cálculos são as linhas cheias na Figura 2.6. Esta temperatura é estimada como sendo em torno de 1800 a 1900°C. A concentração final de oxigênio no metal de solda pode ser mostrada da seguinte maneira: considerando um sistema que usa apenas silício e manganês para desoxidação, relaciona-se a concentração do oxigênio a um parâmetro de desoxidação ($[\text{Mn}][\text{Si}]^{0.25}$). Esta relação é mostrada na Figura 2.8.

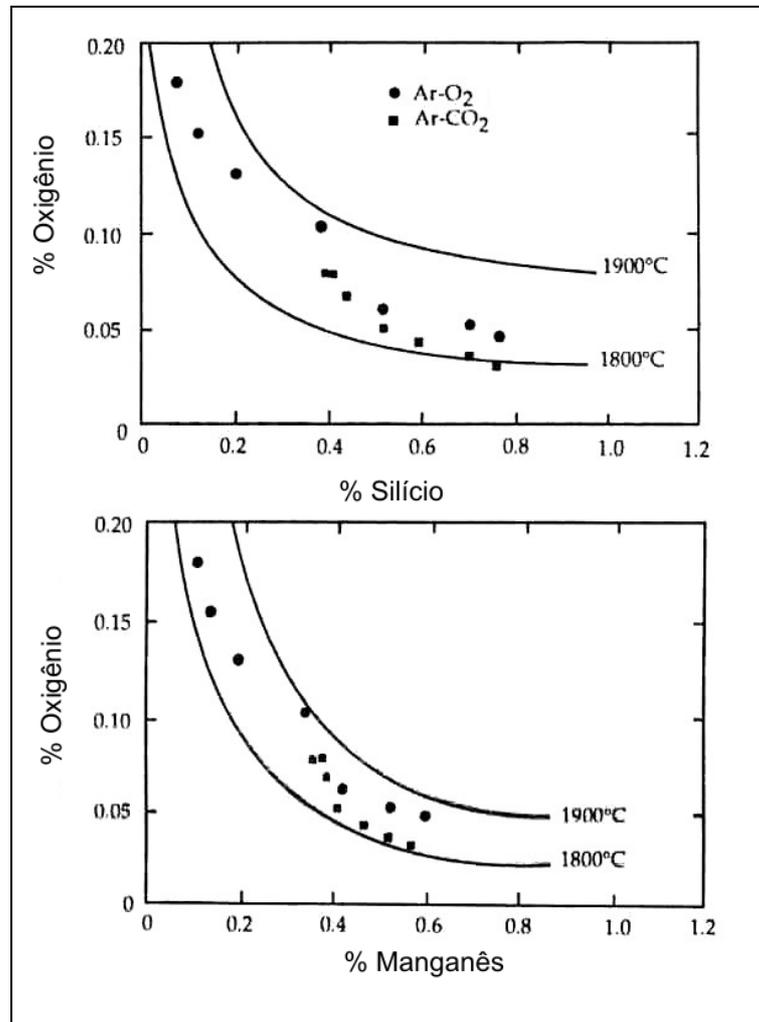


Figura 2.6 – Valores médios da quantidade de oxigênio como função de silício e manganês no processo MIG/MAG. As curvas representam predições termodinâmicas nas temperaturas indicadas (Grong & Christensen, 1983)

Para comparação, dados na literatura para Eletrodo Revestido são inclusos na Figura 2.8. Como pode ser visto, a temperatura de equilíbrio é menor para o Eletrodo Revestido que para o MIG/MAG. Então, um sistema protegido por escória não trabalha exatamente como um sistema protegido por gás, mas observa-se que os mesmos conceitos fundamentais podem ser aplicados. Esta relação simples é obtida apenas quando o silício e o manganês são usados para desoxidação. Quando outros elementos como o alumínio e o magnésio são usados, as relações encontradas não são tão simples assim.

Os detalhes das relações escória/metal ainda não são bem entendidos, mas alguns esclarecimentos podem ser associados às reações que ocorrem na siderurgia. Contudo, as escalas de tempo na soldagem são bem diferentes, e as reações na poça de fusão se afastam significativamente das condições de equilíbrio. Este afastamento é maior para o processo Eletrodo Revestido. (Grong et al, 1986)

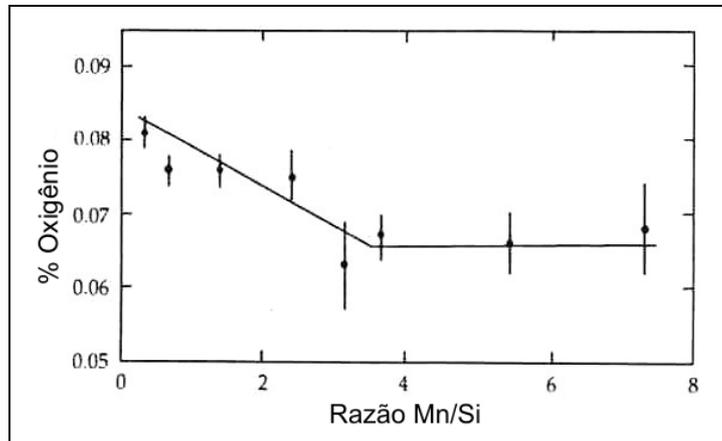


Figura 2.7 – Teor de oxigênio em função da razão Mn/Si (Grong et al, 1986)

Um conceito também importante à compreensão das relações escória/metal é o conceito de índice de basicidade. O conceito de índice de basicidade consiste na soma (em %mol) dos componentes ácidos com os componentes anfóteros. Este conceito é em geral usado apenas para fluxos de arco submerso, mas a princípio pode ser usado para qualquer processo protegido por escória (Svensson, 1994).

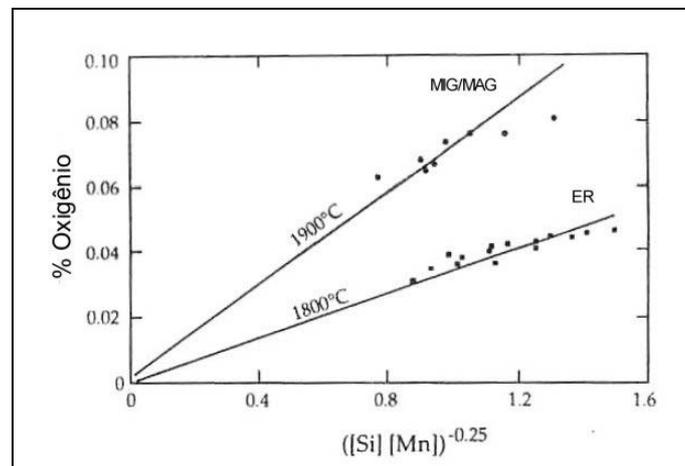


Figura 2.8 – Correlação entre o teor de oxigênio e o parâmetro de desoxidação. As curvas representam previsões termodinâmicas (Grong et al, 1986)

O índice de basicidade é um fator semi-quantitativo, e se relaciona razoavelmente bem com a limpeza do metal de solda. A queda da quantidade de enxofre se relaciona especialmente bem com um aumento na basicidade. Por outro lado, a quantidade de fósforo é aproximadamente insensível à basicidade da escória (Svensson, 1994).

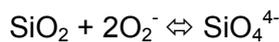
A quantidade de oxigênio do metal de solda cai com o índice de basicidade, e isso é da maior importância, porque cria a possibilidade de controle da tenacidade dos metais de solda. Uma equação aproximada, que mostra qualitativamente alguns dos mecanismos que geralmente controlam a quantidade de oxigênio no metal de solda é dada por Palm:

$$K_{Mn} \left(\frac{[MnO]}{[Mn]} \right) = K_{Si} \sqrt{\frac{[SiO_2]}{[Si]}} = K_{Fe} [FeO] \quad \text{Equação 2.2}$$

Considere-se o balanço:



Então, os óxidos (de manganês e silício) na poça de fusão estão em equilíbrio com FeO (na escória). Isto ignora o fato de que a escória é iônica e que muitos outros óxidos são usados no fluxo para sua formação. Com um aumento na basicidade (quantidade de minerais contendo características básicas maior) há uma grande chance que íons silicatos sejam produzidos pela reação:



Este íon silicato não fornece oxigênio à poça de fusão, e a quantidade de oxigênio cai. Então, com um aumento na basicidade (adição de calcita, por exemplo) a quantidade de oxigênio cai. Contudo, isto ocorre apenas acima de um certo valor de índice de basicidade, como indicado na Figura 2.9. Assume-se que este valor corresponde a total reação da sílica contida no metal de solda.

Lancaster (1979) apresenta uma visão diferente. A quantidade de oxigênio será diminuída com o aumento na basicidade, porque os óxidos básicos não se dissociam facilmente e não soltam o oxigênio na superfície da solda, confirmando uma melhor limpeza pela escória.

Entende-se que as relações que ocorrem na soldagem protegida por escória são altamente dinâmicas, com muitas reações ocorrendo perto da interface metal-escória. Produtos das reações destas interfaces são movidos na poça de fusão, afetando qualquer reação posterior. Os modelos apresentados dão uma visão muito simplificada do processo físico que está ocorrendo.

Além do silício e do manganês os elementos presentes no revestimento que atuam na desoxidação são geralmente magnésio, titânio, zircônio, cálcio e alumínio. A energia inicial para possíveis reações pode ser obtida do diagrama apresentado na Figura 2.10, que indica a variação da energia livre versus a temperatura.

Admitindo a predominância das condições de equilíbrio, a seqüência de produtos

de desoxidação em ordem decrescente é CaO, MgO, Al₂O₃, TiO₂, SiO₂ e MnO. Em temperaturas muito altas, o carbono pode agir como desoxidante formando CO. O processo de desoxidação é muito eficiente. Estima-se que 90% do oxigênio na poça de fusão seja removido antes da solidificação (Svensson, 1994).

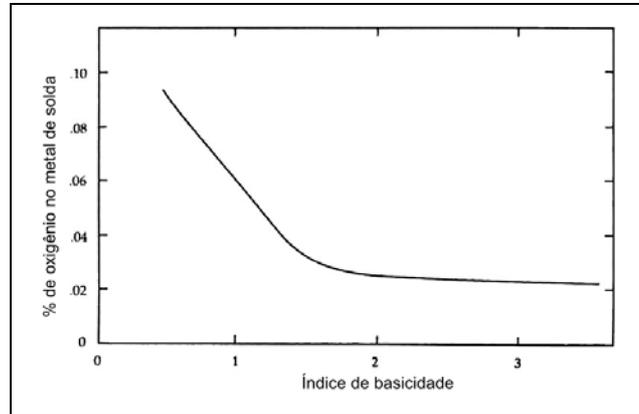


Figura 2.9 – Influência do índice de basicidade sobre o teor de oxigênio (Svensson, 1994).

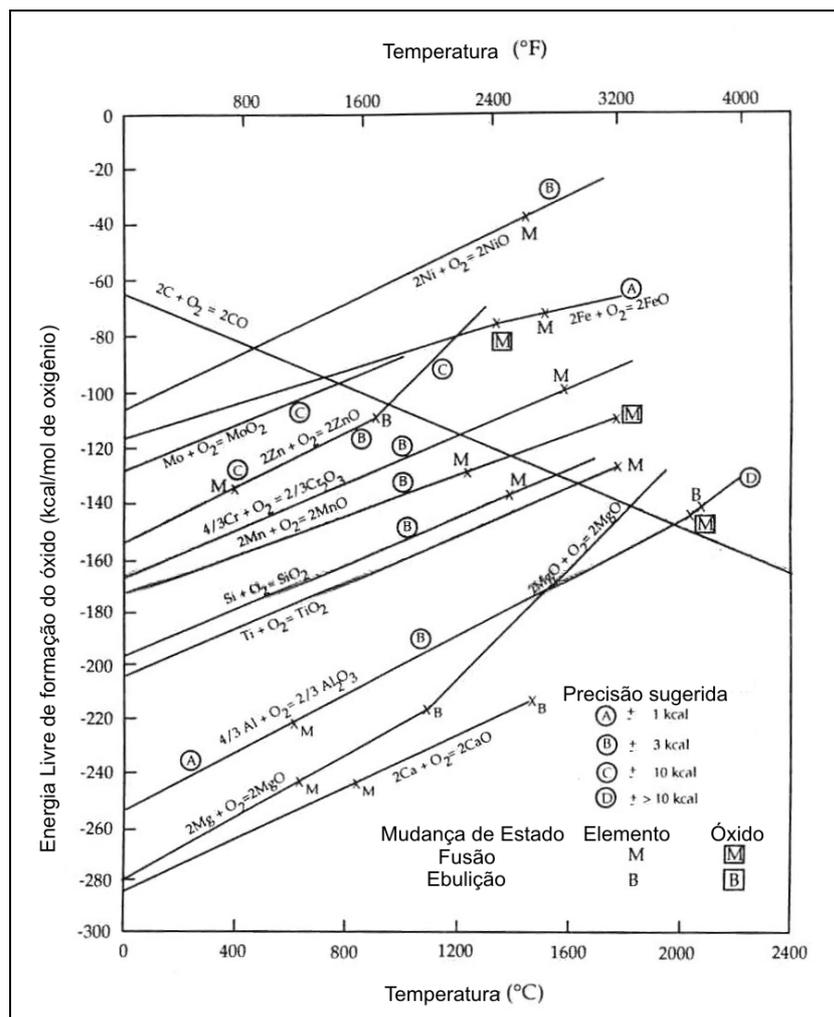


Figura 2.10 – Energia livre como função da temperatura para algumas reações desoxidantes (Svensson, 1994)

2.3. Crescimento das Inclusões

Tendo abordado os principais mecanismos de desoxidação, apresentam-se nesta seção os principais mecanismos de crescimento das inclusões, seus tamanhos e algumas relações afins.

O estágio de nucleação dos óxidos no metal de solda é extremamente difícil de ser estudado (Svensson, 1994). Contudo, considerando-se a violenta movimentação de fluido na poça de fusão, a nucleação de germes ocorre com freqüência. Então, a nucleação heterogênea tende a ser o processo predominante no crescimento das inclusões. Esta discussão estará concentrada nas inclusões que permanecem no metal de solda após a solidificação, isto é, que crescem na zona fria indicada na Figura 2.4. Contudo, alguns experimentos têm sido publicados e são mais representativos de crescimento de inclusões na zona quente. Nesta região, as inclusões são muito mais grossas que o normal, e o modo de crescimento é diferente (Svensson, 1994).

Um estudo publicado por Lindborg e Torsell (1968), em um aço fundido mantido a uma temperatura constante de 1650°C, resultou no modelo de crescimento ilustrado na Figura 2.11, onde percebe-se que a escala de tempo passa de 1000s e o maior aumento no tamanho das partículas ocorre depois de 10s e é inicialmente devido a colisões gradientes, seguido por colisão de Stokes. Colisões gradientes ocorrem quando partículas estão no fluido e colidem com outras, enquanto as colisões de Stokes ocorrem quando as partículas sobrenadam no líquido, com uma velocidade prevista na Lei de Stokes. Maiores partículas são assumidas como resultado do crescimento após colisão entre partículas menores. A velocidade de movimentação assumida para este modelo é de 10mm/s. A 1650°C, a poça de fusão estaria quase estagnada e o crescimento não ocorreria como consequência de colisões. Neste trabalho de Lindborg e Torsell (1968), o metal líquido era agitado artificialmente, por uma bobina indutora. O tamanho das partículas era bem maior que as encontradas em metais de solda, com tamanhos máximos acima de 25 μ m. depois de muito tempo as maiores partículas iam à superfície do aço líquido e eram separadas. Isto se deve ao fato de que estas partículas já haviam se movido por um grande período de tempo na poça e já tinham tido várias oportunidades de colisões. Quanto maior a partícula, maior a velocidade devida à Lei de Stokes, conseqüentemente, as maiores partículas vão à superfície primeiro. Em contrapartida, o tamanho médio das partículas na poça cai. Então, percebia-se um crescimento lento das inclusões, assumido como consequência de “coalescência difusional” (também chamado de amadurecimento de Ostwald).

Em contraste ao modelo proposto por Lindborg e Torsell (1968), Grong et al (1986) encontraram que as colisões de Stokes na poça de fusão exercem uma contribuição insignificante ao crescimento das partículas, porque a vazão de fluido é bem maior que a

vazão devida à lei de Stokes. A vazão de fluido no Arco Submerso é estimada como sendo entre 0,025 a 0,4m/s onde a velocidade de subida das partículas com raio abaixo de $2\mu\text{m}$ é estimada como menor que $2,4\mu\text{m/s}$.

A distribuição de tamanhos obtida por Grong et al (1986), mostrada na Figura 2.12a vem de medidas em metais de solda de aço C-Mn experimentais com MIG/MAG e eletrodos revestidos. Sua intenção era estudar a influência da razão Mn/Si sobre o crescimento das inclusões. As amostras foram analisadas com microscopia eletrônica de transmissão. Uma microscopia típica dos metais de solda avaliados é mostrada na Figura 2.13. No trabalho de Grong et al (1986) a menor classe de tamanho admitida era de $0,1\mu\text{m}$ e quase todas as partículas tinham diâmetro menor que $1\mu\text{m}$. Algumas partículas observadas possuíam diâmetros em torno de $1,2\mu\text{m}$. A variação do tamanho médio das partículas com a mudança na relação Mn/Si era relativamente pequena. A princípio, o tamanho médio das partículas aumentava com um aumento da relação Mn/Si, mas nas soldagens com altos teores de manganês e baixos teores de silício, a distribuição continha uma densa população de partículas muito pequenas, levando a uma queda substancial nos seus tamanhos médios.

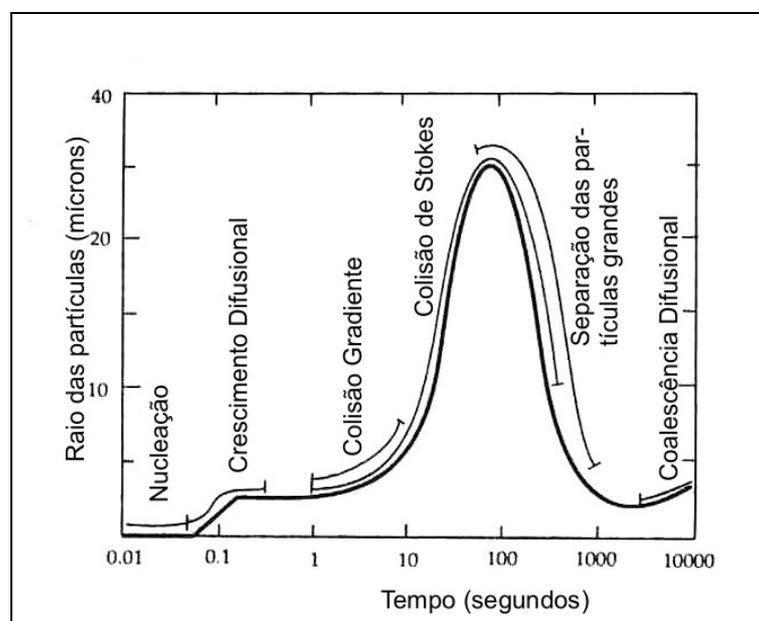


Figura 2.11 – Modelo de crescimento de partículas óxidas em aço fundido a 1650°C (Lindborg e Torsel, 1968)

Ahblom et al (1983) usaram um dos primeiros sistemas automáticos, o PASEM (particle analysing scanning electron microscopy) em meados da década de 70 para estudar distribuição de tamanhos de inclusões. Os seus dados foram apresentados na forma de uma distribuição cumulativa, mas têm sido reescritos como forma de uma distribuição normal

para facilitar comparações. Eles estudaram metais de solda obtidos por Arco Submerso com diferentes níveis de corrente, como na Figura 2.12d. O limite inferior de detecção do diâmetro das partículas era $0,2\mu\text{m}$, então, partículas menores não eram percebidas. Havia pequenas diferenças nos tamanhos das partículas para baixas correntes (600 e 1000A). Com alta corrente, o tamanho médio aumentou e a distribuição dos tamanhos tornou-se mais ampla.

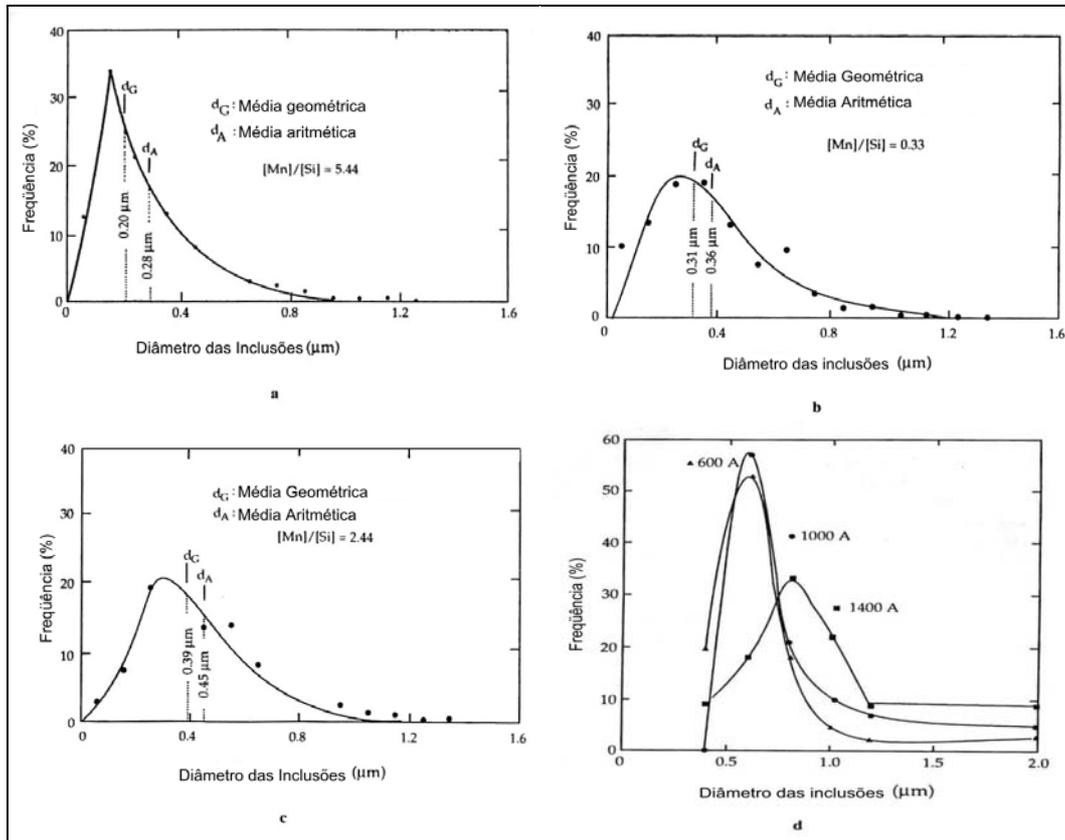


Figura 2.12 – Distribuição de tamanhos como função da razão Mn/Si de óxidos formados na parte fria da poça. (a, b, c) MIG/MAG (Grong et al, 1986). (d) Arco Submerso com variação na corrente de soldagem (Ahlblom et al, 1983)

Kluken (1990) estudou soldas pelo processo Arco Submerso com variações sistemáticas nos elementos desoxidantes titânio e alumínio. Ele não apresentou a distribuição inteira, mas apenas forneceu os diâmetros médios. Estes tamanhos médios se mostraram invariáveis com as mudanças nos teores de alumínio e titânio. Contudo, ele percebeu que uma alta quantidade de alumínio resulta em um aumento no número de partículas grosseiras. Com isso, a razão entre o diâmetro bidimensional e o tridimensional foi de 1,47, relativamente próximo da teoria para um sistema de esferas polidisperso, que prediz 1,57.

Thewlis (1989) usou microscopia ótica para medir a distribuição dos tamanhos das inclusões em soldas por Arco Submerso em um componente utilizado em tubulações. O

menor limite de detecção era dado como “menor que $0,4\mu\text{m}$ ”. Ele encontrou que a maioria das partículas tinha de $0,2$ a $0,4\mu\text{m}$. Os diâmetros médios eram aproximadamente constantes em $0,45\mu\text{m}$ quando o aporte térmico era de 33kJ/cm . No trabalho de Thewlis (1989) as composições dos eletrodos e fluxos variavam nos teores de alumínio, cálcio, titânio e nitrogênio. O alumínio contribui para reduzir o número de partículas e aumentar os seus tamanhos médios. Com o aumento no teor de titânio, a fração volumétrica de partículas foi reduzida.

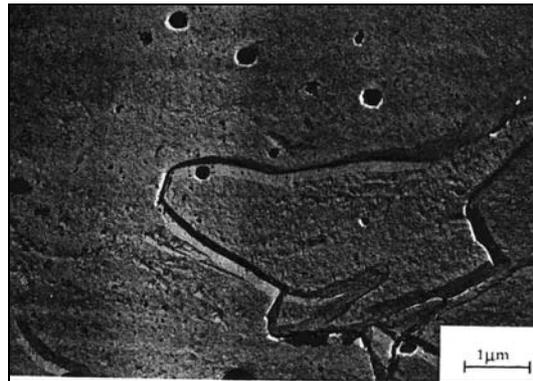


Figura 2.13 – TEM de uma réplica de carbono. As partículas advêm de metal de solda SMAW básico (Svensson, 1994)

Os tamanhos médios de partículas, determinados nas investigações discutidas acima são plotados na Figura 2.14, como função da razão Mn/Si. Eles também estão divididos em grupos segundo o aporte térmico e os elementos desoxidantes usados. A Figura 2.14 não é muito clara, ocultando um pouco a influência das variáveis estudadas, com exceção talvez para o aporte térmico. Uma divisão um pouco grosseira dos tamanhos das inclusões é feita a seguir (Svensson, 1994).

- Abaixo de $0,3\mu\text{m}$, obtida com forte desoxidação (principalmente alumínio).
- Entre $0,3$ e $0,5\mu\text{m}$, tem-se a grande maioria dos tamanhos de partículas.
- Entre $0,5$ e $0,6\mu\text{m}$, sem qualquer explicação racional.
- Acima de $0,6\mu\text{m}$, quando altos aportes térmicos são aplicados.

Isto não relata qualquer influência forte da razão Mn/Si ou qualquer efeito do uso de alumínio ou titânio como desoxidante. O único valor de $0,2\mu\text{m}$ foi obtido usando alumínio como desoxidante e baixo aporte térmico.

Os dois mecanismos de crescimento na zona quente (colisão e difusão) são desprezados na zona fria. A probabilidade de colisão é baixa, pois a poça está virtualmente estagnada e as partículas só se movem segundo efeitos de flutuação devidos à Lei de Stokes. O crescimento difusional é completado em uma fração de segundo, porque a densidade de nucleação é muito alta (em torno de $10^8 / \text{mm}^3$) e os coeficientes de difusão

são grandes. Kluken (1990) encontrou uma relação entre o diâmetro médio da inclusão e a raiz cúbica do tempo de retenção apresentada na Figura 2.15. Esta observação sustenta a afirmação que o amadurecimento de Ostwald é o processo dominante na zona fria. Contudo, a forma da distribuição dos tamanhos deriva somente dos requisitos de uma distribuição que obedece à equação de crescimento de Wagner, que não será detalhada neste trabalho. De maneira ideal, a distribuição dos tamanhos é quase-estacionária e tem um máximo estável em torno de 1,5 vezes o diâmetro médio de todas as partículas.

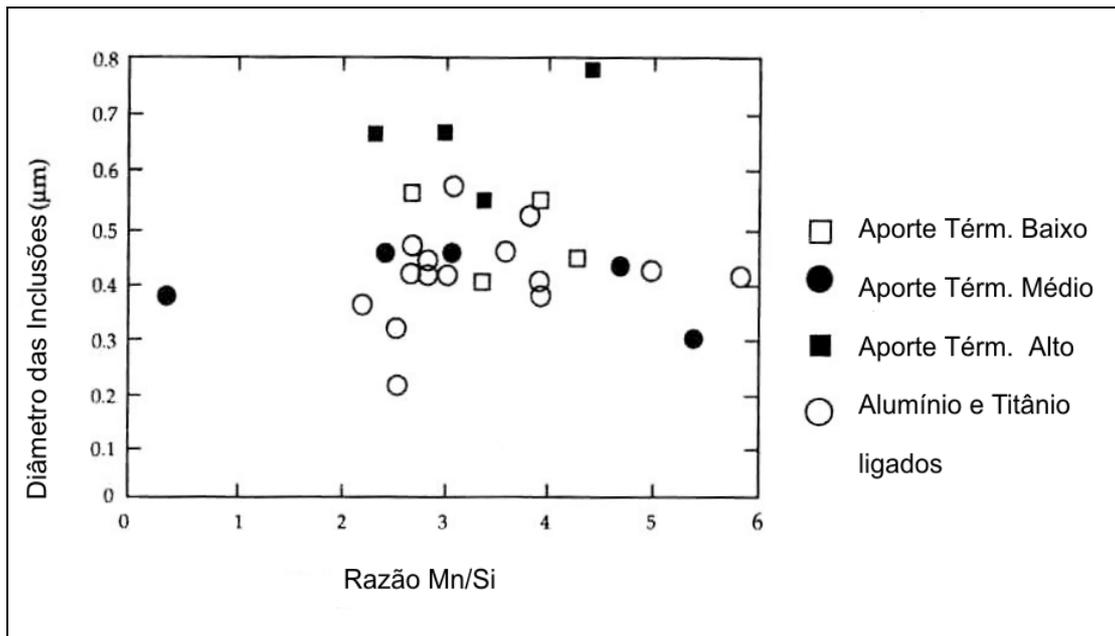


Figura 2.14 – Tamanho médio das partículas versus razão Mn/Si (adaptada dos dados da Figura 2.12) (Kluken, 1990).

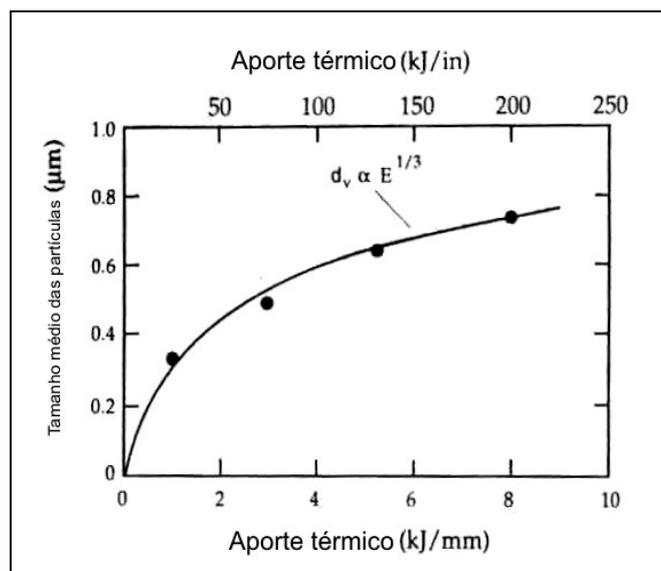


Figura 2.15 – Relação entre o diâmetro das partículas e o aporte térmico (Kluken, 1990)

2.4. Composição química das inclusões

Nesta parte, apresentam-se relações com respeito às principais composições químicas encontradas em inclusões de metais de solda depositados por alguns processos de soldagem.

A composição química das inclusões e suas estruturas cristalinas variam, dependendo dos teores de elementos desoxidantes em relação à quantidade de oxigênio. Uma lista de fases identificadas é apresentada na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Fases identificadas em inclusões de escória (Svensson, 1994)

Fase	Fórmula Química	Estrutura	Parâmetro de Rede (Å)
Galaxita	MnOAl ₂ O ₃	Cúbica	8,27
Monóxido de Titânio	γ-TiO	Cúbica	4,18
Nitretos de Titânio	TiN	Cúbica	4,25
Carbeto de Titânio	TiC	Cúbica	4,18
Rodonita	MnOSiO ₂	Vítrea	
Alumina	γ-Al ₂ O ₃	Cúbica	7,85
Sulfito de Manganês	α-MnS	Cúbica	5,23
Digenita – I	Cu _{1,8} S	Cúbica	5,70

Pesquisas têm mostrado que as partículas são multifásicas (Svensson, 1994). O centro consiste normalmente de algum elemento desoxidante (manganês, alumínio, silício e às vezes titânio). Em metais de solda básicos de aço baixa liga ferríticos (com teor de oxigênio em torno de 200 a 400ppm), sem alumínio, são formadas partículas de MnOSiO₂ vitrificadas e, com altos teores de alumínio, partículas de γ-Al₂O₃ são detectadas. Em soldagens com quantidade moderada de alumínio, veios de MnOSiO₂ podem se formar. Têm sido encontradas partículas com as mais variadas composições, inclusive com manganês, silício, alumínio e titânio simultaneamente, contudo, com a análise difratométrica apenas MnOSiO₂ e γ-Al₂O₃ são encontrados. Medições de composição de algumas inclusões, com camadas superficiais ricas em titânio, com raios-x, têm revelado altas concentrações de nitrogênio. Apenas com a análise difratométrica não é possível distinguir entre TiN, γ-TiO ou TiC. Uma sugestão da formação dessas partículas é mostrada na Figura 2.16.

Quintana et al (2001), pesquisando metais de solda pelo processo arame tubular com altos e com baixos teores de alumínio, encontrou inclusões parecidas com a sugestão da Figura 2.16, nas soldagens com baixo alumínio. A Figura 2.17 apresenta uma micrografia desse tipo de inclusão.

A Figura 2.18 mostra uma correlação entre a concentração medida e a prevista em inclusões óxidas, segundo algumas equações (Kluken, 1990). Os cálculos destas

concentrações de inclusões só podem ser feitas através do conhecimento da concentração da solução sólida de alumínio, titânio e enxofre no metal de solda. Estes valores são difíceis de estimar. Também há um número de considerações nas equações que tornam o resultado um tanto irreal. Uma outra maneira de prever a composição das inclusões é particionar o teor de oxigênio entre diferentes elementos metálicos. Assume-se que há uma seqüência de reações em que o óxido mais forte começa a se combinar com o oxigênio tanto quanto permite sua concentração, e só ao ser totalmente consumido, o próximo óxido com afinidade diretamente inferior começa a se combinar com o oxigênio, de acordo com as energias apresentadas nas curvas da Figura 2.10. Contudo, em metais de solda não se espera encontrar muitos óxidos de manganês e silício. É mais esperado que todo o oxigênio seja retido pelo alumínio e o titânio.

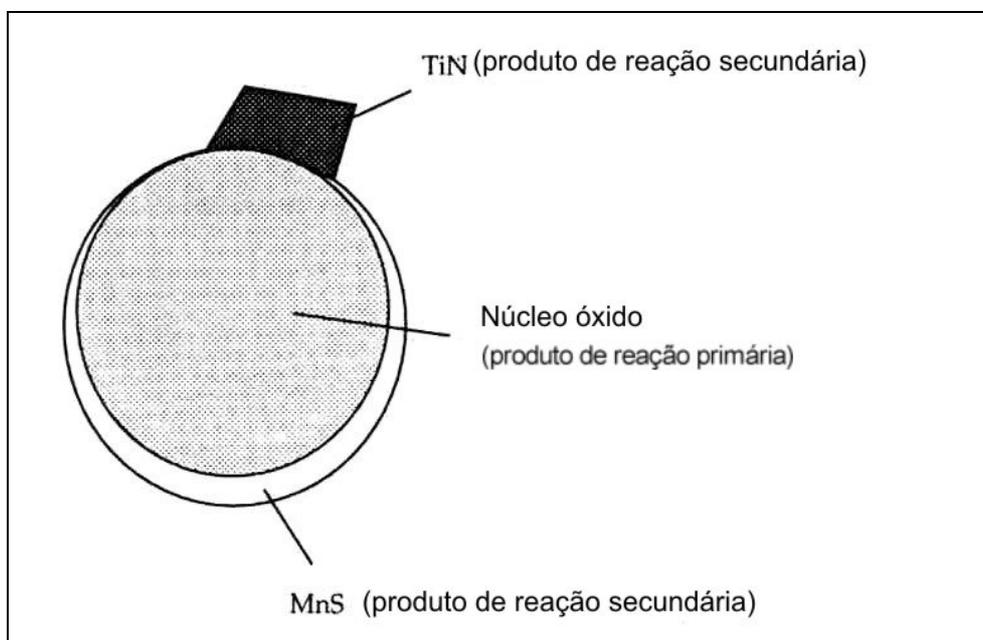


Figura 2.16 – Desenho esquemático sugerindo o desenvolvimento de uma partícula de óxido de titânio (Kluken, 1990).

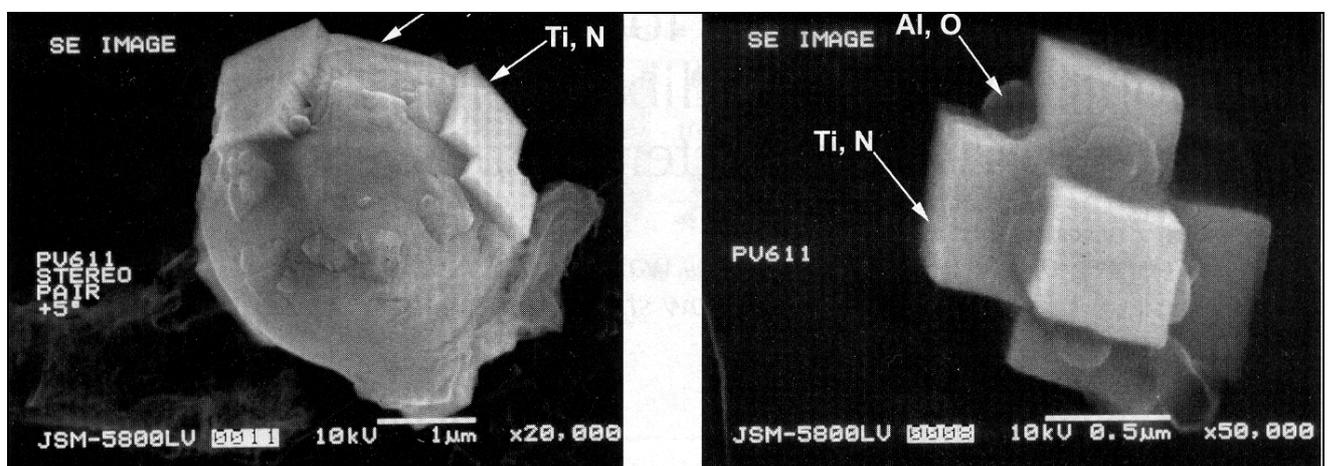


Figura 2.17 – Inclusões na soldagem FCAW com baixo alumínio (Quintana et al, 2001).

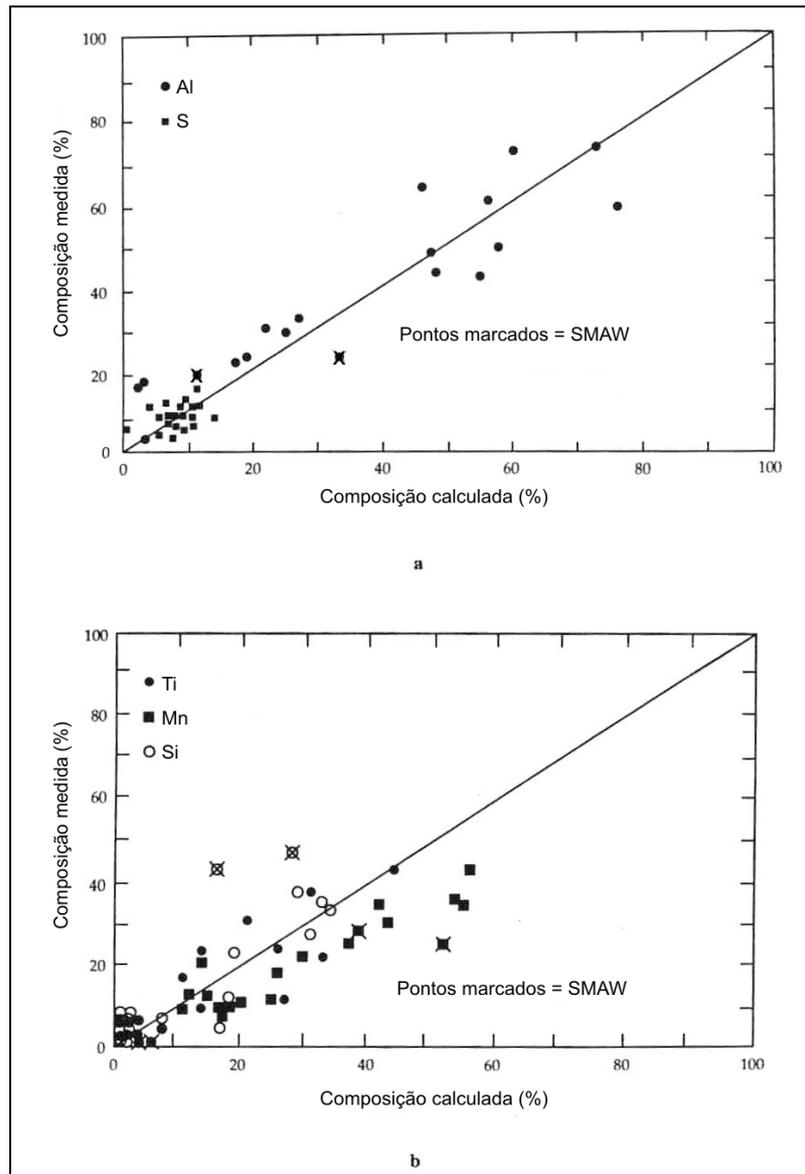


Figura 2.18 – Correlação entre concentrações previstas e medidas de elementos em inclusões óxidas. (a) Alumínio e enxofre. (b) Titânio, manganês e silício (Kluken, 1990).

2.5. Ferrita δ

A ferrita δ é uma fase magnética encontrada em algumas matrizes de metais de solda inoxidáveis austeníticos. Durante o resfriamento essa fase se forma em pequenas ilhas ou cadeias nos contornos de grãos dendríticos (Kotecki, 1990).

Alguns tratamentos térmicos em torno de 930°C em aços austeníticos podem dissolver parcialmente ou esferoidizar a ferrita δ , resultando em teores mais baixos de ferrita δ que os observados em produtos fundidos ou soldas de mesma composição química. Em temperaturas entre 480 e 870°C a ferrita pode se transformar em uma fase frágil não magnética chamada de fase sigma. Esta transformação ocorre em algumas horas a 760°C, mas requer centenas de horas para acontecer a 540°C (Kotecki, 1990).

As principais vantagens da ferrita estão abaixo descritas (Kotecki, 1990).

- Baixos teores de ferrita possibilitam melhor controle de trincas e microfissuração no metal de solda.
- A resistência à tração de algumas ligas é aumentada com incrementos em seus teores de ferrita delta.
- Altos teores de ferrita delta também podem aumentar a resistência a trincas de corrosão-sob-tensão em alguns materiais.

Cita-se também a seguir as principais desvantagens da ferrita δ (Kotecki, 1990).

- A presença de ferrita, em ligas com teores altos de molibdênio, pode diminuir a resistência à corrosão. Isso pode ser atenuado por um controle rigoroso da composição química, no caso dos aços tipo 316 e 316L.
- A ferrita pode se transformar na fase sigma quando as temperaturas de serviço excedem 540°C constantemente, provocando um grande decréscimo na ductilidade e na resistência ao impacto das soldas.

O diagrama de Schaeffler (Figura 2.3) foi publicado em meados dos anos 40 e se mostrou uma ferramenta valiosa na predição de teores de ferrita δ . Em 1956, este diagrama foi implementado por McKay com algumas melhorias citadas a seguir.

- Mais ênfase para a ação do nitrogênio.
- Cálculos mais fiéis para materiais mais ligados como os 309, 309L, 316, 316L, 317 e 317L.
- Maior precisão devida à adaptação da escala para a área onde se localiza a imensa maioria dos metais de solda.

O diagrama de Schaeffler foi revisado por Long & DeLong (1973) e passou a ser também chamado de Diagrama de DeLong (Figura 2.19).

A ferrita delta é usualmente expressa em termos do número de ferrita (FN), que é adotado pelo WRC (Welding Research Council), AWS (American Welding Society) e muitas outras agências. Este índice retrata fielmente o teor de ferrita se este é de 5 a 9%. Para valores acima de 10%, os valores de FN aumentam mais que os teores percentuais de ferrita delta, como mostra o diagrama de DeLong (Figura 2.19).

Geralmente, especificações comerciais do teor de ferrita são na forma de faixas, como “mínimo de 5FN”, de 5 a 10FN, etc. e são muito restritivos e não realísticos (Kotecki, 1990) quando aplicados a soldas de produção. Contudo, algumas faixas são realísticas se aplicadas a metais de solda sem diluição e medidos sob condições controladas e normalizadas.

Vale à pena salientar que esses diagramas foram levantados sob condições que induzem a muitos erros em predições práticas. É sabido que o diagrama de Schaeffler foi levantado utilizando apenas um pacote fechado de parâmetros de soldagem. Também se sabe que fatores como o aporte térmico, contaminação por nitrogênio, e inúmeras outras influências não são consideradas nos diagramas, portanto, não se recomenda relacionar indiscriminadamente resultados práticos com indicações nos diagramas (Kotecki, 1990).

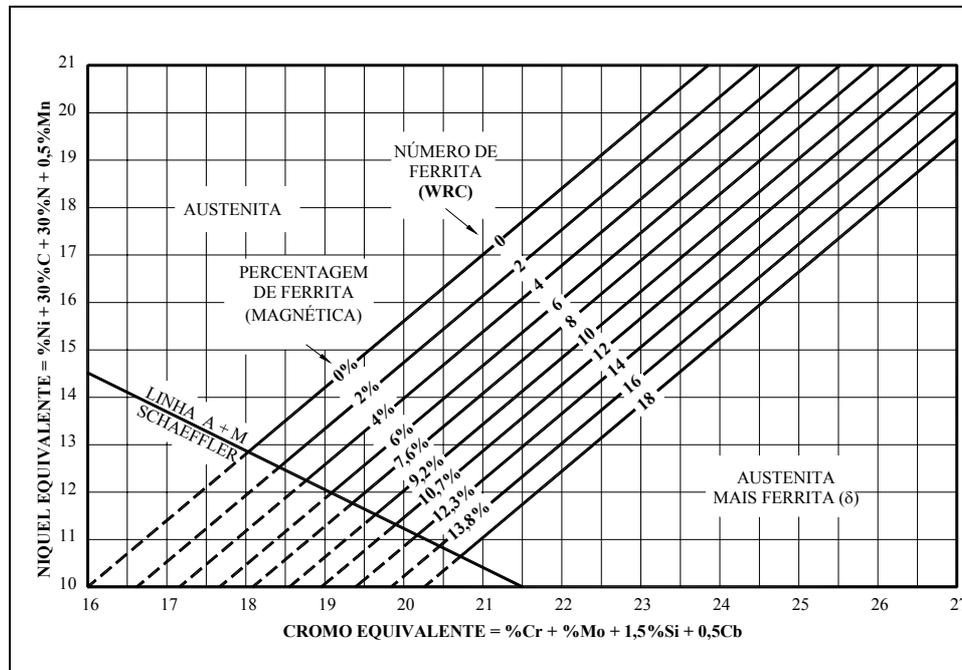


Figura 2.19 – Diagrama de DeLong

Um estudo importante (Kotecki, 1986) utilizou eletrodos da classe AWS E308L-16 modificados para fornecer depósitos com diferentes teores de silício, mantendo os demais elementos aproximadamente constantes na composição do eletrodo original, para avaliar o efeito do silício sobre o teor de ferrita do metal de solda destes eletrodos.

Percebeu-se neste trabalho (Kotecki, 1986) que altos teores de silício provocaram diferenças entre o teor de ferrita medidos e os previstos através dos diagramas de Scheaffler e DeLong. Concluiu-se que o coeficiente de 1,5 utilizado para o silício no cálculo do cromo equivalente pelos diagramas de Scheaffler e DeLong superestimava os valores calculados de ferrita delta para teores de silício acima de 0,81% em comparação aos valores medidos para os mesmos experimentos citados acima (Kotecki, 1986).

Para avaliar o efeito do molibdênio sobre as características das curvas do diagrama de DeLong, Kotecki (1983) utilizou seis tipos de eletrodos revestidos da classe AWS E308Mo-15, modificados para depositarem de 0,18 a 6,85% de molibdênio. Os resultados indicaram que o coeficiente 1 do cromo equivalente para o molibdênio superestima o valor do FN medido nas amostras, e recomenda-se a utilização do coeficiente

0,7 para uma melhor correlação entre os valores medidos e os valores previstos.

2.5.1. Medição dos teores de ferrita δ

O principal equipamento utilizado para a determinação dos teores de ferrita delta é o Ferritoscópio, um equipamento cujo princípio de funcionamento baseia-se na avaliação das propriedades magnéticas das amostras, comparando-as com experimentos-padrão por um processo simples de calibração. Atualmente (GLOWNIA et al, 2001), com a difusão dos softwares de análise de imagens e dos equipamentos de metalografia que os utilizam, a análise de imagens metalográficas tem mostrado boa aproximação dos resultados do Ferritoscópio (GLOWNIA et al, 2001), com boa repetibilidade, fato que não era real há pouco tempo atrás (Kotecki, 1990).

Em seu recente estudo utilizando fundidos de aço inoxidável duplex com alto nitrogênio, Glownia et al (2001) analisaram algumas equações de predição do teor de ferrita delta e algumas maneiras de se medir este teor. Os tipos de medição utilizados foram o Ferritoscópio, o Software Quantimet, que mensura através de quantificação de amostras metalográficas e o aparelho Matrox, que trabalha acoplado a uma câmera e um microscópio. A Figura 2.20 mostra uma comparação entre os valores medidos de ferrita δ para as diferentes quantidades de nitrogênio avaliadas. As diferenças entre predições e medições são relativamente grandes para alguns teores de nitrogênio. Para teores menores que 0,2% a diferença é proporcionalmente menor (GLOWNIA et al, 2001).

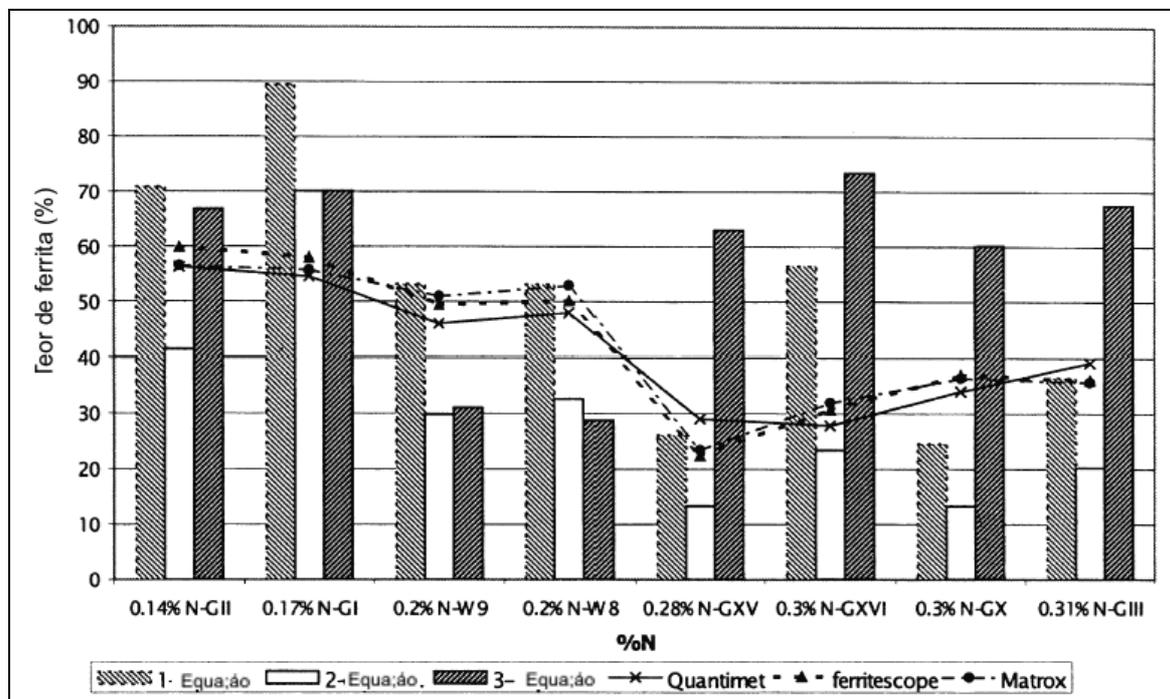


Figura 2.20 – Comparação dos teores calculados e medidos de ferrita δ em aços com diferentes teores de nitrogênio (Glownia et al, 2001)

2.5.2. Ferrita δ e as propriedades mecânicas

Investigações importantes (Szumachowski & Reid, 1978) revelaram que baixos teores de carbono, baixos teores de ferrita δ , e revestimento à base de calcita são necessários para obtenção de melhores níveis de tenacidade à fratura em temperaturas criogênicas, particularmente a -160°C . Foram utilizados nesse estudo mais de 45 composições diferentes de eletrodos revestidos com ênfase para os eletrodos das classes AWS E308, 308L, 316, 316L e Aço Inoxidável 16-8-2. Eletrodos do tipo 309, 310 e 316 também foram avaliados em número menor de composições. Foram avaliados neste estudo (Szumachowski & Reid, 1978a) tanto eletrodos XXX-15 como XXX-16, contudo, para os eletrodos 309 e 310 os estudos foram restritos aos XXX-15. Os estudos foram limitados a um único diâmetro de eletrodo de 3,2mm. As Figuras 2.21 e 2.22 trazem a expansão lateral no ensaio Charpy-V versus o FN, para as variações na composição dos eletrodos 308 e 308L, nas temperaturas de -129 e -196°C respectivamente. A Figura 2.23 mostra o mesmo para os eletrodos 316 e 316L e a Figura 2.24 para o eletrodo 16-8-2. As Figuras 2.25 e 2.26 mostram a tenacidade ao impacto versus FN para os eletrodos 308/308L e 316/316L. Demonstrou-se nesse estudo que o incremento do FN diminui os valores de expansão lateral e tenacidade ao impacto em praticamente todos os eletrodos avaliados nas temperaturas utilizadas.

Liao e Chen (1988) apresentaram um estudo utilizando o processo MIG com eletrodos das classes 308L e 308LSi e algumas formulações de gás de proteção. A Figura 2.27 mostra a relação do FN medido magneticamente com o potencial de ionização dos gases de proteção utilizados e o teor de CO_2 . Observa-se que o teor de ferrita decai com o aumento do percentual de CO_2 , com um comportamento menos definido para o potencial de ionização ($\text{O}_2+0,7\text{CO}_2$). Neste trabalho, não foi determinado nenhum efeito relevante dos teores de ferrita nas propriedades mecânicas de tração e impacto das soldas avaliadas.

2.5.3. Relação entre a ferrita δ e a fragilização

Ao introduzir esta seção, salienta-se que o efeito combinado da ferrita δ e de elementos fragilizantes na susceptibilidade de algumas ligas a fragilização ainda é um campo muito controverso, e sujeito a muitas polêmicas. Alguns pesquisadores têm observado os efeitos da ferrita δ sobre a fragilização por hidrogênio de alguns aços inoxidáveis. Thompson (1974) escreveu que quedas na ductilidade devidas ao hidrogênio em um aço 309S modificado são independentes da presença de ferrita δ na sua microestrutura. Tysson (1984) relatou o mesmo para a fratura em aços das classes 316L e 347. Burkley e seus colaboradores (1993) estudaram o efeito da ferrita δ sobre a fragilização por hidrogênio do aço inoxidável 304L e, concluiu que um aumento nos teores de ferrita

delta induziu uma maior fragilização, mas que esta ainda era menor que a fragilização provocada pelo hidrogênio em uma estrutura totalmente austenítica.

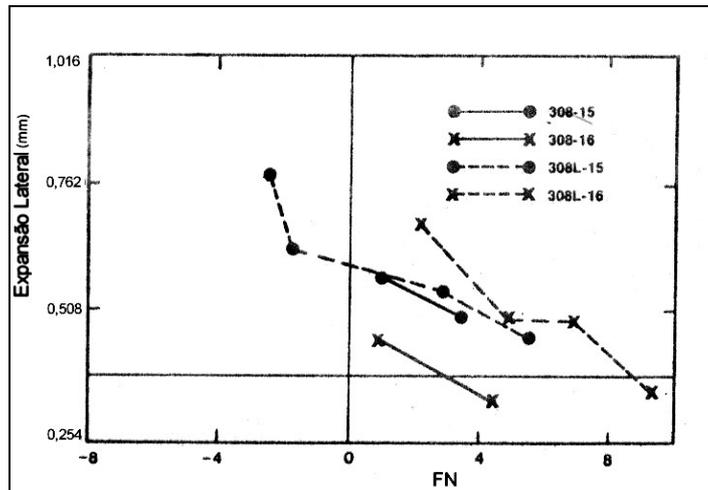


Figura 2.21 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 308/308L; temperatura de -129°C.
(Szumachowski & Reid, 1978a)

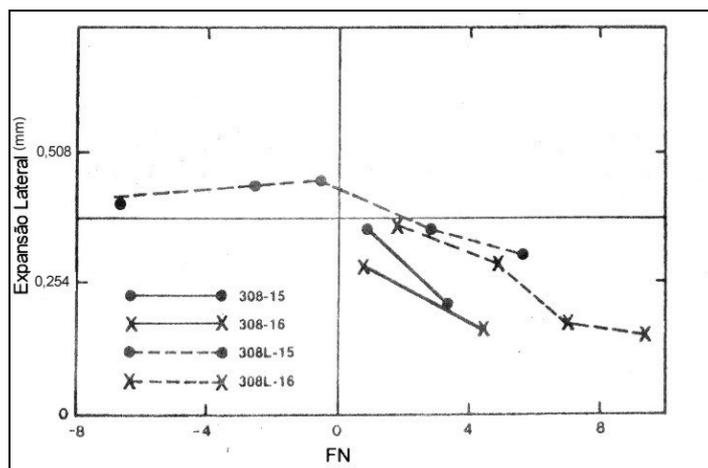


Figura 2.22 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 308/308L; temperatura de -196°C.
(Szumachowski & Reid, 1978a)

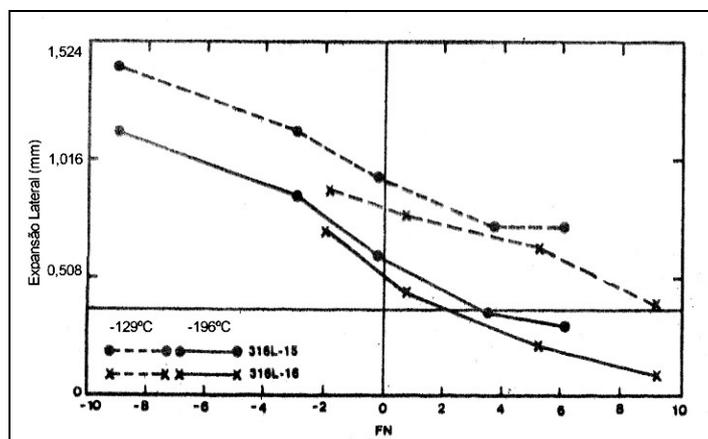


Figura 2.23 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 316/316L; temperaturas de -129 e -196°C (Szumachowski & Reid, 1978a).

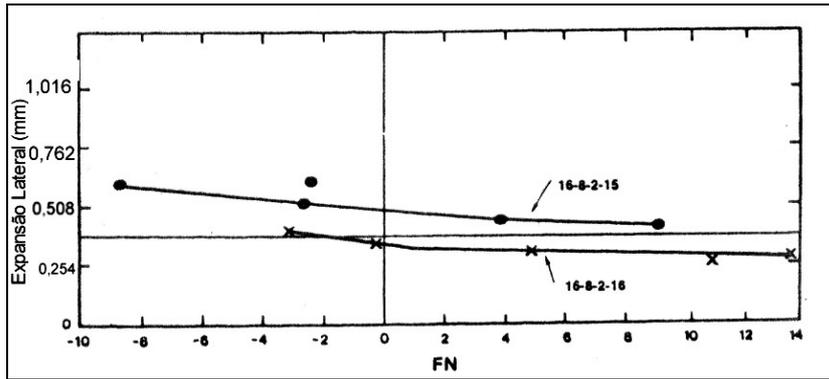


Figura 2.24 – Expansão Lateral versus FN; eletrodos 16-8-2; temperatura de -196°C .
(Szumachowski & Reid, 1978a)

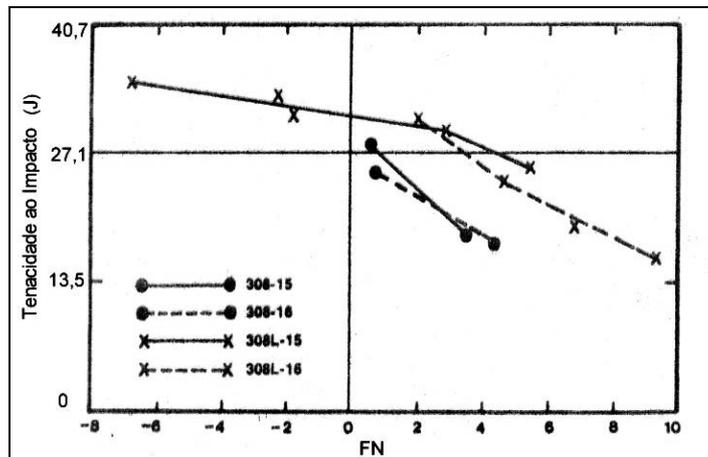


Figura 2.25 – Tenacidade ao Impacto versus FN; eletrodos 308/308L; -196°C .
(Szumachowski & Reid, 1978a)

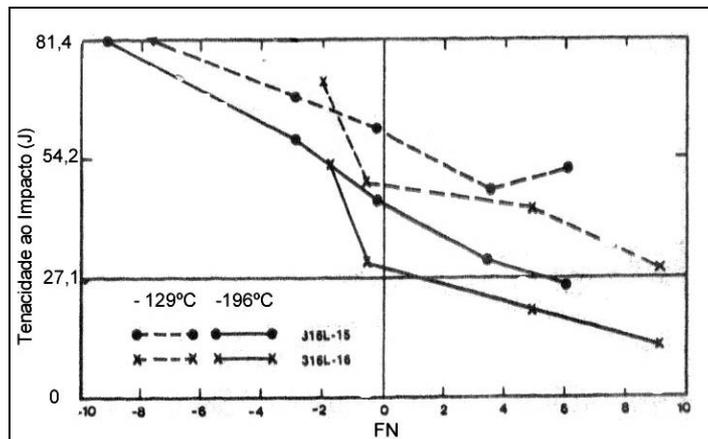


Figura 2.26 – Tenacidade ao Impacto versus FN; eletrodos 316/316L; -129 e -196°C .
(Szumachowski & Reid, 1978a)

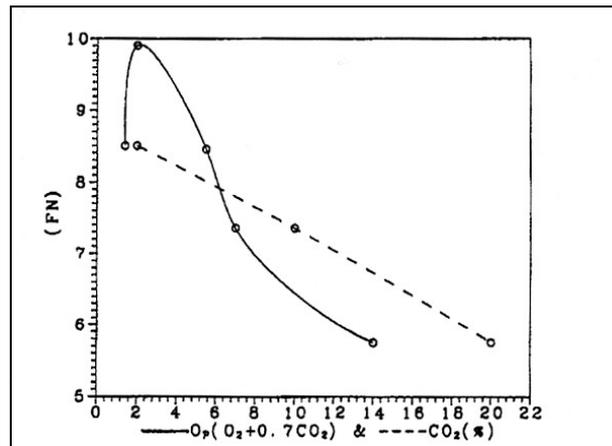


Figura 2.27 – Ferrita delta versus teor de CO₂ (Liao &Chen, 1998)

No trabalho de Brooks e colaboradores (1981) estudou-se o efeito do hidrogênio no comportamento das tensões de soldas de dois tipos de aços da classe AISI 300 e duas ligas endurecidas por nitrogênio. Concluiu-se que em materiais com baixa energia de falha de empilhamento, ou seja, 304L e 308L, o hidrogênio muda o modo de fratura de taça-cone para um modo misto do tipo dúctil-frágil, associado com interfaces ferrita-austenita. Para materiais com valores altos de energia de falha de empilhamento, ou seja, 309S e 22.13.15, quedas na ductilidade foram mínimas, sem alteração do modo de fratura. Variações no teor de ferrita de 1 a 10% não tiveram efeito significativo (Brooks et al, 1981).

Há estudos (Ohnishi et al, 1977) cujos resultados em soldas tipo 347 indicam queda na ductilidade com um aumento no teor de ferrita δ . No entanto, um estudo publicado por Pérez e colaboradores (1982) utilizando soldas tipo 304 com diferentes teores de ferrita δ reporta que pequenas quantidades de ferrita aumentam a suscetibilidade do metal de solda à fragilização por hidrogênio.

Um estudo recente (Luppo et al, 1999) utilizando soldas TIG das classes 310 (baixa ferrita), 308 (média ferrita) e 312 (alta ferrita) mostrou que a fragilização por hidrogênio aumenta com o teor de ferrita δ . Além disso, a ferrita δ muda a forma como o hidrogênio prejudica o material: a fase austenítica muda de fratura dúctil para frágil acompanhada de clivagem na ferrita. Também está posto no estudo feito por Luppo e seus colaboradores (1999) que a disposição da ferrita enquanto fase contínua ou não também afeta a fragilização por hidrogênio, de forma que a continuidade da ferrita facilita a difusão do hidrogênio.

2.6. Nitrogênio e hidrogênio no metal de solda

Embora as reações com o oxigênio sejam importantes do aspecto de propriedades do metal de solda, o nitrogênio e o hidrogênio também têm efeitos significantes nestas propriedades. A dissolução desses gases na poça de fusão é descrita

pela lei de Sievert. Para o nitrogênio a relação é:

$$a_N = C\sqrt{p_{N_2}} \quad \text{Equação 2.3}$$

Onde a_N é a atividade do nitrogênio no aço líquido, C é uma constante dependente da temperatura e p_{N_2} é a pressão parcial de nitrogênio. A concentração de nitrogênio é relacionada com a atividade dessa forma:

$$a_N = f[N] \quad \text{Equação 2.4}$$

Onde f é o coeficiente de atividade dado por:

$$\log\{f\} = \sum_i [Y]e_i$$

Onde $[Y]$ é a concentração do elemento l no aço líquido e e_i é chamado de parâmetro de interação de Wagner entre o elemento envolvido e o nitrogênio em soluções diluídas.

Considerando que a concentração de nitrogênio no metal de solda à temperatura ambiente é tida como sua solubilidade em aços líquidos, as equações acima podem ser usadas para avaliar, de uma maneira não muito precisa, o efeito da composição química da solda na sua quantidade de nitrogênio. A precisão do método é limitada, porque o comprimento do arco pode afetar a concentração de nitrogênio, mas isso não é levado em conta no modelo. A Figura 2.28 mostra um exemplo do uso do método para análise de nitrogênio em soldagens pelo processo Arco Submerso. Os valores absolutos diferem entre as concentrações previstas e as medidas, mas a predição aproxima-se razoavelmente bem (Svensson, 1994).

Metais de solda de eletrodos revestidos rútilicos geralmente têm altas quantidades de oxigênio e nitrogênio, com níveis de nitrogênio em torno de 200ppm. Isto é devido provavelmente a uma quantidade relativamente baixa de gás de proteção gerada por este revestimento. Revestimentos básicos possuem quantidades de nitrogênio em torno de 50 a 100ppm. Em soldagem pelo processo Arco Submerso a quantidade de nitrogênio é a mesma contida no arame. Contudo, com alguns fluxos altamente básicos a quantidade de nitrogênio pode ser afetada pelo tipo de corrente, com CA possuindo maiores concentrações. Também, em arames sólidos e em eletrodos revestidos, a quantidade de nitrogênio é regida pela quantidade que é fornecida pelo consumível, tendo em vista que os gases de proteção não são contaminados (Svensson, 1994).

Uma expressão similar à equação 2.3 é encontrada para o hidrogênio. O hidrogênio provém, na sua maioria da decomposição da umidade nos consumíveis. Porque

é a pressão parcial, e não o hidrogênio total que controla a quantidade de hidrogênio no metal de solda, que é possível diminuir, usando um “gás de diluição” (Svensson, 1994), como o CO_2 . Isso é usado em, por exemplo, fluxos para Arco Submerso com quantidade pequena de carbonatos no fluxo gerando CO_2 gasoso, promovendo um metal de solda com hidrogênio muito baixo.

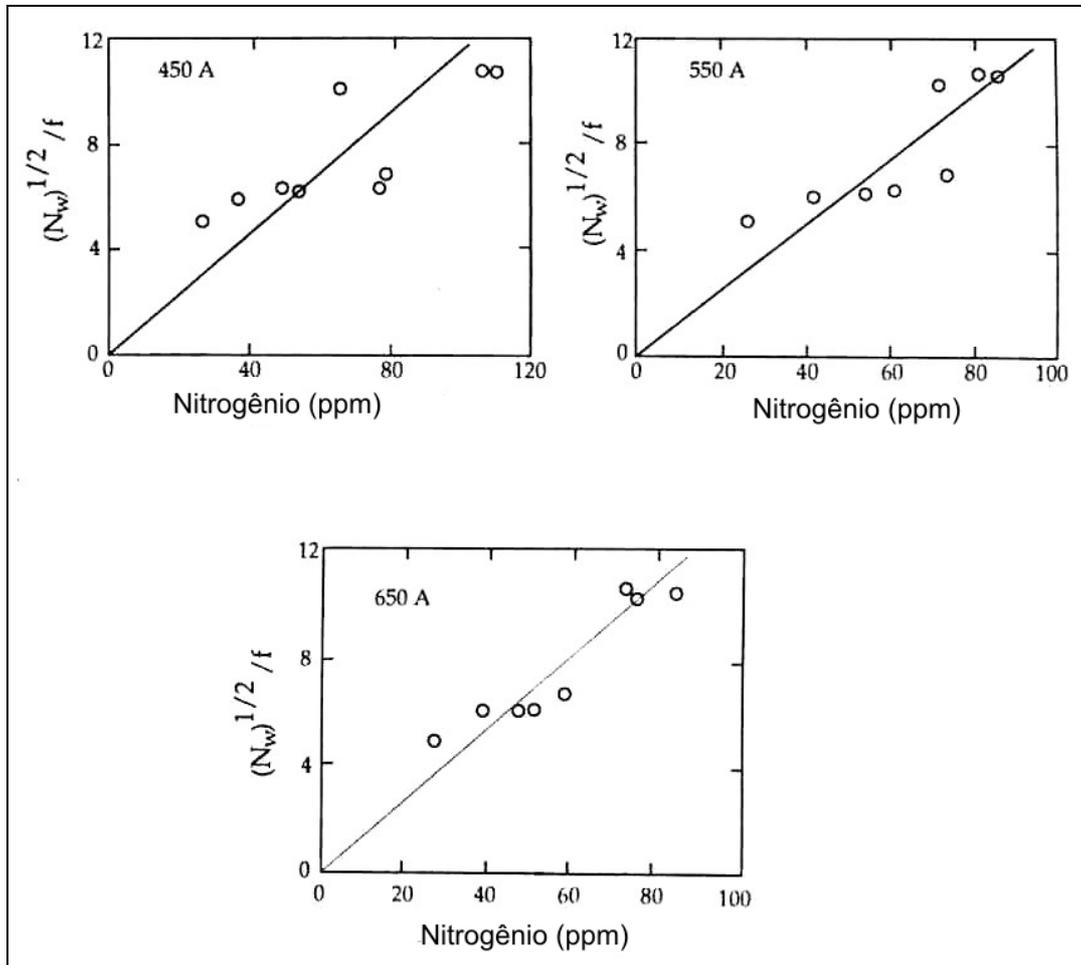


Figura 2.28 - Correlação da medição e cálculo da concentração de nitrogênio em soldas pelo processo SAW para diferentes correntes de soldagem. (Svensson, 1994)

Capítulo 3

3. Materiais e Métodos

Apresentam-se a seguir os equipamentos e materiais disponíveis no Laboratório de Engenharia de Soldagem da UFC, empregados para a realização das soldagens, assim como a metodologia para a caracterização do metal de solda.

3.1. Bancada de Soldagem

3.1.1. Fonte de energia

Foi utilizada uma fonte eletrônica multiprocesso modelo Inversal 300, indicada na Figura 3.1.



Figura 3.1 – Fonte de energia multiprocesso Inversal 300

3.1.2. Sistema de aquisição de dados

É composto por uma placa de aquisição de dados de alta resolução (8 a 12 kHz), de um computador e softwares específicos. Foi utilizado para monitoramento de parâmetros de soldagem durante os experimentos (Figura 3.2).



Figura 3.2 – Sistema de aquisição de dados

3.2. *Preparação dos Corpos de Prova*

Apresenta-se a seguir a metodologia empregada para a avaliação da microestrutura e das propriedades mecânicas do metal de solda. Foram realizadas as análises metalográficas da macro e da microestrutura, assim como as análises químicas do metal de solda, os ensaios mecânicos de resistência à tração e de resistência ao impacto Charpy-V. As amostras para a realização dos diferentes ensaios e análises foram retiradas das juntas soldadas (Figura 3.3), conforme o esquema da Figura 3.4, de acordo com a norma AWS A5.4-92.

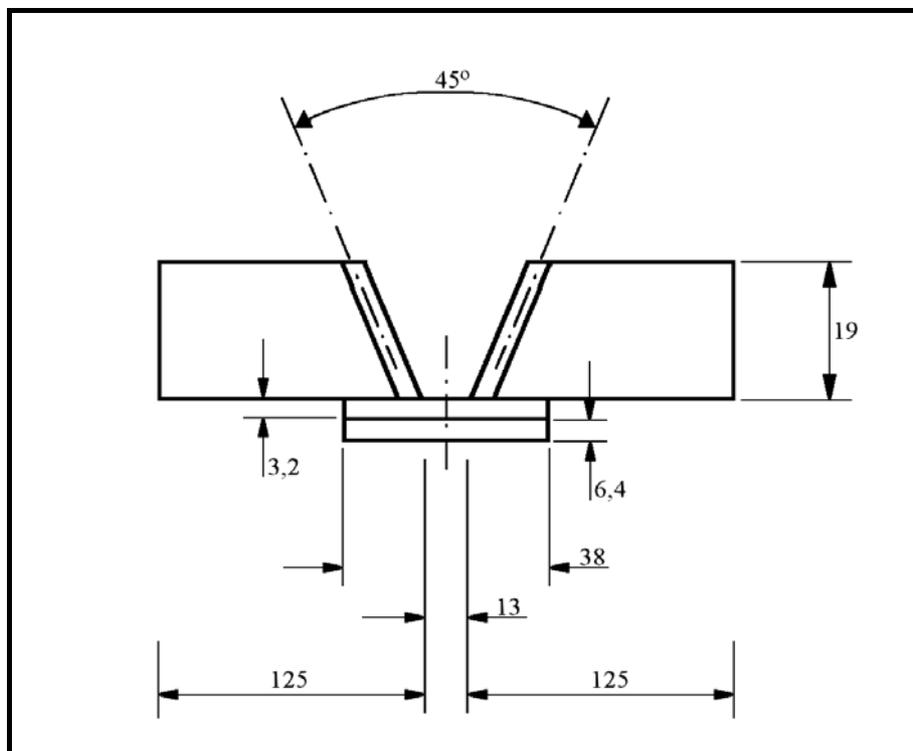


Figura 3.3 - Esquema da seção transversal do chanfro. Dimensões em mm.

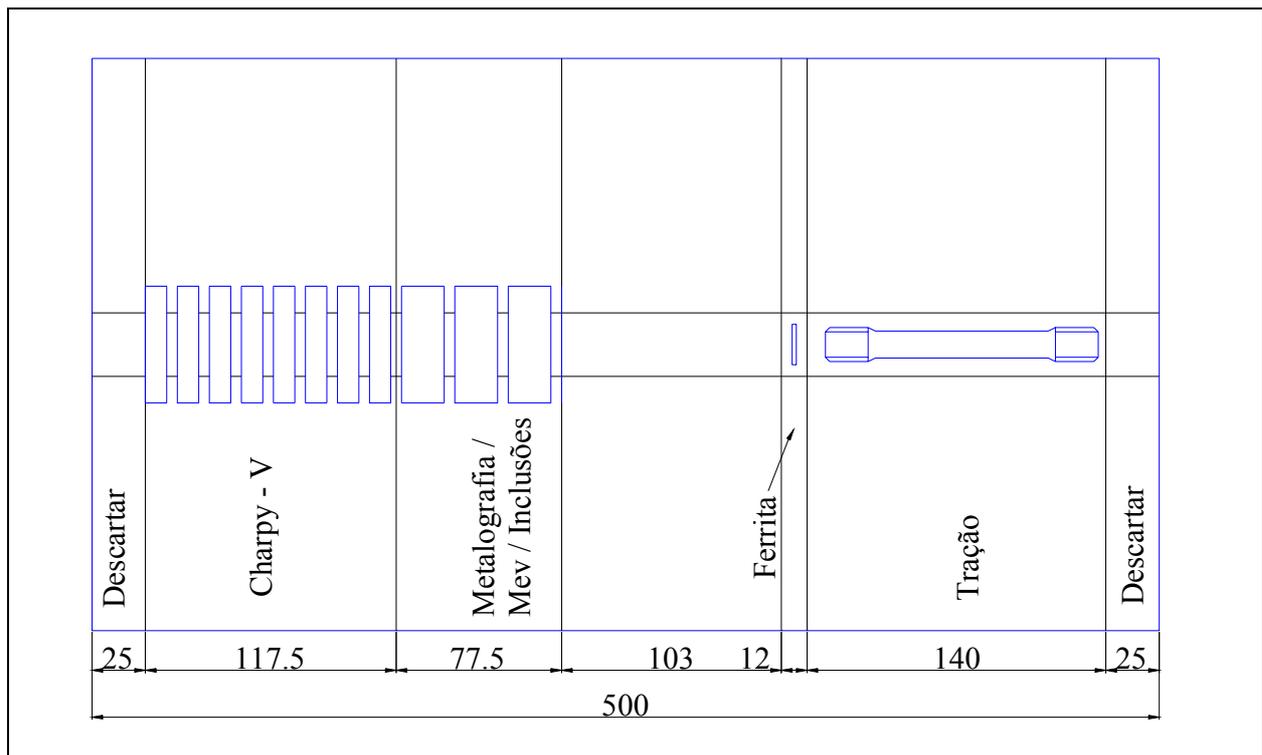


Figura 3.4 - Layout da retirada de amostras das juntas soldadas. Dimensões em mm.

3.3. Análises e ensaios.

3.3.1. Análises metalográficas.

3.3.1.1. Macrografia.

O objetivo da macrografia foi caracterizar o perfil da macroestrutura na seção transversal do cordão de solda. As superfícies das amostras foram preparadas mediante o seu lixamento e a seguir, atacadas quimicamente, utilizando o reagente de Murakami. Foram avaliados o número e a seqüência de deposição dos passes e das camadas de solda, a presença de porosidade, a falta de fusão, a falta de penetração etc.

3.3.1.2. Micrografia.

O principal objetivo desta análise foi avaliar qualitativamente a microestrutura resultante do metal de solda. A análise qualitativa avaliou, pela microscopia ótica, a microestrutura colunar do último passe e pela microscopia eletrônica de varredura, a existência nesta região de microfases e de inclusões. A Figura 3.6 mostra um esquema ilustrativo da seção transversal do metal de solda, destacando a região do último passe onde foram realizadas as análises microestruturais.

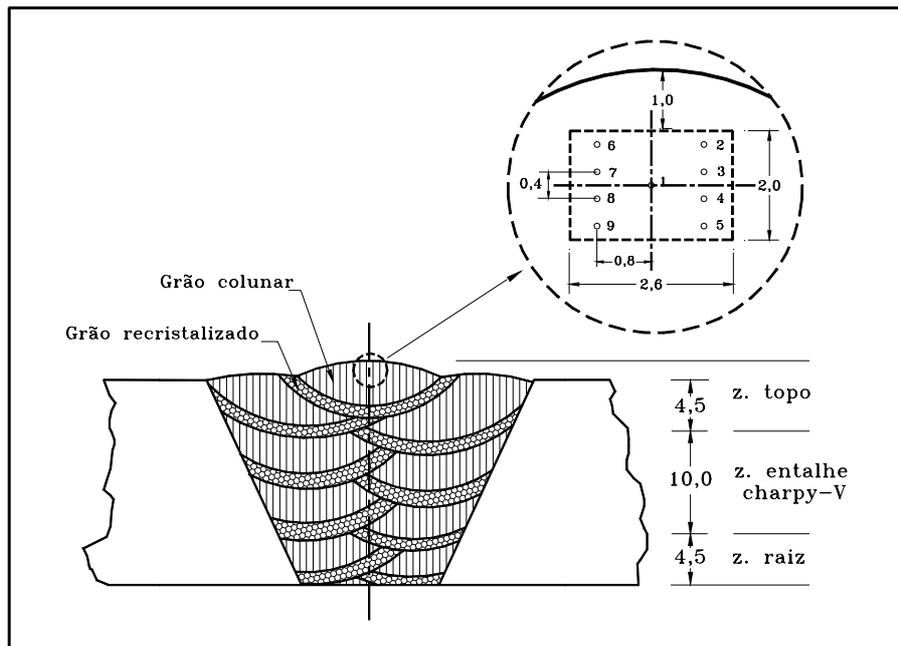


Figura 3.5 - Esquema da seção transversal: Regiões de topo, do entalhe e da raiz. Posicionamento das micrografias no último passe.

3.3.1.3. Medição do teor de ferrita δ

Para determinar o teor de ferrita δ presente em cada amostra, foi utilizado um analisador de imagens do tipo OMNIMET. O teor de ferrita δ foi determinado a partir da análise de amostras atacadas com o reagente de Murakami, em 10 campos localizados no último cordão de solda, na mesma região em que foram feitas as análises de inclusões (Figura 3.5).

3.3.2. Os ensaios de resistência mecânica.

A seguir, descrevem-se as condições gerais para a realização dos ensaios mecânicos de resistência à tração e resistência ao impacto.

3.3.2.1. Ensaio de resistência à tração

O objetivo do ensaio de tração foi avaliar a tensão limite de resistência (σ_r) e o alongamento percentual (A) do metal depositado. Este ensaio foi realizado à temperatura ambiente de acordo com a norma ASTM E 8M - 88 [ASTM]. Os corpos de prova foram retirados da região central longitudinal do metal de solda puro (Figura 3.4). A sua usinagem seguiu o estabelecido pela norma ASTM E 8M - 88 [ASTM] e as dimensões finais, em mm, são mostradas na Figura 3.6.

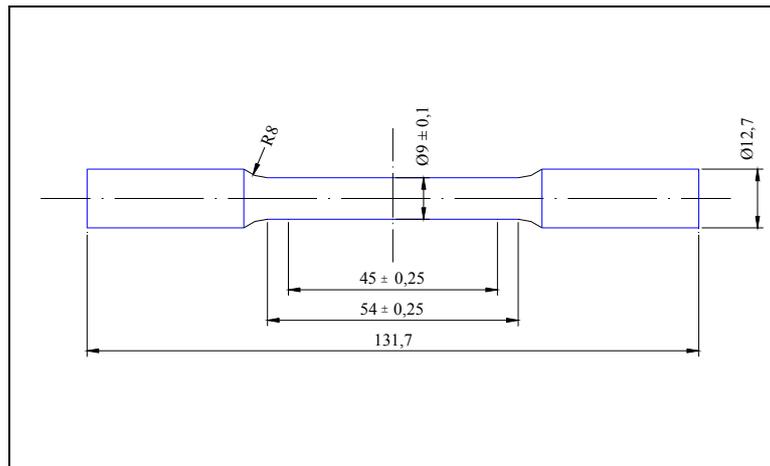


Figura 3.6 - Esquema do corpo de prova para o ensaio de tração. Dimensões em mm.

3.3.2.2. Ensaio de resistência ao impacto

O objetivo do ensaio de impacto “charpy-V” foi avaliar a tenacidade da solda a 25 °C. O procedimento para o ensaio seguiu a norma NBR-6157 da ABNT. Os corpos de prova foram retirados e usinados da seção transversal da junta soldada (Figura 3.4). A Figura 3.7, ilustra a sua geometria e as suas dimensões. O entalhe do corpo de prova Charpy-V foi localizado na região central do metal de solda indicada na Figura 3.5.

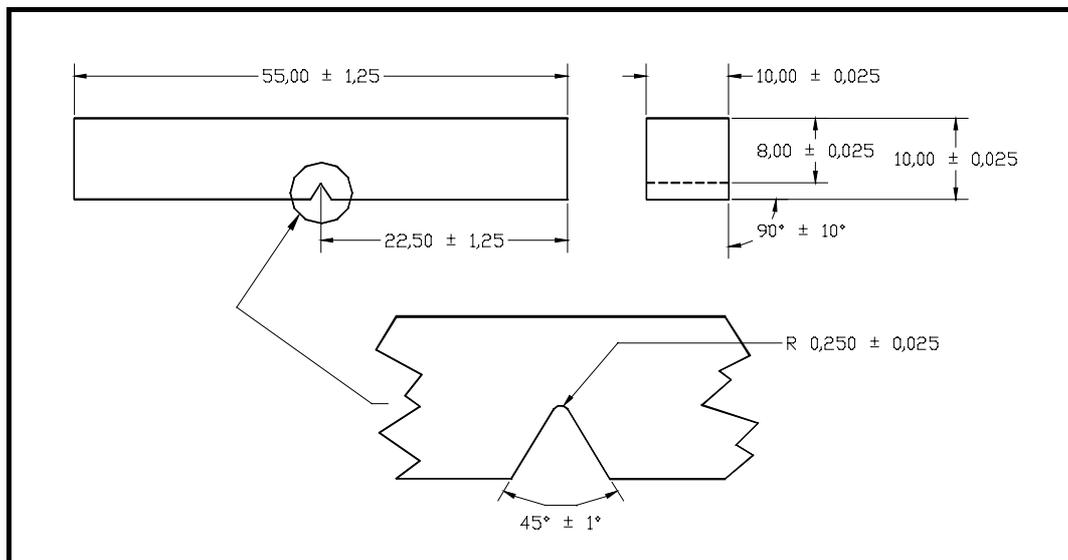


Figura 3.7 - Detalhe do corpo de prova do ensaio de impacto charpy-V. Dimensões em mm.

3.3.3. A análise química do metal depositado.

O objetivo da análise química do metal depositado foi a avaliação da sua conformidade com as especificações da norma AWS A5.4. Foram determinados, dentre outros elementos, os teores de carbono, de manganês, de enxofre, de silício, de fósforo, de cobre, de níquel e de cromo. As amostras para esta análise foram retiradas do metal de

solda puro obtido de almofadas com 4 a 5 camadas. Determinaram-se os teores de nitrogênio e de oxigênio do metal de solda, a partir destas amostras. O equipamento utilizado baseia-se na técnica da absorção atômica, e as análises de teores de oxigênio e nitrogênio serão feitas pela técnica da gasometria. Estes ensaios foram realizados nos laboratórios da ACESITA S/A.

3.3.4. Avaliação das Inclusões

Através de um software para análise de imagens foi quantificada a proporção volumétrica das inclusões em 9 campos do último cordão de solda de cada corpo de prova. Foram levantados histogramas com a distribuição de frequência para cada corpo de prova, a partir da medição do diâmetro de 100 inclusões aleatórias no último passe. Essa medição foi feita através de microscopia ótica, pela adaptação da escala de um microdurômetro Vickers. Foram feitas análises com EDX, para determinação dos principais elementos presentes em algumas inclusões selecionadas de cada amostra.

3.4. Os eletrodos experimentais

Os eletrodos utilizados estão apresentados na Tabela 3.1. Utilizou-se eletrodos de 4mm de diâmetro e comprimento de 350mm, com revestimentos básicos ou rutilicos, originados de três fabricantes, como indicado na Tabela 3.1. Os eletrodos de revestimento básico foram ressecados a 200°C por duas horas e mantidos em estufa a 100°C até sua utilização. As soldagens foram realizadas sobre chapas de aço AISI 1020, com duas camadas de amanteigamento com o eletrodo experimental.

A fixação dos corpos de prova foi feita em uma bancada confeccionada para este fim. Esta bancada conta com a utilização de 6 parafusos de fixação ACME 8.8 3/8" para garantir o mínimo de distorção ao final dos ensaios.

A temperatura de interpasses foi de no máximo 150°C, conforme estabelece a norma AWS A 5.4-92.

Os parâmetros de soldagem foram utilizados de acordo com as faixas recomendadas pelos fabricantes dos eletrodos, e variados conforme a conveniência do soldador para a realização de cada passe.

Tabela 3.1 – Eletrodos a serem utilizados

Eletrodo (AWS)	Fabricante
A (309-16)	1
	2
	3
B (309L-15)	1
	2
	3
C (309L-16)	1
	2
	3
D (309Mo-16)	1
	2
	3
E (309MoL-16)	1
	2
	3
F (309MoL-15)	1
	2
	3

Capítulo 4

4. Resultados Obtidos

Apresentam-se a seguir os resultados dos ensaios e análises realizados, e a avaliação do procedimento de soldagem dos corpos de prova.

As soldagens foram realizadas por soldadores qualificados, oriundos de uma empresa que presta serviço à unidade local da Petrobrás, a LUBNOR.

A Tabela 4.1 apresenta os parâmetros máximos e mínimos obtidos na soldagem dos corpos de prova. Estas variações resultaram das diferentes condições de soldagem necessárias desde o passe de raiz até o último passe.

Tabela 4.1 – Parâmetros mediados na soldagem dos corpos de prova

Eletrodo (AWS)	Fabricante	I (A)		U (V)		Vs (cm/min)		E (kJ/cm)	
		Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max
A (309-16)	1	137	139	27,7	33,7	14,8	30,0	4,7	10,2
	2	121	147	19,6	32,7	13,5	30,0	4,8	10,4
	3	141	142	29,4	34,2	14,5	32,7	4,8	10,7
B (309L-15)	1	141	162	27,8	32,9	13,3	31,6	5,6	11,4
	2	148	178	25,7	31,4	12,6	31,8	5,3	11,6
	3	136	167	28,1	32,3	11,7	32,1	2,4	13,4
C (309L-16)	1	136	138	27,6	34,1	14,0	42,9	3,8	10,6
	2	146	148	28,1	34,3	16,0	32,9	5,1	10,2
	3	146	152	27,7	35,6	17,3	27,6	6,0	10,1
D (309Mo-16)	1	137	138	26,5	33,4	14,8	29,0	5,1	10,1
	2	140	142	28,4	34,7	13,8	32,0	4,9	11,1
	3	141	143	25,1	34,1	5,8	32,3	4,7	11,0
E (309MoL-16)	1	131	147	25,6	33,9	14,2	26,4	5,1	9,8
	2	136	137	30,5	36,1	15,3	35,0	4,7	9,9
	3	138	136	26,5	32,7	13,7	28,0	4,9	10,7
F (309MoL-15)	1	136	137	28,2	34,0	12,6	37,5	4,2	12,1
	2	137	137	29,6	39,9	14,4	39,0	4,0	10,6
	3	137	139	30,0	37,4	14,8	33,3	4,6	12,4

Na Figura 4.1 apresenta-se uma fotografia da bancada de trabalho do soldador ao final da confecção de um corpo de prova. Chama-se a atenção para as elevadas tensões decorrentes dos gradientes térmicos resultantes dos sucessivos ciclos térmicos de soldagem. O efeito dessas tensões na bancada pode ser observado na Figura 4.2, onde se vê um dos parafusos de fixação das peças (parafuso ACME 8.8 3/8") quase a romper-se por tração devido os elevados níveis de deformação no metal de base e na solda.



Figura 4.1 – Corpo de prova soldado.



Figura 4.2 – Tensionamento excessivo da fixação devido às contrações térmicas

4.1. Avaliação geral da soldagem

Nesta seção apresenta-se uma avaliação do desempenho operacional dos eletrodos e fabricantes durante a soldagem de corpos de prova. A Tabela 4.2 apresenta um quadro geral segundo alguns critérios citados a seguir.

- I. Porosidade: “-“ (ausente), R (baixa), P (média), PP (alta)
- II. Destacabilidade da escória: “-“ (boa), R (ruim), P (péssima)
- III. Integridade do revestimento: “-“ (boa), R (ruim), P (péssima)

- IV. Indicação do fabricante e/ou indicação AWS na extremidade do eletrodo: “-“ (presente) P(ausente)
- V. Rendimento Operacional (Tempo de arco/(tempo de Limpeza+Tempo de correção)); “-“ (bom), R (ruim), P (péssimo)
- VI. Opinião do soldador sobre o ensaio: “-“ (bom), R (ruim), P (péssimo)

Tabela 4.2 – Avaliação geral da soldagem

Eletrodo (AWS)	Fabricante	Parâmetros da avaliação					
		I	II	III	IV	V	VI
A (309-16)	1	-	-	-	-	-	-
	2	PP	-	-	P	P	P
	3	-	-	-	-	-	-
B (309L-15)	1	-	-	-	-	-	-
	2	-	R	P	-	-	-
	3	-	-	-	P	-	-
C (309L-16)	1	R	R	-	-	P	R
	2	R	R	R	-	R	R
	3	R	-	-	-	R	R
D (309Mo-16)	1	R	-	-	-	R	R
	2	R	-	-	P	R	R
	3	R	-	-	-	R	R
E (309MoL-16)	1	-	-	-	-	-	-
	2	-	-	-	-	-	-
	3	P	-	-	-	P	P
F (309MoL-15)	1	-	R	-	-	-	-
	2	-	-	-	-	-	-
	3	-	-	-	P	-	-

No item “I. Porosidade” avalia-se a incidência de porosidade superficial em cada cordão de solda durante os depósitos de cada passe. No item “II. Destacabilidade da escória” avalia-se a facilidade de sua remoção por parte do soldador. No item “III. Integridade do revestimento” avalia-se a apresentação do eletrodo no momento de abertura da embalagem, após a secagem, durante o manuseio e durante a soldagem, quanto a sua adesão ao revestimento, esfacelamento, ou mesmo quanto à sua desintegração sem motivo que o justifique. No item “IV. Indicação do fabricante e/ou indicação AWS na extremidade do eletrodo” avalia-se a existência de eletrodos nas embalagens que não possuam esta indicação legível. No item “V. Rendimento Operacional (Tempo de arco/(tempo de Limpeza+Tempo de correção))” avalia-se a relação entre o tempo gasto em atividades improdutivas, do ponto de vista do depósito de material, e o tempo de arco aberto. No item “VI. Opinião do soldador”, avalia-se a resposta do soldador à pergunta: “Como o Sr. qualificaria esse fabricante/eletrodo, entre Bom, Ruim, ou Péssimo?” Com esses dados, pode-se ter uma expressiva avaliação qualitativa de cada eletrodo/fabricante.

Os experimentos A2, C (1,2 e 3), D (1,2 e 3) e E3 foram os que obtiveram as piores avaliações dentre todos os ensaios. Muitos eletrodos A e D do fabricante 2, e eletrodos B e F do fabricante 3 não apresentaram identificação legível do seu tipo na sua extremidade, desobedecendo sobremaneira às recomendações da norma AWS A5.4-92.

4.2. Análises químicas

Apresentam-se a seguir os resultados das análises químicas feitas em almofadas sem diluição. Os teores de oxigênio e nitrogênio foram determinados por meio de análises químicas empregando a técnica da via úmida. Os valores muito próximos dos limites da norma ou fora das especificações estão em negrito. A Tabela 4.3 apresenta as análises para os eletrodos tipo A (309-16). A Tabela 4.4 apresenta as análises para os eletrodos tipo B (309L-15) e C (309L-16). A Tabela 4.5 apresenta as análises para os eletrodos tipo D (309Mo-16). A Tabela 4.6 apresenta as análises para os eletrodos tipo E (309MoL-16) e F (309MoL-15). Deve-se destacar que a norma AWS A5.4-92 prevê a realização de um reteste em amostras que porventura não atinjam as especificações na primeira tentativa. Neste trabalho não foram consideradas as realizações destes retestes.

Tabela 4.3 – Análises químicas dos eletrodos A (% em massa)

E309-16				
Elemento	Norma	A1	A2	A3
Al	-	<0,01	<0,01	<0,01
C	0,15*	0,07	0,03	0,02
Co	-	0,114	0,045	0,022
Cr	22,0 – 25,0	24,6	23,5	24,3
Cu	0,75*	0,07	0,07	0,04
Fe	-	55	55	55
Mn	0,5 – 2,5	1,0	1,4	1,0
Mo	0,75*	0,05	0,04	0,03
Nb	-	0,02	0,02	0,03
Ni	12,0 – 14,0	12,0	11,7	12,3
P	0,04*	0,025	0,024	0,020
S	0,03*	0,04	0,01	0,04
Si	0,9*	0,71	0,87	0,84
Ti	-	0,011	0,009	0,013
V	-	0,071	0,059	0,047
W	-	0,035	0,035	0,012
N (ppm)	-	536	728	680
O (ppm)	-	34	38	64
Mn/Si		1,4	1,6	1,2

(* Valores máximos)

Para o caso dos eletrodos tipo A1 e A2 (309-16) observam-se menores teores de níquel que estão muito próximos do limite inferior especificado pela norma AWS A5.4-92. Os teores de enxofre para os fabricantes 1 e 3 estão bem acima do limite superior. Estes

elevados teores de enxofre podem aumentar a suscetibilidade do metal de solda a trincas a quente. Observa-se ainda que, embora atendendo aos padrões da norma AWS A5.4-92, os teores de alguns elementos químicos importantes apresentaram diferenças relevantes em função do tipo de fabricante. O eletrodo A1 apresentou os maiores teores de cobalto e carbono. Este último chegou a ser mais que o dobro dos teores de carbono dos eletrodos A2 e A3. esta variação pode afetar consideravelmente o comportamento mecânico/metalúrgico do metal de solda. Outro elemento importante é o manganês, que para o eletrodo A2 apresentou um teor 40% maior que para os demais eletrodos.

Tabela 4.4 – Análises químicas dos eletrodos B e C (% em massa)

Elemento	Norma	E309L-15/ E309L-16					
		B1	B2	B3	C1	C2	C3
Al	-	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
C	0,04*	0,02	0,04	0,02	0,04	0,03	0,04
Co	-	0,05	0,05	0,04	0,16	0,05	0,05
Cr	22,0 – 25,0	24,36	22,40	24,66	24,60	23,65	23,86
Cu	0,75*	0,06	0,07	0,07	0,09	0,07	0,06
Fe	-	55	56	56	55	56	56
Mn	0,5 – 2,5	0,9	1,8	0,9	1,0	1,4	0,9
Mo	0,75*	0,03	0,09	0,04	0,02	0,10	0,05
Nb	-	0,016	0,013	0,022	0,017	0,020	0,023
Ni	12,0 – 14,0	11,4	12,4	12,1	12,0	11,8	11,6
P	0,04*	0,02	0,03	0,02	0,02	0,03	0,02
S	0,03*	0,03	0,01	0,03	0,02	0,01	0,02
Si	0,9*	0,8	0,4	0,7	0,8	0,9	0,7
Ti	-	0,009	0,008	0,010	0,010	0,009	0,009
V	-	0,05	0,07	0,04	0,09	0,08	0,04
W	-	0,033	0,036	0,034	0,034	0,036	0,034
N (ppm)	-	517	392	723	633	545	640
O (ppm)	-	32	33	61	41	45	31
Mn/Si		1,1	4,8	1,3	1,2	1,6	1,3

(* Valores máximos)

De acordo com a Tabela 4.4, os eletrodos B2, C1 e C3 apresentaram teores de carbono no limite superior estabelecido pela norma. Esta classe de eletrodos caracteriza-se pelos seus baixos teores de carbono e destinam-se principalmente à soldagem de aços onde os riscos de sensitização devem ser reduzidos. Estes teores limítrofes de 0,04% já podem causar preocupação quanto a esta característica fundamental desses eletrodos. Neste caso, seria mais confortável empregar os eletrodos B1, B3 e C2. Os teores de Níquel dos eletrodos B1, C2 e C3 estão abaixo do especificado. Sabe-se que o níquel é um elemento estabilizador da austenita, e uma redução nos teores deste elemento pode representar um aumento na quantidade de ferrita δ , principalmente em condições fora do

equilíbrio como ocorre nas operações de fundição e soldagem.

Observam-se ainda variações nos teores de manganês, molibdênio, silício e enxofre que, embora dentro dos limites estabelecidos pela norma AWS A5.4-92, podem causar modificações importantes na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. O eletrodo B2 apresentou o maior teor de manganês. Já o eletrodo C2 apresentou elevados teores de manganês, molibdênio e silício. Especialmente no caso do silício, este eletrodo encontra-se no patamar superior estabelecido pela norma AWS A5.4-92. Deve-se alertar ainda para os riscos decorrentes dos maiores teores de enxofre dos eletrodos B1 e B3.

No caso dos eletrodos D (E309Mo-16), observa-se através da Tabela 4.5 que o eletrodo D1 fornece o teor de níquel no limite inferior. Os eletrodos D2 e D3 apresentam teores de silício quase fora das especificações. Sabe-se que o silício é um dos principais desoxidantes presentes no revestimento mas também é um importante componente na formação da maioria das inclusões esféricas presentes nos metais de solda analisados nesse trabalho. Além disso, o aumento do teor de silício aumenta a quantidade de ferrita δ no metal de solda. Além destas variações, observou-se maiores teores de manganês para o eletrodo D2 e de enxofre para o eletrodo D3.

Tabela 4.5 – Análises químicas dos eletrodos D (% em massa)

E309Mo-16				
Elemento	Norma	D1	D2	D3
Al	-	<0,01	<0,01	<0,01
C	0,12*	0,08	0,03	0,07
Co	-	0,103	0,053	0,074
Cr	22,0 – 25,0	24,2	23,3	23,7
Cu	0,75*	0,07	0,07	0,06
Fe	-	54	54	53
Mn	0,5 - 2,5	1,0	1,5	1,0
Mo	2,0 - 3,0	2,1	2,1	2,3
Nb	-	0,02	0,02	0,03
Ni	12,0 - 14,0	12,0	12,1	12,5
P	0,04*	0,03	0,03	0,03
S	0,03*	0,02	0,01	0,03
Si	0,9*	0,8	0,9	0,9
Ti	-	0,011	0,011	0,014
V	-	0,065	0,055	0,071
W	-	0,038	0,038	0,018
N	-	690	866	709
O	-	37	37	37
Mn/Si		1,2	1,6	1,1

(* Valores máximos)

Na Tabela 4.6, observa-se que os eletrodos F (309MoL-15) possuem a

formulação mais difícil de ser acertada pelos fabricantes. O eletrodo F1, por exemplo, ficou fora das especificações em 4 elementos, o silício, o fósforo, o cromo e o carbono. O fósforo, acima dos limites aceitáveis é altamente prejudicial às propriedades mecânicas. O silício, embora extremamente importante ao processo de desoxidação, quando em excesso pode aumentar a quantidade de ferrita δ no metal de solda. Salienta-se que o não cumprimento das exigências do teor máximo de carbono dos eletrodos que trazem o “L” em sua classificação pode ser considerada uma falha de natureza muito grave, pois o consumidor que opta por comprar esses eletrodos o faz para atender a rigorosas exigências relacionadas a sensitização e à corrosão sob tensão do metal de solda. Os teores de enxofre nos eletrodos E1, E3 e F3 apresentaram valores no limite superior estabelecido pela norma AWS A5.4-92. O eletrodo F2 não atendeu aos requisitos mínimos quanto ao teor de molibdênio, no entanto, apresentou, a exemplo do eletrodo E2 teores de manganês 60% acima dos demais. Como tratam-se de eletrodos de classe “low carbon”, deve-se destacar o teor limítrofe de carbono para o eletrodo E1. Observa-se ainda de uma forma geral, elevados teores de silício para todos os eletrodos desta classe.

Tabela 4.6 – Análises químicas dos eletrodos E e F (% em massa)

E309MoL-16/ E309MoL-15							
Elemento	Norma	E1	E2	E3	F1	F2	F3
Al	-	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
C	0,04*	0,04	0,03	0,03	0,05	0,03	0,03
Co	-	0,113	0,027	0,092	0,108	0,055	0,142
Cr	22,0 – 25,0	23,9	22,7	24,0	25,2	23,9	25,4
Cu	0,75*	0,09	0,05	0,06	0,27	0,07	0,12
Fe	-	53	54	53	52	53	52
Mn	0,5 – 2,5	1,0	1,6	1,0	1,0	1,6	1,0
Mo	2,0 – 3,0	2,3	2,0	2,3	2,6	1,9	2,3
Nb	-	0,027	0,026	0,030	0,022	0,024	0,022
Ni	12,0 – 14,0	12,5	12,1	12,3	12,4	12,4	12,4
P	0,04*	0,03	0,03	0,03	0,05	0,03	0,03
S	0,03*	0,03	0,01	0,03	0,01	0,01	0,03
Si	0,9*	0,9	0,9	0,9	1,0	0,9	0,9
Ti	-	0,015	0,016	0,013	0,012	0,011	0,011
V	-	0,085	0,061	0,077	0,040	0,056	0,086
W	-	0,015	0,012	0,015	0,043	0,038	0,039
N	-	351	788	660	1042	918	372
O	-	39	38	54	48	38	35
Mn/Si		1,2	1,8	1,1	0,9	1,8	1,2

(* Valores máximos)

4.3. Resistência mecânica

Apresenta-se a seguir os resultados dos ensaios de resistência à tração e de tenacidade ao impacto Charpy-V. Os valores de tensão limite de resistência e alongamento percentual muito próximos da especificação da norma ou fora dela estão em negrito. Ressalta-se que a norma AWS A5.4 – 92 não recomenda valores de tenacidade ao impacto para esse tipo de eletrodo.

4.3.1. Resistência à Tração

A Tabela 4.7 apresenta os resultados obtidos pelo ensaio de tração, à temperatura ambiente. Observa-se que os eletrodos E do fabricante 1 e F dos fabricantes 1 e 3 foram os únicos a não cumprir as exigências da norma quanto ao alongamento. No caso do eletrodo E1 houve a atuação de um mecanismo de fragilização. Como pode ser visto na Figura 4.3, a presença de um poro pode ter diminuído o alongamento deste corpo de prova. A Figura 4.4 consolida os dados da Tabela 4.7 em forma de gráfico.

Os teores de molibdênio bem próximos do limite inferior de 2,0% do ensaio E2 e até abaixo deste limite do ensaio F2 aliados aos maiores teores de manganês podem ter contribuído para uma maior ductilidade destes eletrodos de alta liga, quando comparados aos eletrodos E1, E3, F1 e F3.

Tabela 4.7 – Resultados do ensaio de tração

Eletrodo	Fabricante	σ_R (Mpa)	σ_R (norma)	A (%)	A (Norma)
A (309-16)	1	627	550	43,3	30
	2	596		39,0	
	3	596		45,1	
B (309L-15)	1	601	520	43,3	30
	2	563		45,1	
	3	606		39,9	
C (309L-16)	1	603	520	50,3	30
	2	605		40,7	
	3	596		43,3	
D (309Mo-16)	1	688	550	39,9	30
	2	651		40,7	
	3	687		38,1	
E (309MoL-16)	1	770	520	15,6	30
	2	654		45,1	
	3	777		31,2	
F (309MoL-15)	1	787	520	26,0	30
	2	673		43,3	
	3	742		26,0	

Os eletrodos do tipo E e F apresentaram um comportamento bem particular em

suas análises químicas: Os eletrodos do fabricante 2 possuem teores de cobalto, cobre, molibdênio, e enxofre, que aumentam a resistência mecânica e diminuem a ductilidade em menor valor que os fabricantes 1 e 3. No entanto, o teor de manganês do metal de solda é superior para os eletrodos E2 e F2 (1,6%).

Os fabricantes 1 e 3, como pode ser visto na Tabela 4.7 não atingiram o mínimo de 30% de alongamento exigidos pela norma para o eletrodo F, muito embora seus eletrodos tenham apresentado excelentes resultados de resistência à tração. Isso pode estar associado aos seus teores de molibdênio próximos ao limite superior, no caso do ensaio F3; e à composição altamente fora de especificações verificada para o ensaio F1. Além disso, deve-se destacar um possível efeito do elevado teor de nitrogênio do eletrodo F1 (>1000ppm). Na apresentação das microestruturas na secção 4.4 ver-se-á que os metais de solda dos eletrodos citados acima possuem uma microestrutura diferente dos demais, bem mais refinada, apontando para uma maior resistência à tração pelo bloqueio do deslocamento das discordâncias nos contornos de grão tanto de austenita como de ferrita, e nas interfaces ferrita-austenita, uma vez que estes experimentos também possuem altos teores de ferrita δ , variando de 30 a 40%, como será visto no item 4.4. Os demais eletrodos mostraram-se adequados às exigências da norma, quanto ao ensaio de tração.



Figura 4.3 – Porosidade na fratura do corpo de prova de tração do ensaio E1.

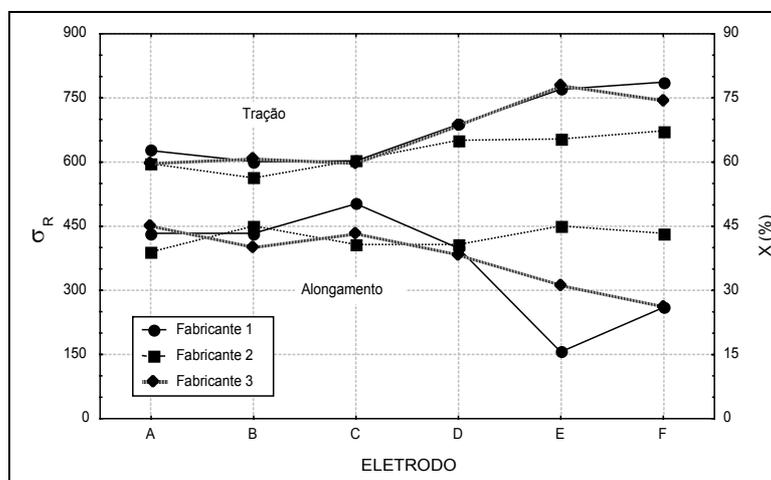


Figura 4.4 – Limite de resistência e alongamento percentual

4.3.2. Resistência ao Impacto Charpy-V

A tabela 4.8 apresenta os dados obtidos nos ensaios de impacto. Para o cálculo das energias médias apresentadas na tabela 4.8 foram excluídos os valores extremos.

Tabela 4.8 – Valores de tenacidade ao impacto à temperatura ambiente.

Eletrodo	Fabricante	Corpo de prova					Média (J)
		1	2	3	4	5	
A	1	52	53	53	51	51	52
	2	60	66	61	63	57	61
	3	57	54	54	56	58	56
B	1	58	57	54	55	55	56
	2	77	82	84	88	77	81
	3	58	50	51	61	56	55
C	1	54	68	55	56	53	55
	2	69	70	57	74	71	70
	3	63	63	71	61	62	63
D	1	42	39	40	37	43	40
	2	62	59	55	59	60	59
	3	43	41	44	43	41	42
E	1	36	37	41	37	42	38
	2	61	60	62	58	61	61
	3	35	33	34	37	34	34
F	1	32	32	34	29	28	31
	2	59	53	53	56	53	54
	3	32	28	27	29	29	29

Através da Figura 4.5 observa-se que a ferrita δ exerce grande influência sobre a tenacidade dos eletrodos avaliados. No entanto, este efeito só é marcante para teores de ferrita a partir de 30%. Para teores de ferrita abaixo de 30%, a energia de impacto charpy-V encontra-se acima de 40J. A partir de 30% de ferrita δ este valor de energia cai. Deve-se destacar que outros fatores também estão atuando, em conjunto com a ferrita δ , no controle da tenacidade do metal de solda.

Não foi possível determinar nenhuma relação entre a resistência ao “impacto” do metal de solda e os seus teores de oxigênio e nitrogênio, apresentados nas tabelas 4.3 – 4.6. No entanto, observa-se na Figura 4.6 que há uma tendência de aumento de energia

com o aumento da relação Mn/Si. Deve-se destacar ainda, as diferenças existentes entre as composições químicas dos eletrodos, que contribuem para dificultar ainda mais a avaliação.

A figura 4.7 indica que o aumento da resistência à tração do metal de solda causa uma queda acentuada na resistência ao impacto para os eletrodos da classe E 309. Isto é particularmente importante quando se deseja aliar boa resistência à tração com elevada tenacidade.

Deve-se destacar finalmente que para todos os tipos de eletrodos, os maiores valores de tenacidade foram obtidos pelo fabricante 2. Um fator importante neste caso, é que estes eletrodos apresentam baixos teores de ferrita δ na faixa de 16 a 24% (Tabela 4.9) e as maiores relações Mn/Si, de 1,6 a 4,8 (Tabela 4.3 – 4.6).

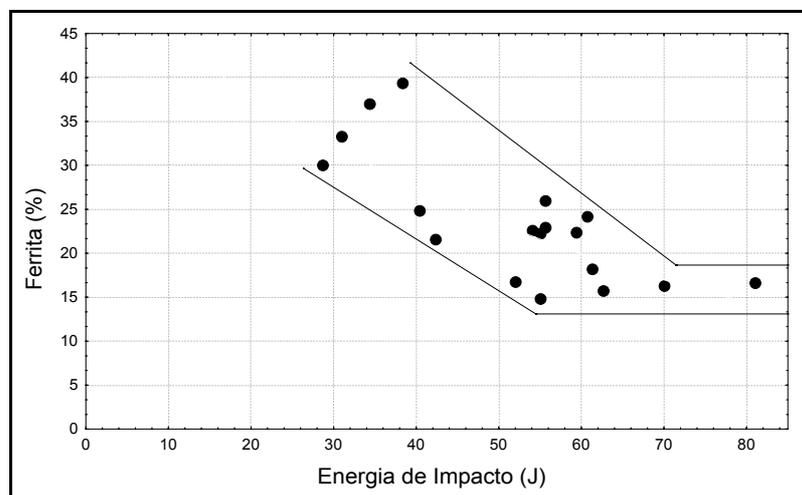


Figura 4.5 – Efeito do teor de ferrita sobre a resistência ao impacto.

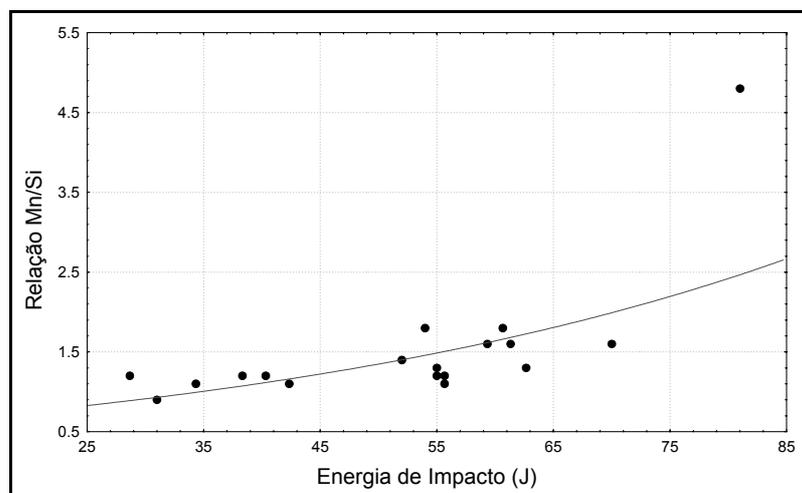


Figura 4.6 – Efeito da relação Mn/Si sobre a resistência ao impacto.

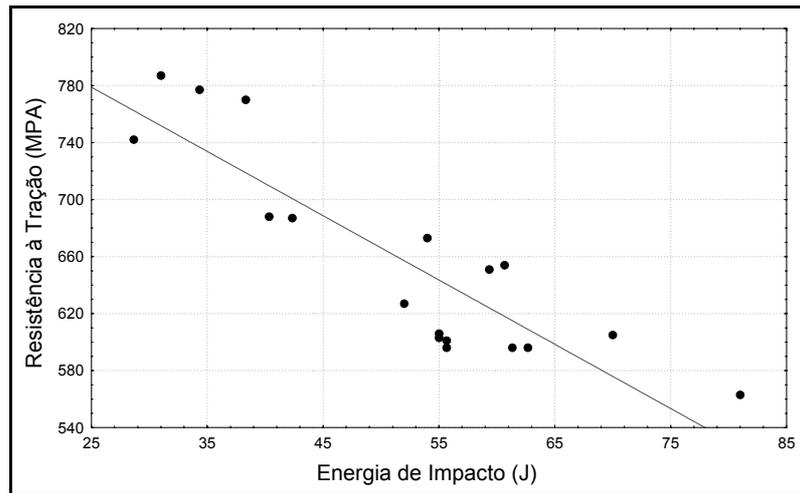


Figura 4.7 – Relação entre a resistência à tração e à tenacidade.

4.4. Ferrita δ

Nessa seção apresentam-se os resultados das análises de ferrita delta dos experimentos. A Tabela 4.9 apresenta os dados obtidos por metalografia quantitativa para essa análise. Uma apresentação mais detalhada destes teores pode ser vista na Figura 4.8.

A Figura 4.9 apresenta a região onde os teores de ferrita δ dos eletrodos analisados se concentram no diagrama de DeLong, e na Figura 4.10 apresenta-se o posicionamento destes eletrodos em uma adaptação do diagrama de DeLong, onde se amplia a região em que se concentram estes eletrodos.

O posicionamento apresentado na Figura 4.10 está baseado nas equações de níquel equivalente e Cromo equivalente (Figura 2.19) utilizando os resultados das análises químicas apresentadas nas Tabelas 4.3 a 4.6. O eletrodo B2 ficou posicionado próximo à linha de 10% de ferrita, enquanto os outros estão entre 15 e 20% no diagrama de DeLong.

Comparando os valores previstos a partir da composição química de cada eletrodo (Figura 4.10) com aqueles determinados experimentalmente (Tabela 4.9 e Figura 4.8) observou-se variações muito relevantes. Isto comprova os riscos decorrentes da utilização do diagrama de DeLong, quando da relação de consumíveis para a soldagem de aços inoxidáveis e dissimilares, já que os fabricantes anunciam indiscriminadamente as indicações destes diagramas. No entanto, na prática, os teores de ferrita δ , que são muito dependentes da variação na composição química e dos parâmetros de soldagem, mostram-se muitas vezes diferentes daqueles previstos.

As Figuras 4.12 a 4.29 apresentam a microestrutura dos ensaios realizados.

Observa-se um comportamento particular nos experimentos E1 (Fig. 4.23), E3 (Fig. 4.25), F1 (Fig. 4.26) e F3 (4.28) onde há uma microestrutura de morfologia mais

refinada que nos outros experimentos. Salienta-se que estes experimentos foram os únicos a obter valores de alongamento no ensaio de tração (Tabela 4.7) abaixo ou muito próximos das especificações. Também vê-se através da Tabela 4.7 e da Figura 4.4 que estes experimentos foram os que obtiveram os melhores valores de resistência à tração, muito embora possuam um comportamento com baixa energia de impacto charpy-V (Tabela 4.8) e baixa ductilidade, com alongamentos variando de 25 a 32%. Observa-se através da Figura 4.29 que para valores de ferrita menores que 25% não há uma correlação clara entre os teores de ferrita δ e os valores de resistência à tração dos experimentos realizados, mas há uma tendência geral de aumento da resistência mecânica com o aumento dos teores de ferrita. Na Figura 4.30 vê-se que o efeito do teor de ferrita sobre a ductilidade é mais pronunciado acima de 25% de ferrita, com a mesma contribuindo então para uma diminuição dos valores de alongamento percentual. O efeito do teor de ferrita δ sobre a tenacidade foi apresentado na Figura 4.5.

Tabela 4.9 – Valores médios e desvios obtidos do teor de ferrita δ

Eletrodo	Fabricante	Ferrita δ	Desv. Pad.
A	1	16,8	1,52
	2	18,2	1,56
	3	22,9	1,67
B	1	26,0	1,48
	2	16,7	2,01
	3	22,3	1,76
C	1	14,8	1,98
	2	16,3	1,94
	3	15,8	1,81
D	1	24,9	2,30
	2	22,4	2,02
	3	21,6	1,67
E	1	39,4	2,16
	2	24,2	1,07
	3	37,0	3,08
F	1	33,3	2,39
	2	22,6	1,37
	3	30,0	4,37

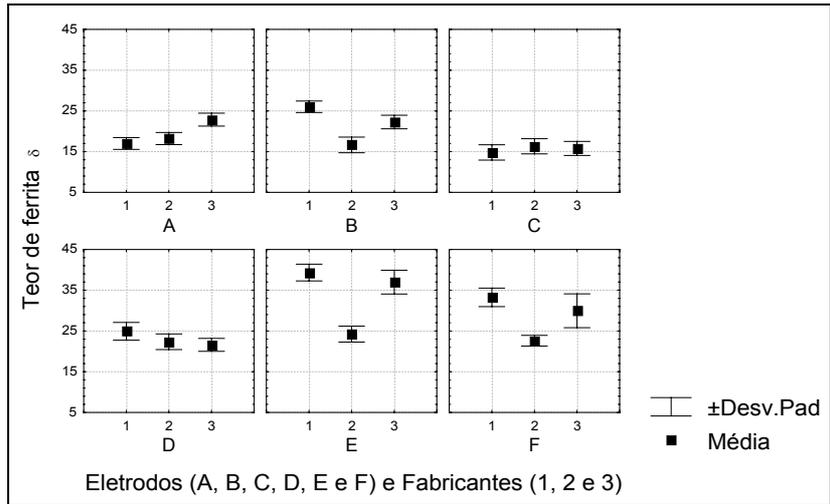


Figura 4.8 – Médias e desvios dos teores de ferrita δ medidos.

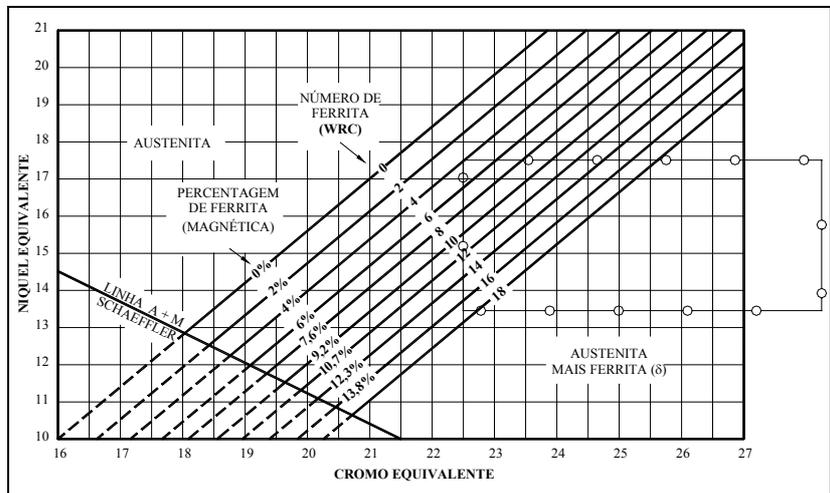


Figura 4.9 – Região no diagrama de DeLong onde se localizam os eletrodos

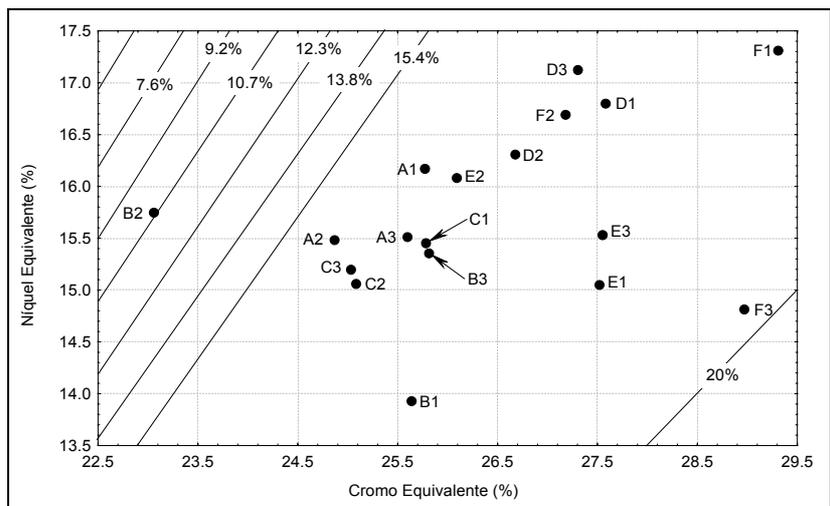


Figura 4.10 – Ampliação do diagrama de DeLong e posicionamento dos eletrodos

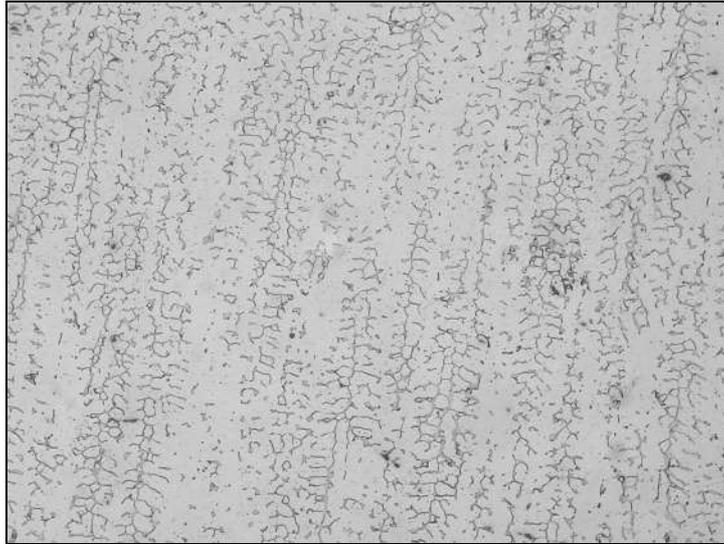


Figura 4.11 – Ferrita δ no ensaio A1(309-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 16,8%).

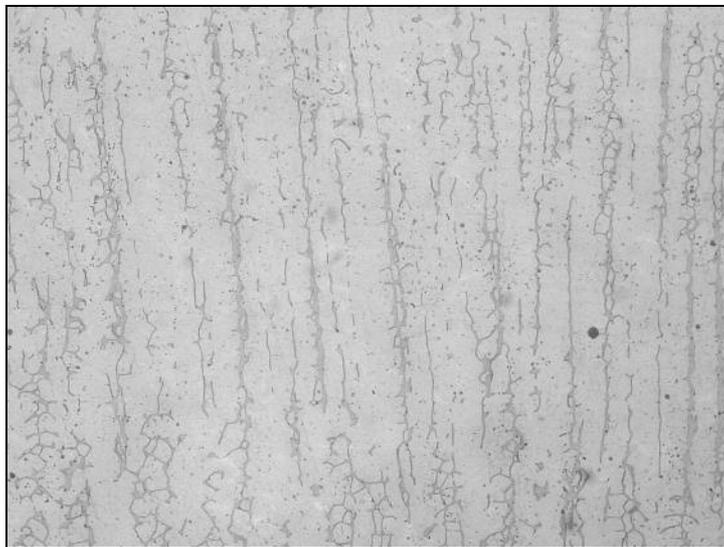


Figura 4.12 – Ferrita δ no ensaio A2(309-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 18,2%).

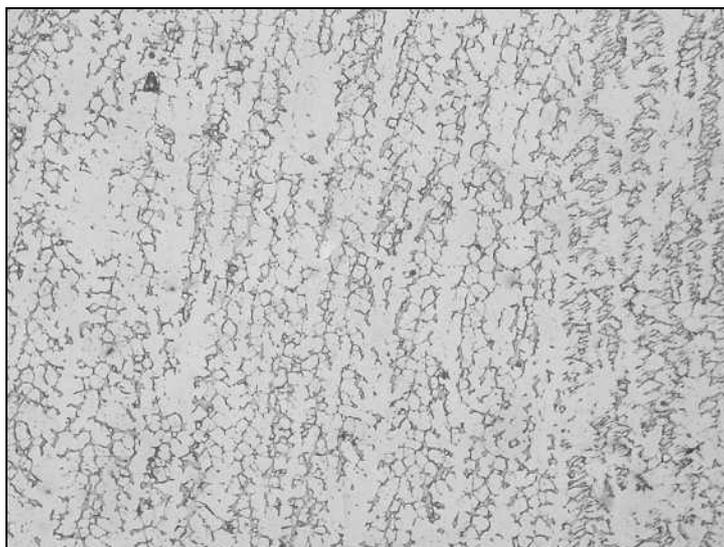


Figura 4.13 – Ferrita δ no ensaio A3(309-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,9%).

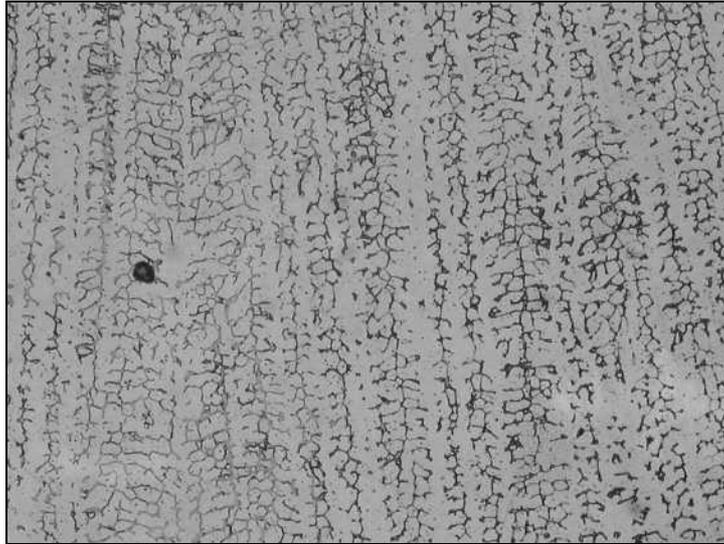


Figura 4.14– Ferrita δ no ensaio B1(309L-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 26%).

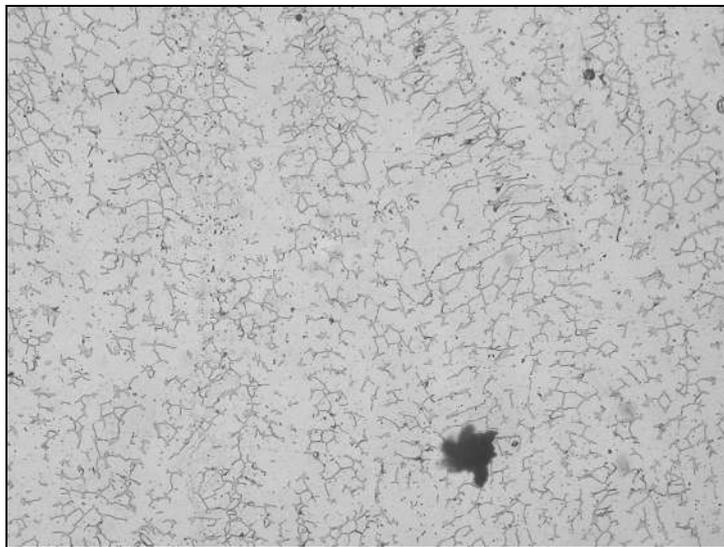


Figura 4.15 – Ferrita δ no ensaio B2(309L-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 16,7%).

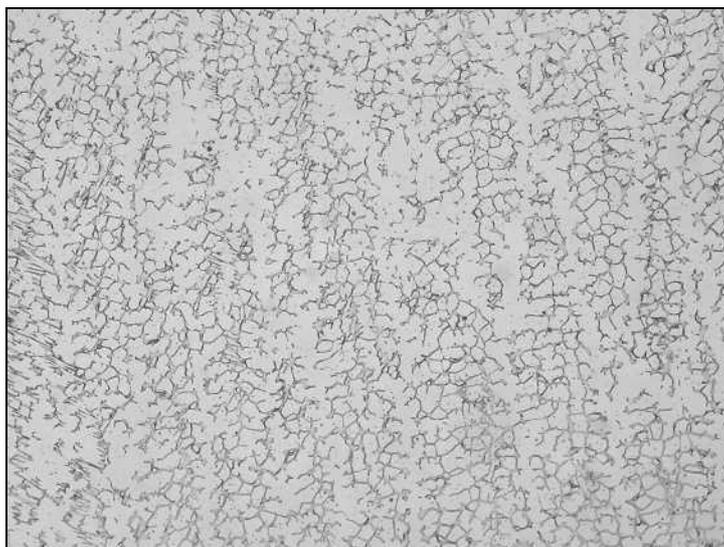


Figura 4.16 – Ferrita δ no ensaio B3(309L-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,3%).

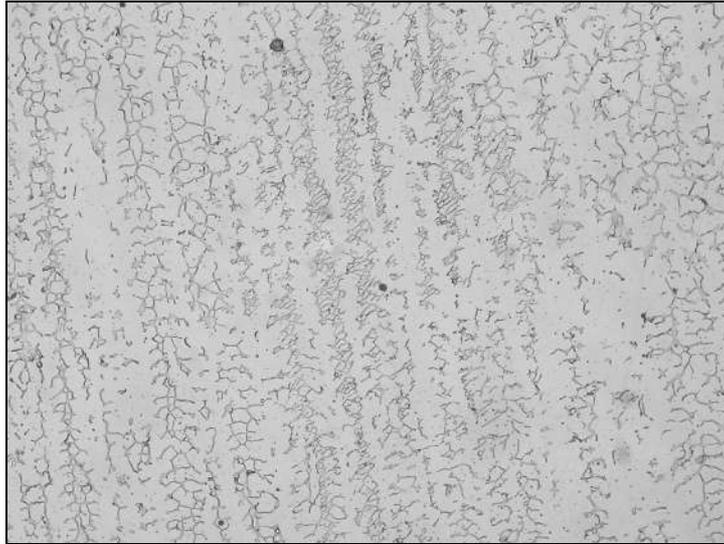


Figura 4.17 – Ferrita δ no ensaio C1(309L-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 14,8%).

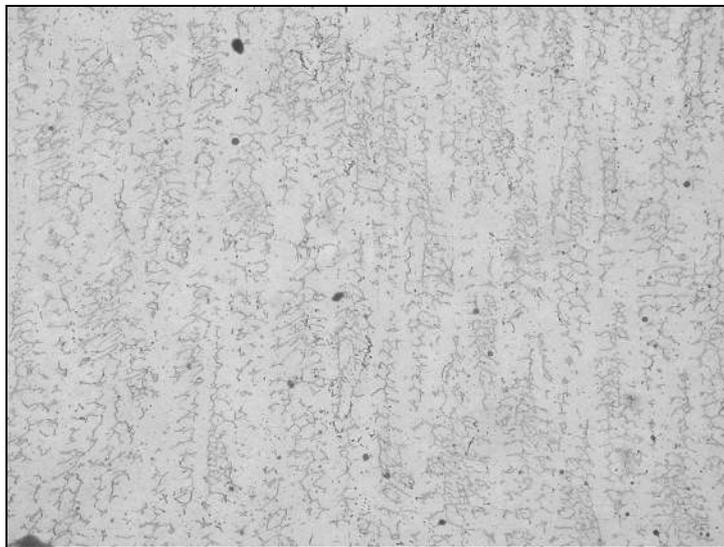


Figura 4.18 – Ferrita δ no ensaio C2(309L-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 16,3%).

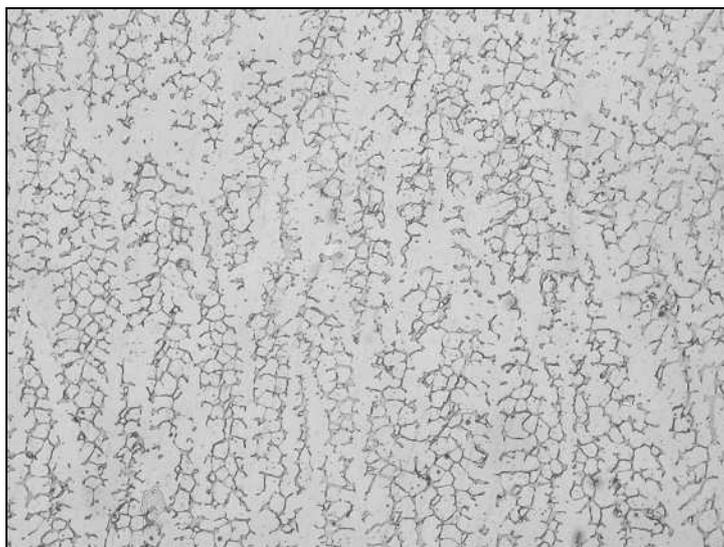


Figura 4.19 – Ferrita δ no ensaio C3(309L-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 15,8%).

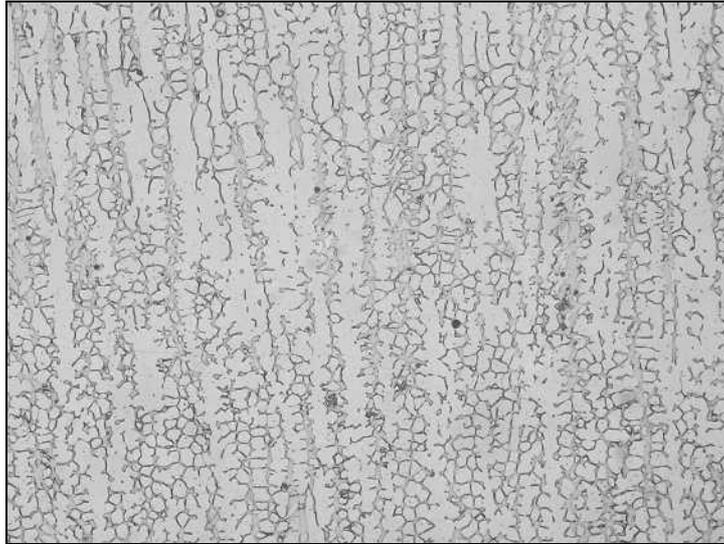


Figura 4.20 – Ferrita δ no ensaio D1(309Mo-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 24,9%).

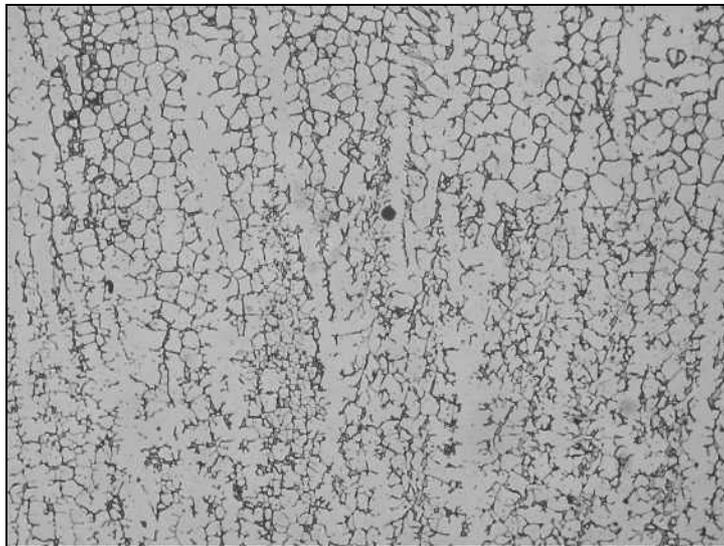


Figura 4.21 – Ferrita δ no ensaio D2(309Mo-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,4%).

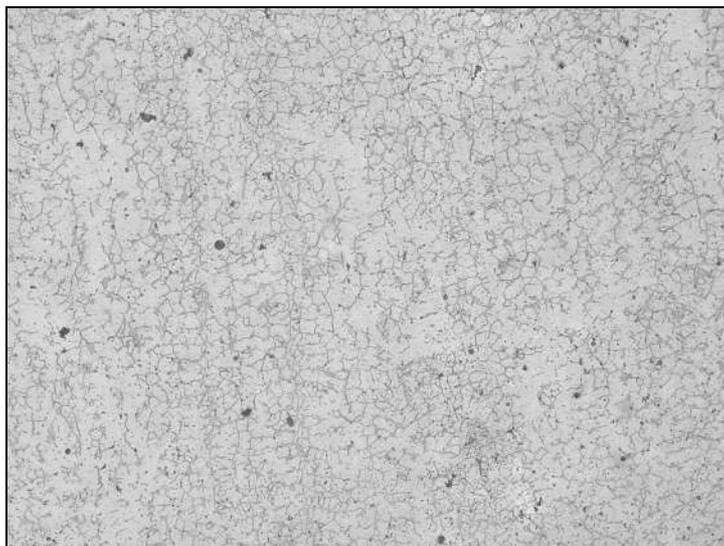


Figura 4.22 – Ferrita δ no ensaio D3(309Mo-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 21,6%).

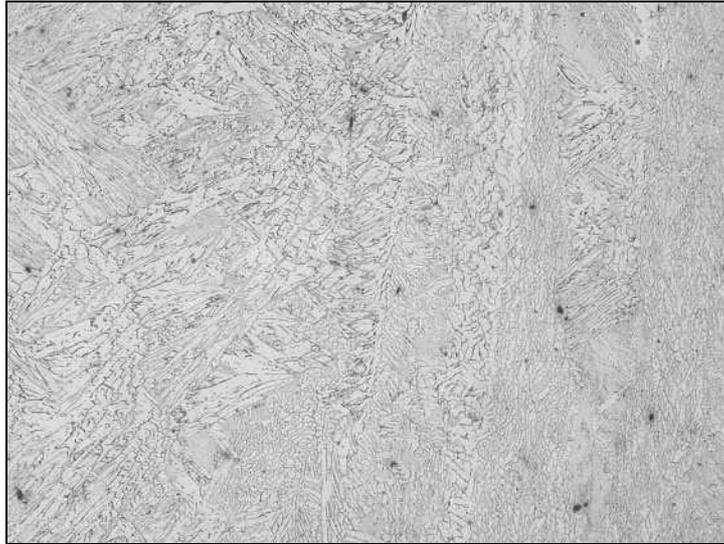


Figura 4.23 – Ferrita δ no ensaio E1(309MoL-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 39,4%).

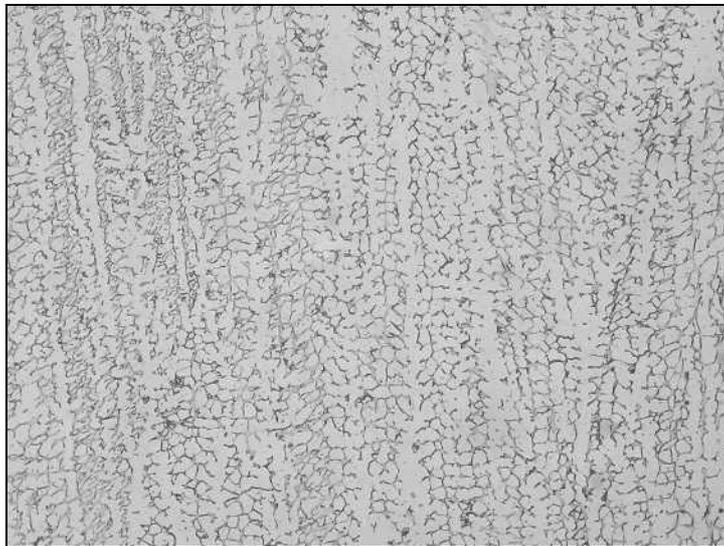


Figura 4.24 – Ferrita δ no ensaio E2(309MoL-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 24,2%).

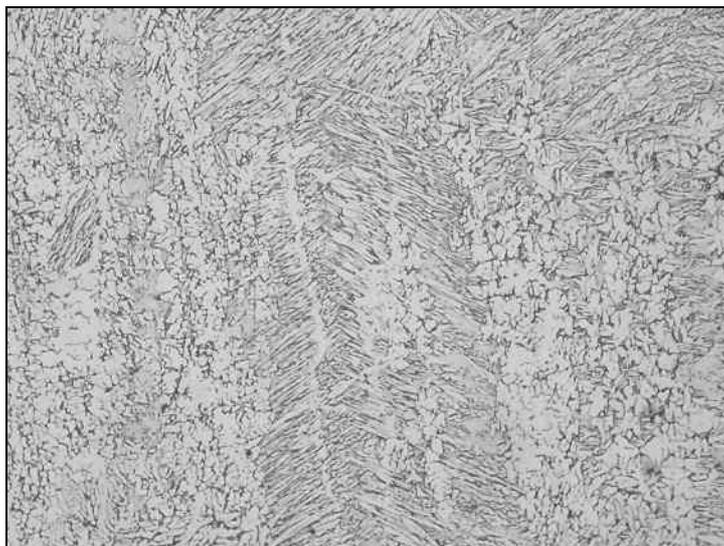


Figura 4.25 – Ferrita δ no ensaio E3(309MoL-16). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 37,0%).

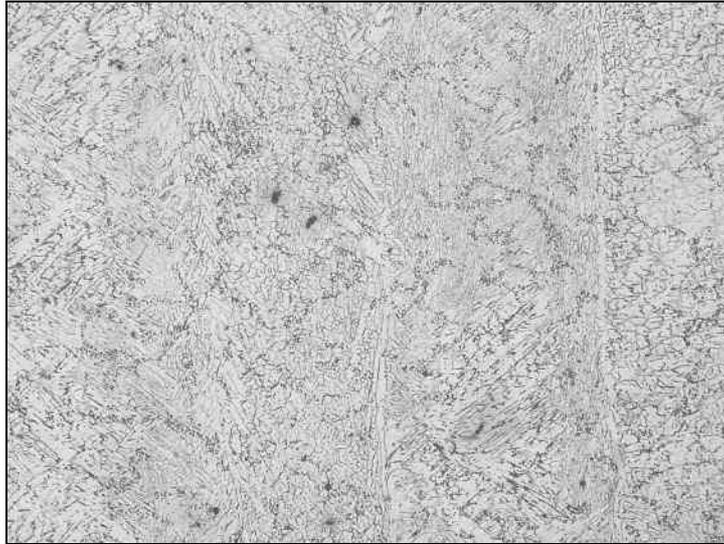


Figura 4.26 – Ferrita δ no ensaio F1(309MoL-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 33,3%).

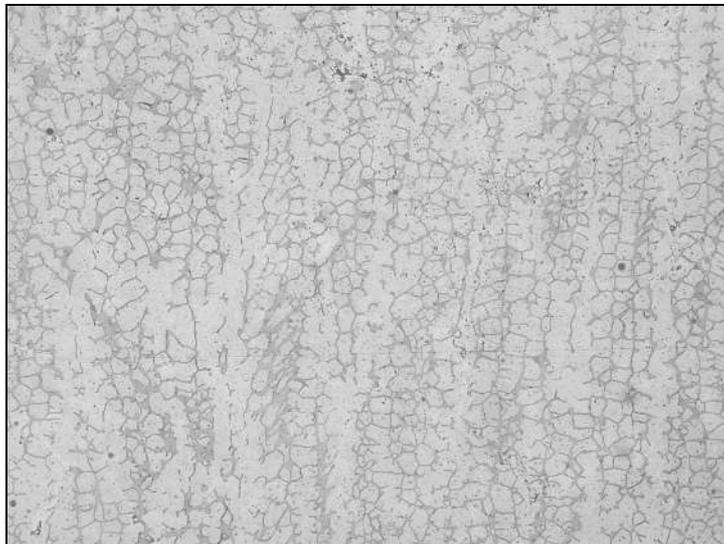


Figura 4.27 – Ferrita δ no ensaio F2(309MoL-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 22,6%).



Figura 4.28 – Ferrita δ no ensaio F3(309MoL-15). Reagente de Murakami. 200x (Teor: 30,0%).

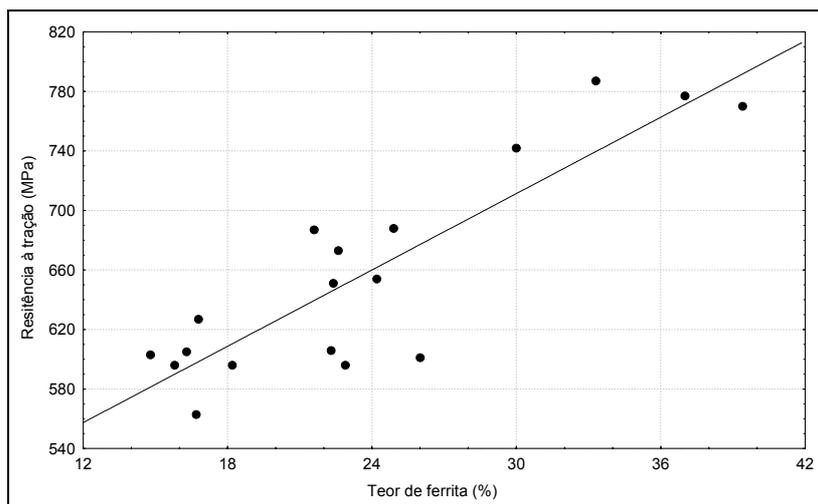


Figura 4.29 – Correlação entre os teores de ferrita δ e a resistência à tração.

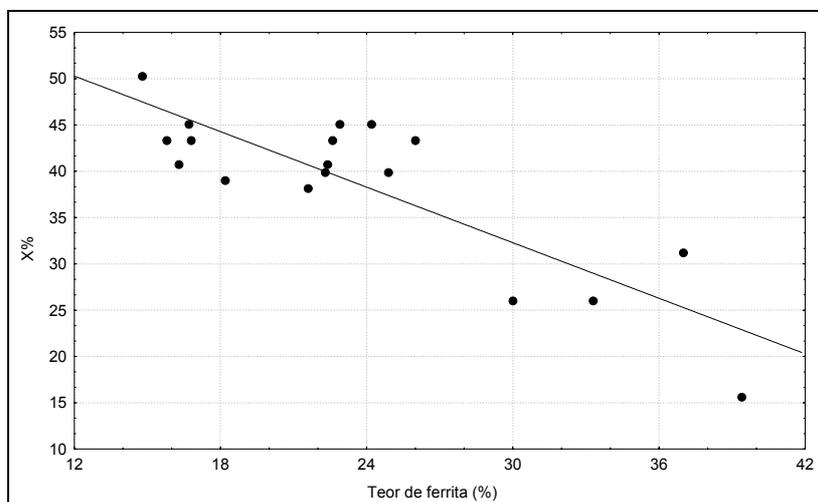


Figura 4.30 – Correlação entre os teores de ferrita δ e o alongamento percentual.

4.5. Inclusões

Nesta seção apresentam-se os resultados das análises de inclusões presentes no metal de solda quanto à sua quantidade, tamanho, forma, composição e microestrutura. A Tabela 4.10 apresenta os valores de energia aplicados no último passe dos corpos de prova soldados, onde foram feitas as avaliações dessas inclusões.

Na Figura 4.31 pode-se observar o comportamento dos teores de inclusões encontrados nos metais de solda avaliados. Observa-se que apenas para o tipo F(309MoL-15) de eletrodos não se verifica diferença significativa entre os fabricantes avaliados. O eletrodo que teve teores mais pronunciados de inclusões foi o eletrodo B3. O eletrodo B2 apresentou a maior relação Mn/Si (Tabela 4.4) e aporte térmico no último passe (Tabela 4.10), e apresentou também o mais baixo teor de inclusões (Figura 4.31). O ensaio D2 também apresentou teores de inclusões inferiores aos demais sem, contudo, ter tido uma

relação Mn/Si diferenciada. Este eletrodo também apresentou aporte térmico na última camada mais elevado que os demais. Isso denota que a relação Mn/Si não teve uma influência tão expressiva, como em outros trabalhos (Svensson, 1994) (Grong et al, 1986) (Ahlblon et al, 1983) e que os experimentos com maiores valores de aporte térmico, com exceção do eletrodo A2 obtiveram menores teores de inclusões, em contraste ao apresentado por outros pesquisadores (Grong et al, 1986) (Ahlblon et al, 1983). Espera-se que eletrodos com mais elementos de liga como os eletrodos D, E e F apresentem maiores teores de inclusões (Henke et al, 2000). Neste trabalho, não se verificaram, em análise global, diferenças significativas quanto aos teores de inclusões entre os tipos de eletrodos, muito embora se tenha encontrado diferenças significativas entre os fabricantes para cada tipo de eletrodo. Observa-se que os eletrodos que obtiveram comportamento insatisfatório no ensaio de resistência à tração (E1, E3, F1 e F3) não apresentaram teores de inclusões muito diferenciados dos demais (Figura 4.31).

Tabela 4.10 – Valores médios da energia medidos no último passe

Eletrodo	Fabricante	E (kJ/cm)
A	1	5,5
	2	9,7
	3	7,5
B	1	6,8
	2	8,3
	3	6,6
C	1	8,6
	2	5,2
	3	6,4
D	1	6,4
	2	8,9
	3	6,7
E	1	6,7
	2	6,8
	3	6,6
F	1	6,5
	2	7,8
	3	6,5

Nas Figuras 4.32 a 4.37 apresenta-se uma distribuição dos tamanhos das inclusões para cada eletrodo utilizado. Os eletrodos B3 (Fig. 4.33), C1 e C2 (Fig. 4.34) e E2 (Fig. 4.36) apresentaram uma quantidade maior de inclusões grandes. Destes eletrodos (B3, C1, C2 e E2), apenas o C1 apresentou energia no último passe com valor superior aos demais, como pode ser visto na Tabela 4.10. Isso mostra que para as condições

empregadas nesse trabalho, não foi encontrada relação bem definida entre a energia de soldagem do último passe e a distribuição de diâmetros das inclusões dos metais de solda. Os maiores valores do tamanho máximo de inclusões ficaram em torno de 20 a 34 μm com o valor máximo em 34 μm para o eletrodo A2. Observa-se, pela Figura 4.31 que os eletrodos A2, B3 e C2 foram os que obtiveram os teores mais altos de inclusões dentre os eletrodos tipo A, B e C. Tendo em vista que esses eletrodos estão entre os que possuem distribuições mais grosseiras, seria de esperar-se que essa combinação de teor elevado de inclusões, e tamanhos maiores (inclusive o maior de todos os medidos) causasse alguma implicação nos ensaios de resistência mecânica. A contrário do que foi obtido por Henke et al. (2000) isto não foi observado neste trabalho.

As Figuras 4.38 a 4.51 apresentam a análise por microscopia eletrônica de varredura das inclusões mais comuns encontradas em algumas amostras selecionadas. Observa-se a extrema complexidade com que as inclusões apresentadas nestas Figuras (4.38 a 4.51) são formadas. Na Figura 4.38 pode-se ver diferenças entre o EDX da inclusão (Fig 4.38b) e o da matriz (Fig 4.38c). Observa-se que a matriz austenítica deste material não possui alguns elementos presentes na inclusão, tais como titânio, alumínio e molibdênio. Na Figura 4.39a vê-se uma inclusão de diâmetro muito grande, da ordem de 30 μm . Nas análises apresentadas nas Figuras 4.39b e 4.39c observa-se uma diferença marcante na composição das regiões 1 e 2 indicadas: a região 2 tem a presença de enxofre, possivelmente em pequenos cristais de MnS em meio à inclusão. Na Figura 4.40a vê-se na inclusão apresentada as mesmas manchas escuras ricas em ferro vistas no trabalho de Quintana e seus colaboradores (2001). Na Figura 4.44 observa-se um tipo de inclusão bastante particular em que a região 1, que praticamente envolve a inclusão, é rica em ferro, e qua a região escura é rica em titânio, silício e manganês. Nas Figuras 4.48b e 4.48c vê-se as análises por EDX da inclusão toda e da região 1 indicada, onde nesta região1 não se verifica a presença de enxofre e molibdênio. O mesmo comportamento é observado nas Figuras 4.49 a 4.51.

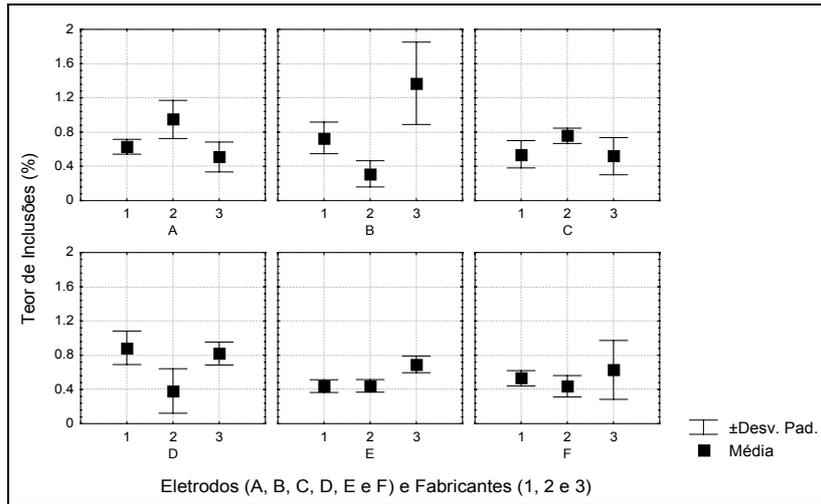


Figura 4.31 – Análise do teor de inclusões no metal de solda.

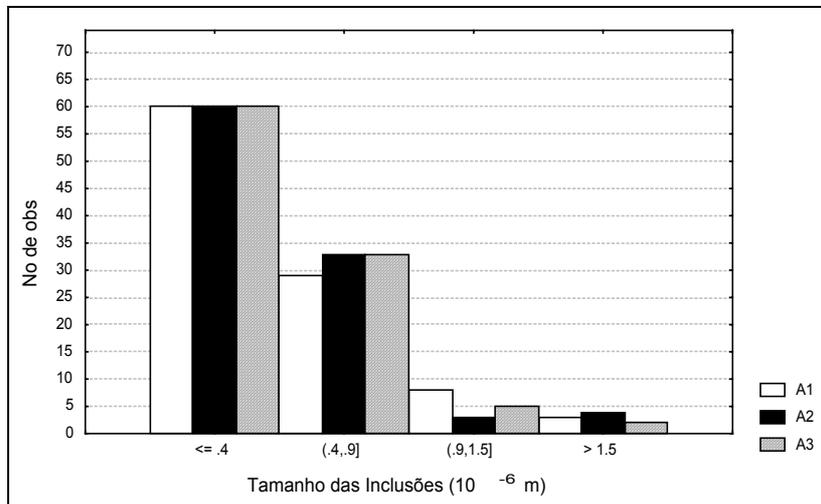


Figura 4.32 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo A (309-16).

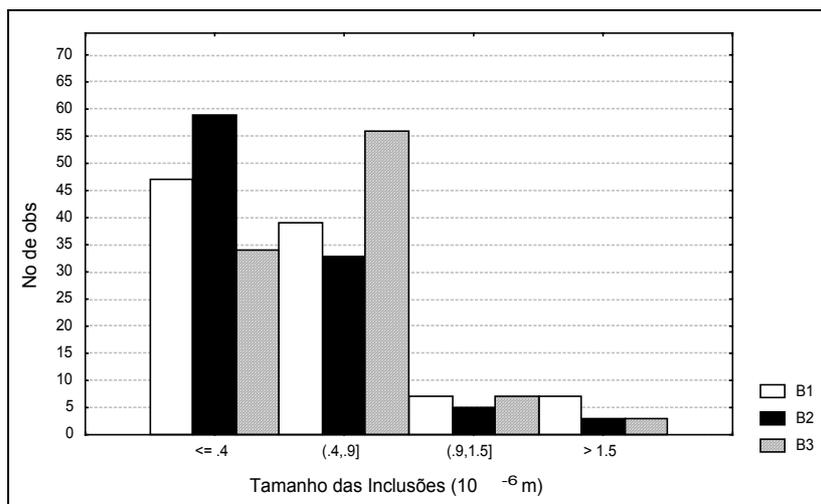


Figura 4.33 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo B (309L-15).

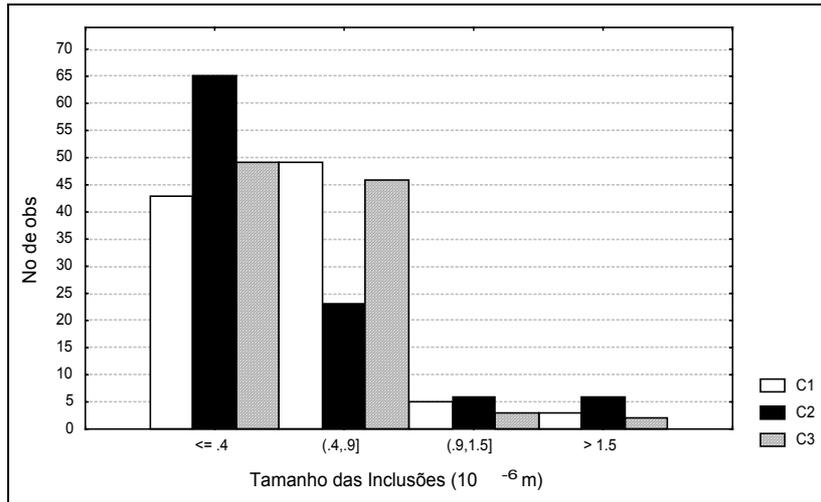


Figura 4.34 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo C (309L16).

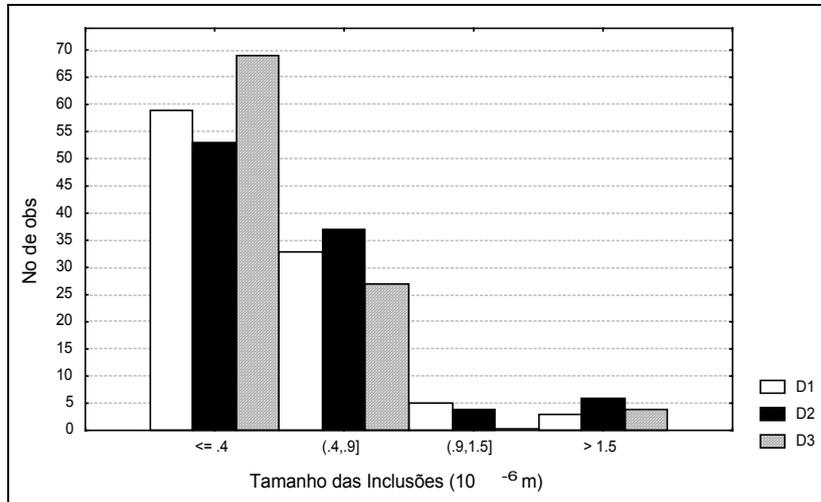


Figura 4.35 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo D (309Mo-16).

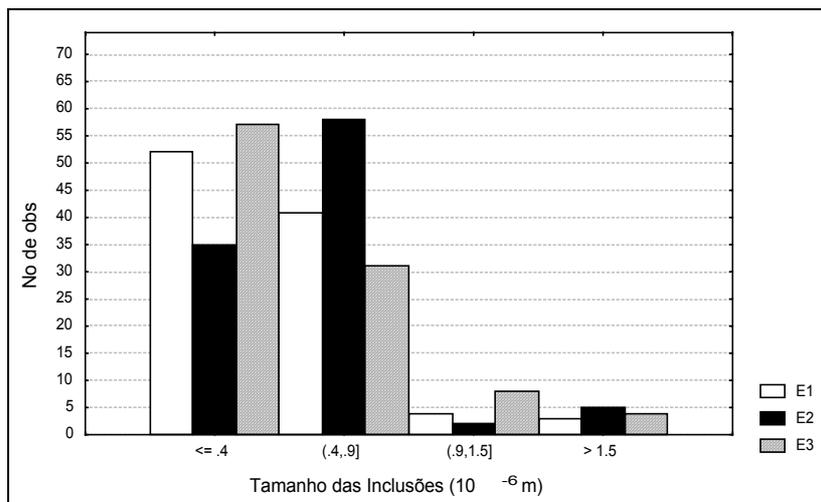


Figura 4.36 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo E (309MoL-16)

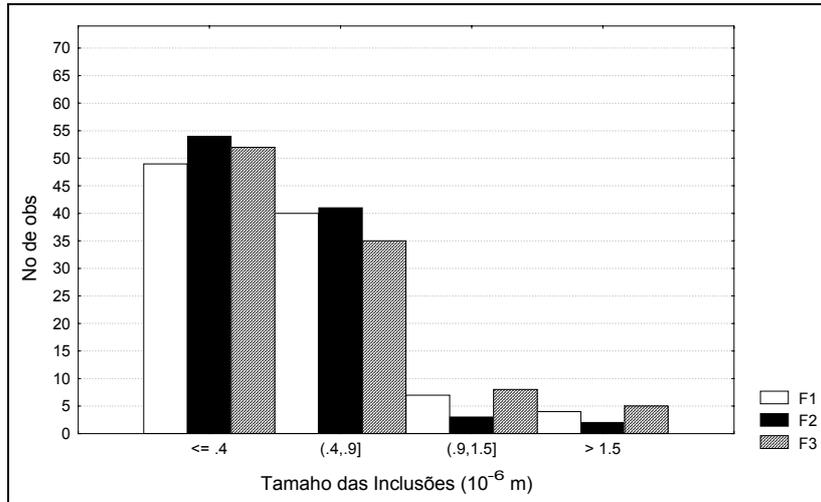


Figura 4.37 – Distribuição dos tamanhos das inclusões para o eletrodo F (309MoL-15).

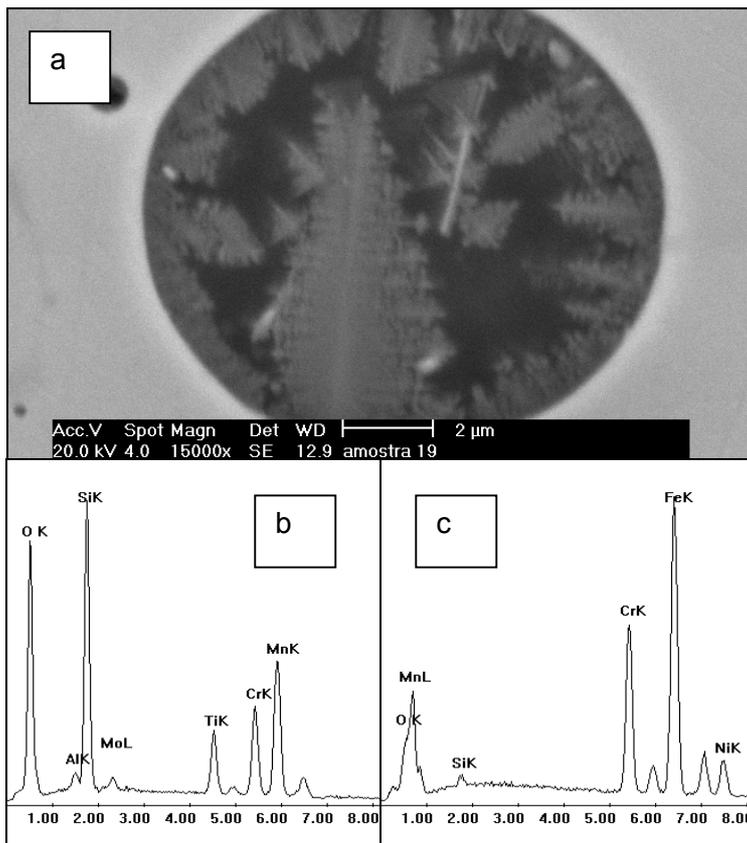


Figura 4.38 – a) Inclusão no ensaio A1. b) EDX da inclusão. c) EDX da Matriz

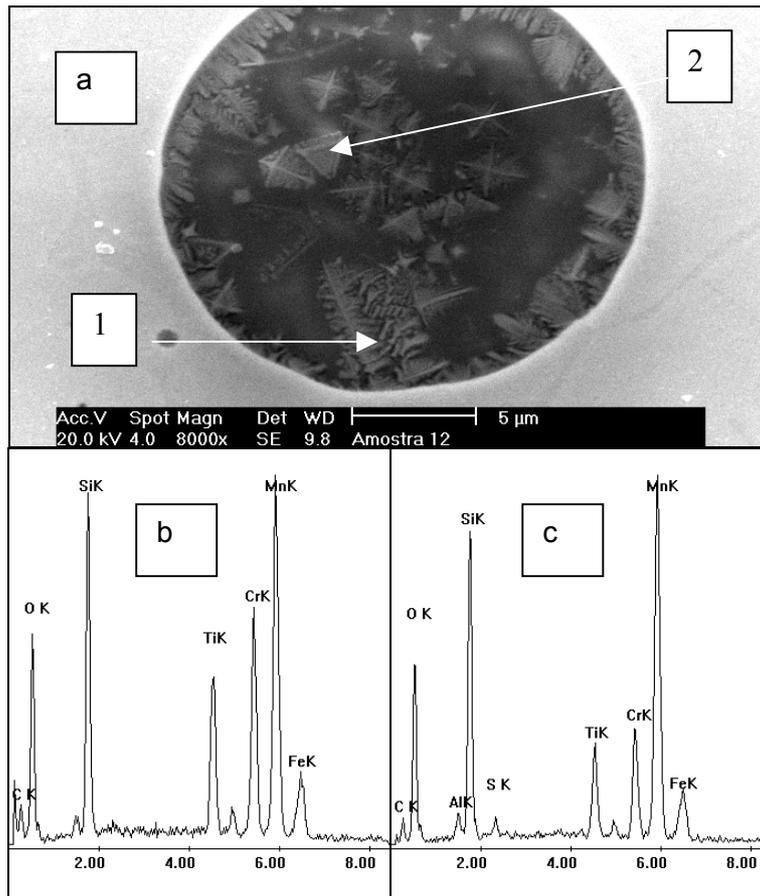


Figura 4.39 – a) Inclusão no ensaio A2. b) EDX da região 1. c) EDX da região 2

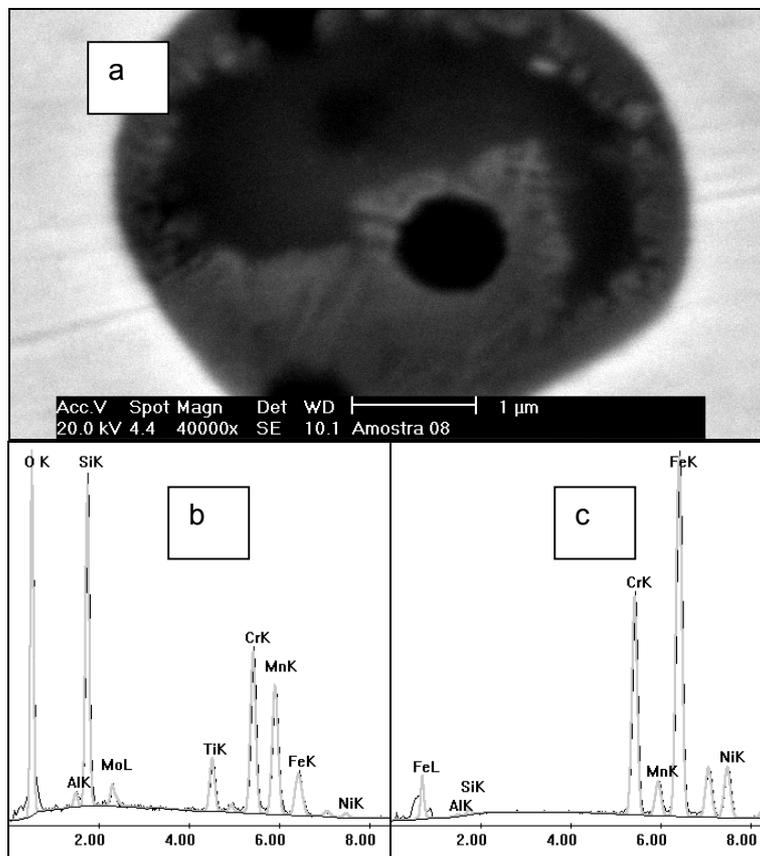


Figura 4.40 – a) Inclusão no ensaio A3. b) EDX da inclusão. c) EDX da matriz.

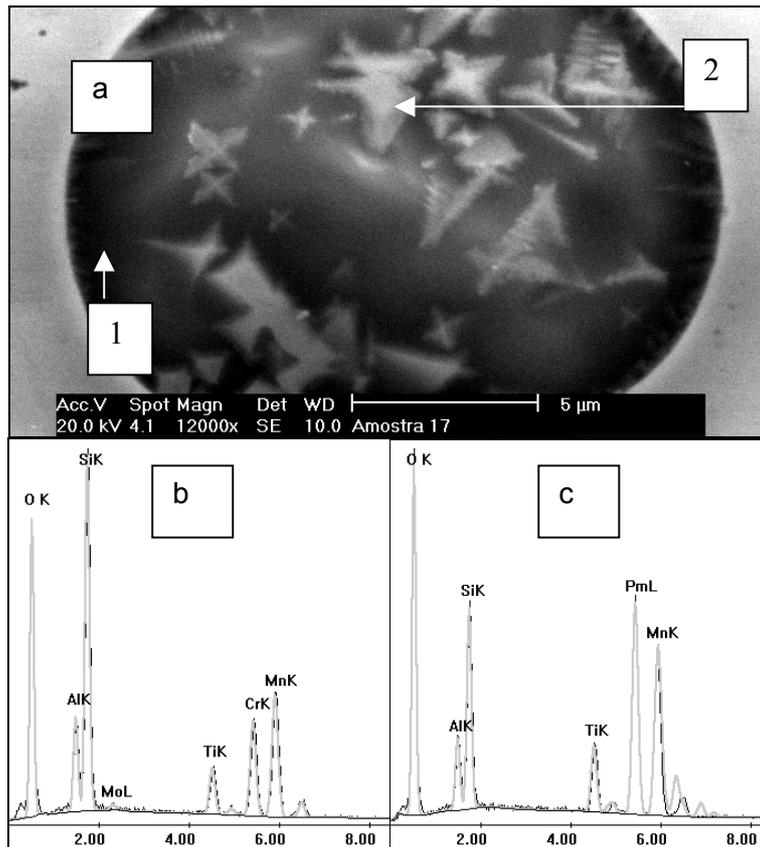


Figura 4.41 – a) Inclusão no ensaio B1. b) EDX da região 1. c) EDX da região 2

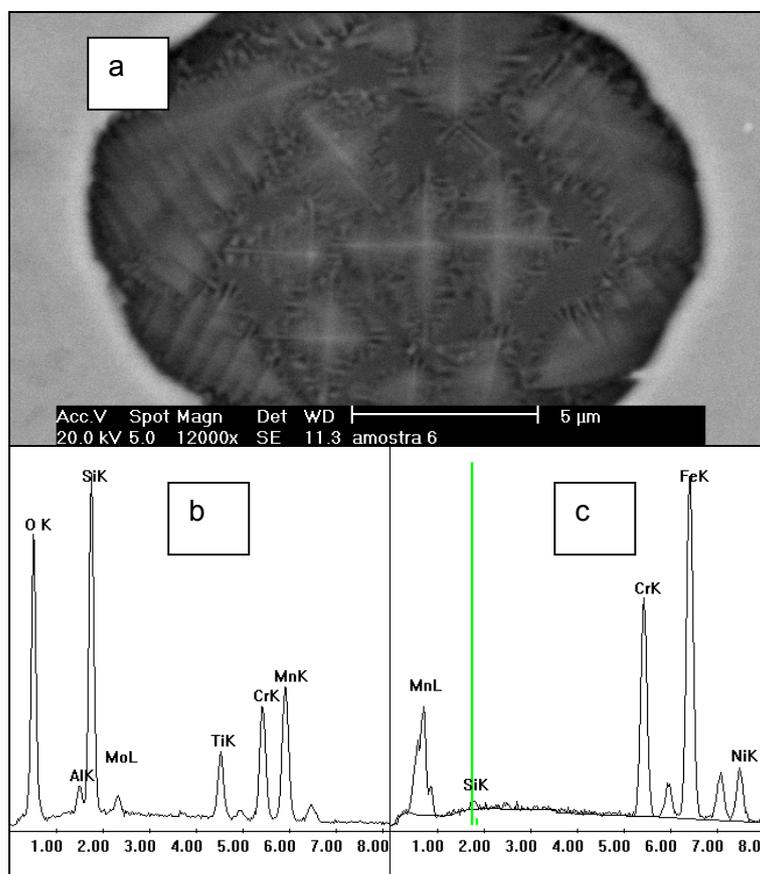


Figura 4.42 – a) Inclusão no ensaio B3. b) EDX da inclusão. c) EDX da matriz

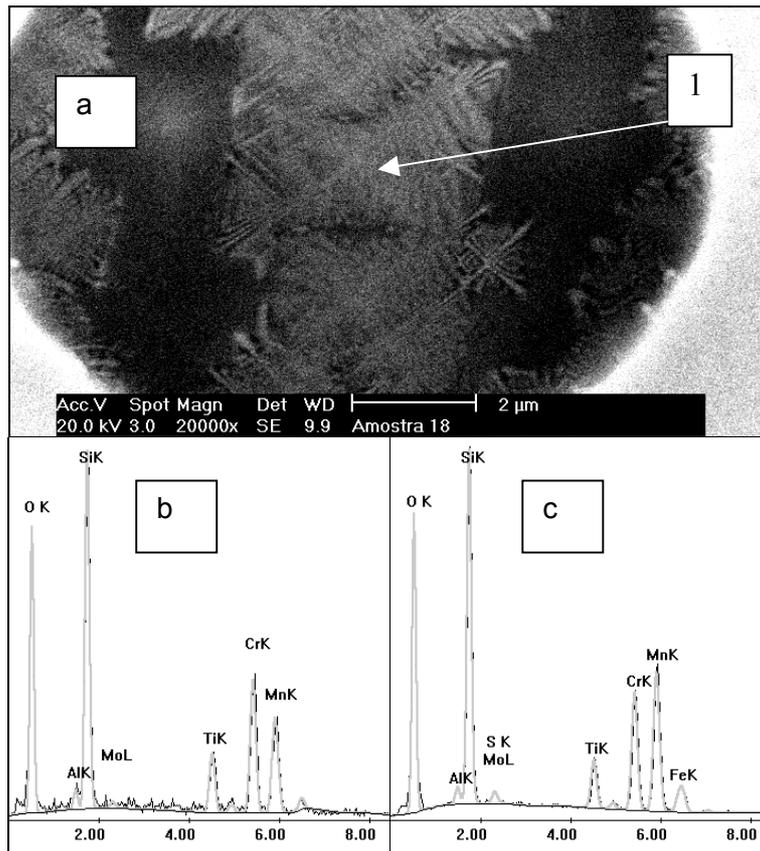


Figura 4.43 – a) Inclusão no ensaio C1. b) EDX da região 1. c) EDX da inclusão.

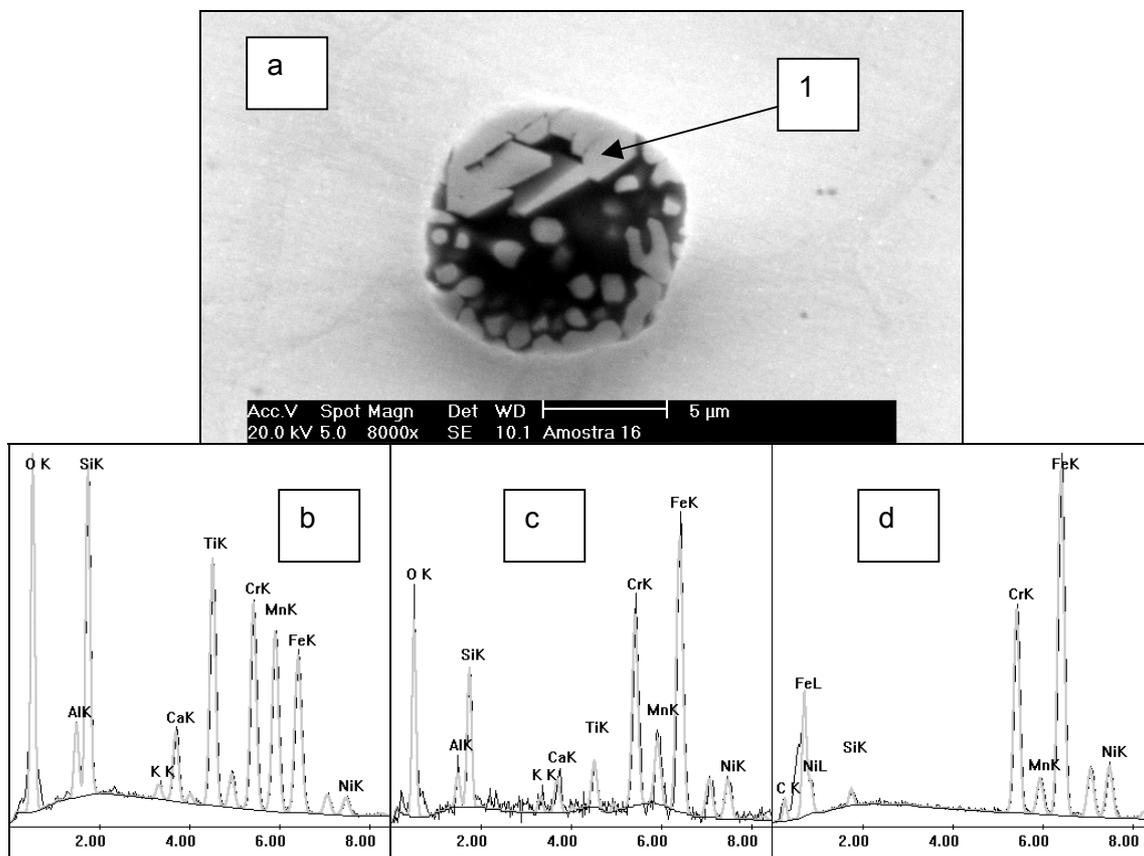


Figura 4.44 – a) Inclusão no ensaio C2. EDX: b) da inclusão toda. c) da zona 1. d) da Matriz

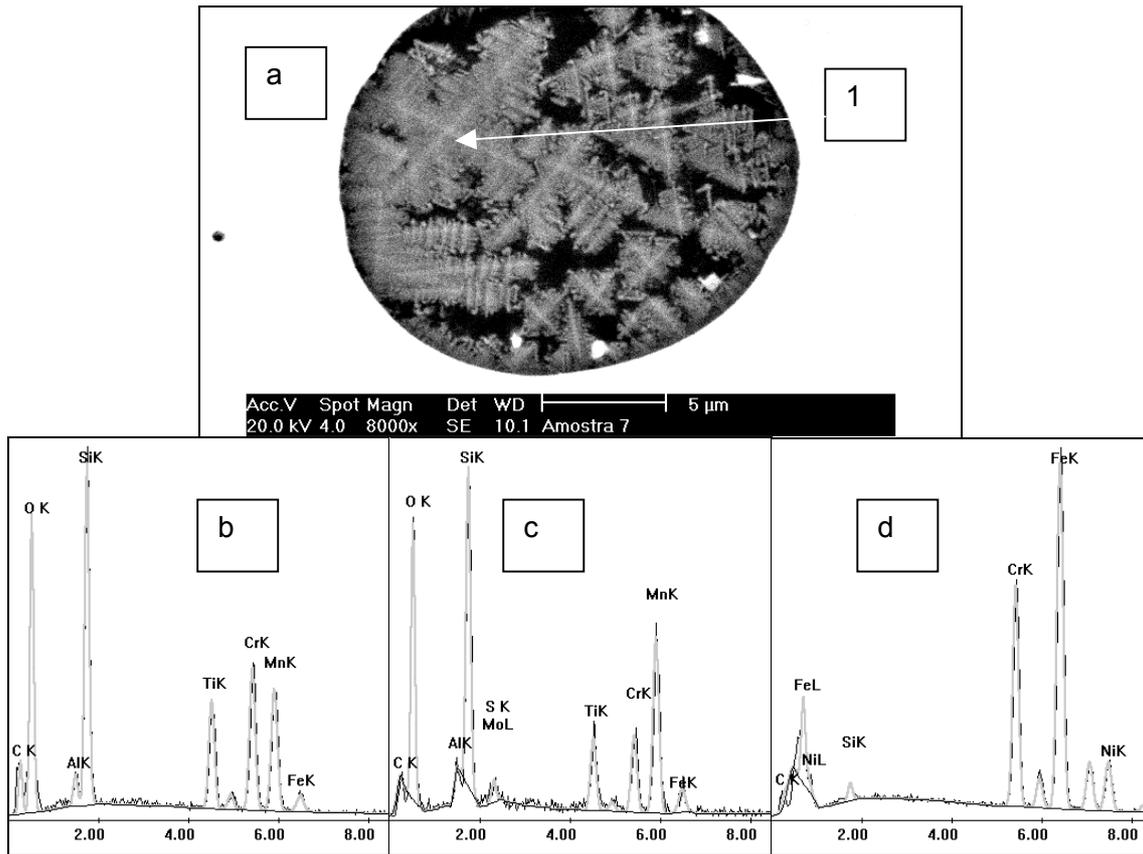


Figura 4.45 – a) Inclusão no ensaio C3. EDX: b) da zona 1. c) da inclusão toda. d) da Matriz

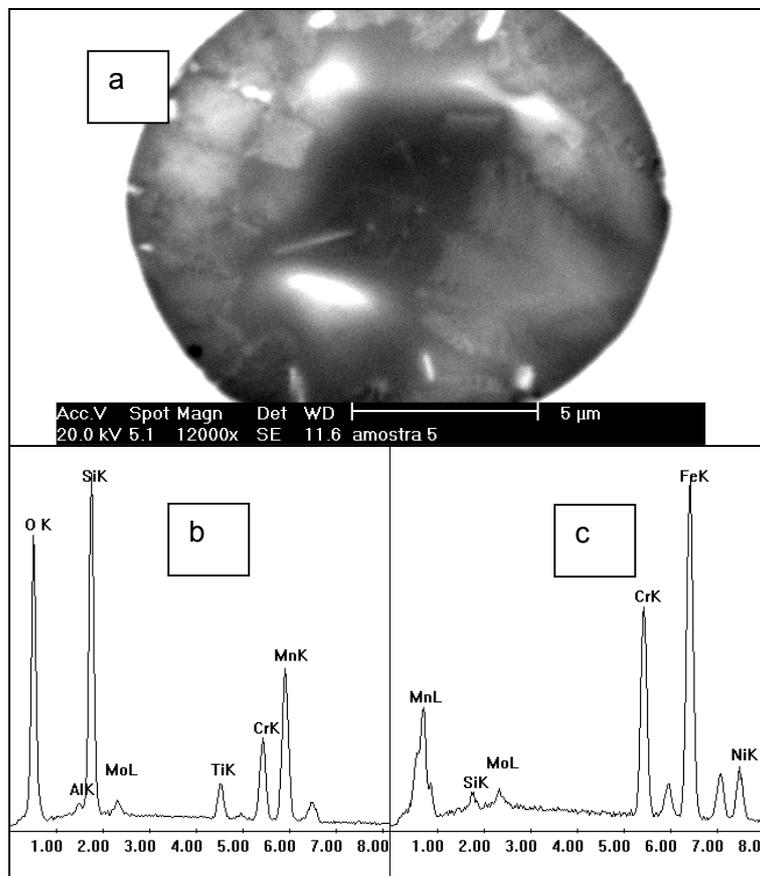


Figura 4.46 – a) Inclusão no ensaio D1. b) EDX da inclusão. c) EDX da matriz

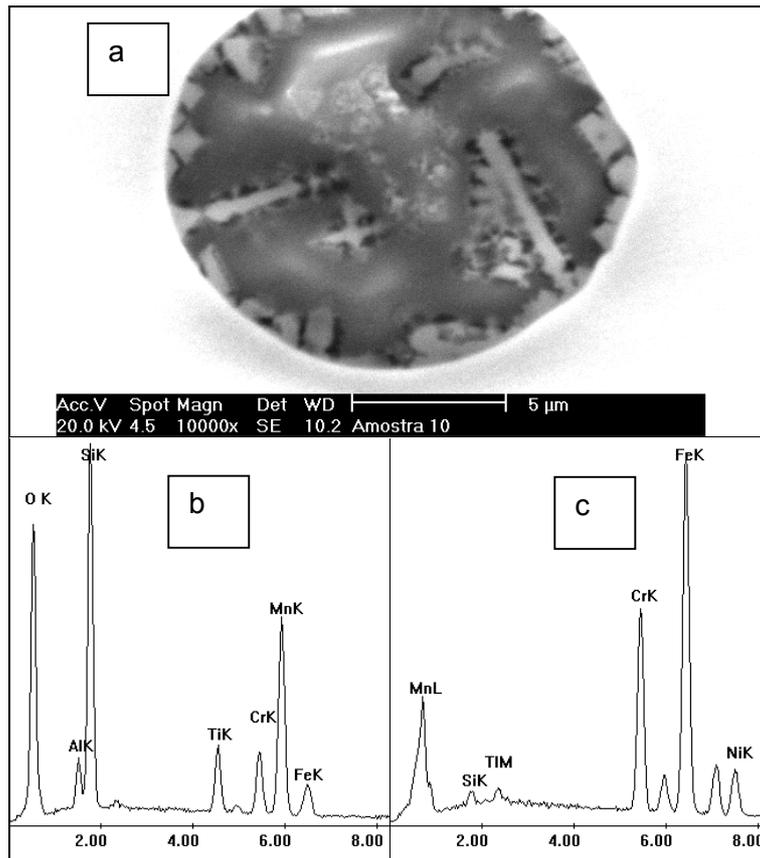


Figura 4.47 – a) Inclusão no ensaio D2. b) EDX da inclusão. c) EDX da matriz

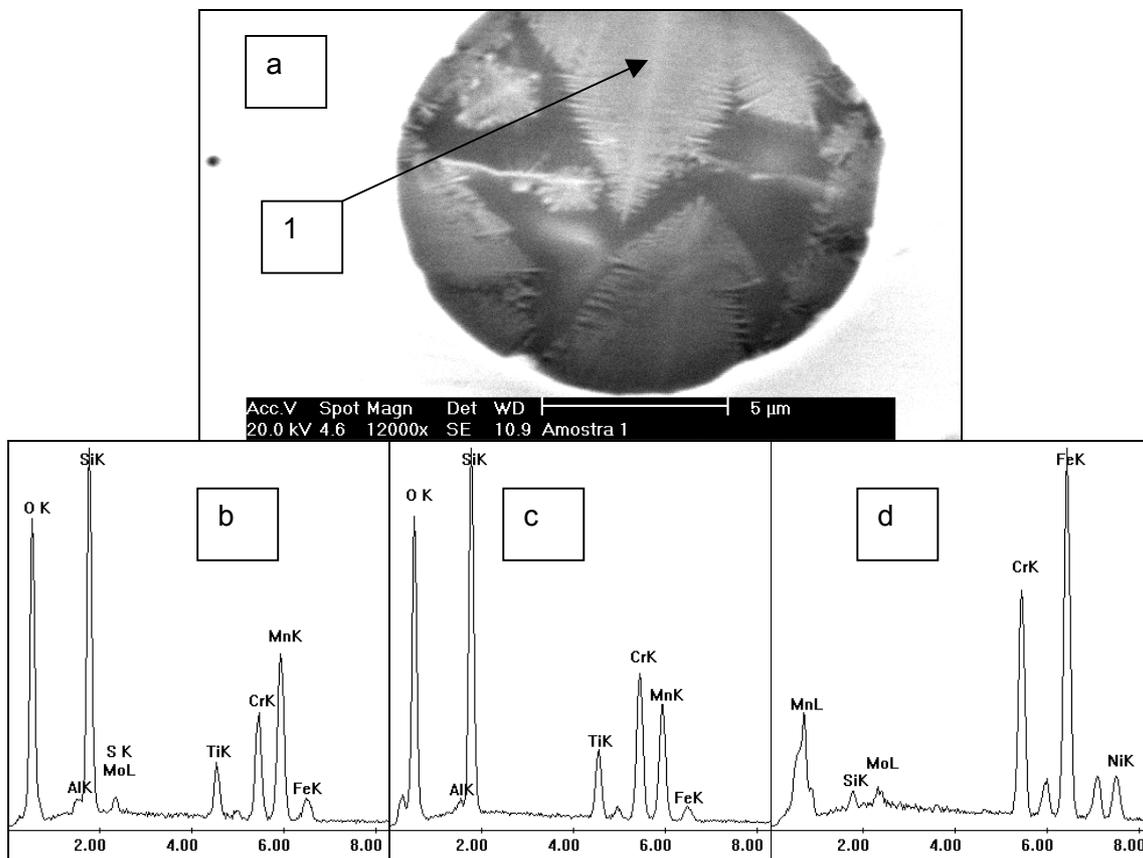


Figura 4.48 – a) Inclusão no ensaio D3. EDX: b) da inclusão toda c) da zona 1 d) da matriz.

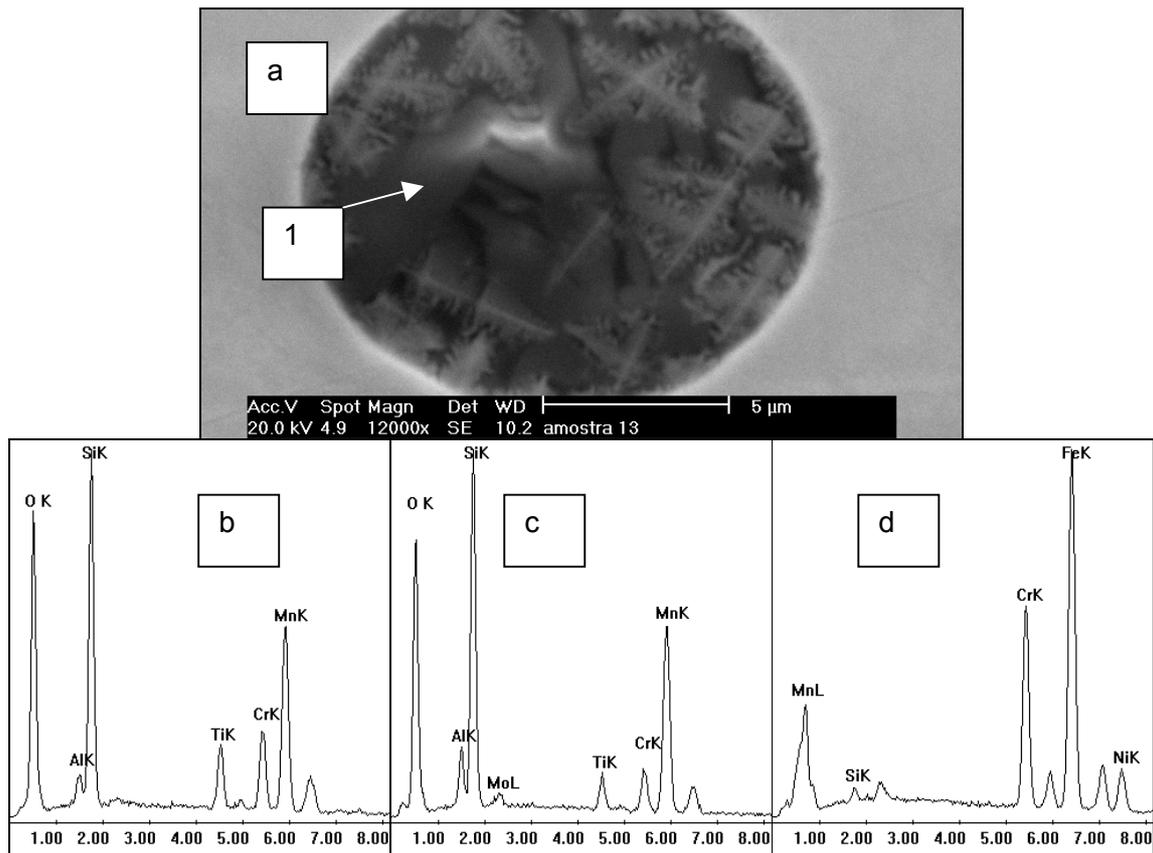


Figura 4.49 – a) Inclusão no ensaio E2. EDX: b) da inclusão toda c) da zona 1 d) da matriz.

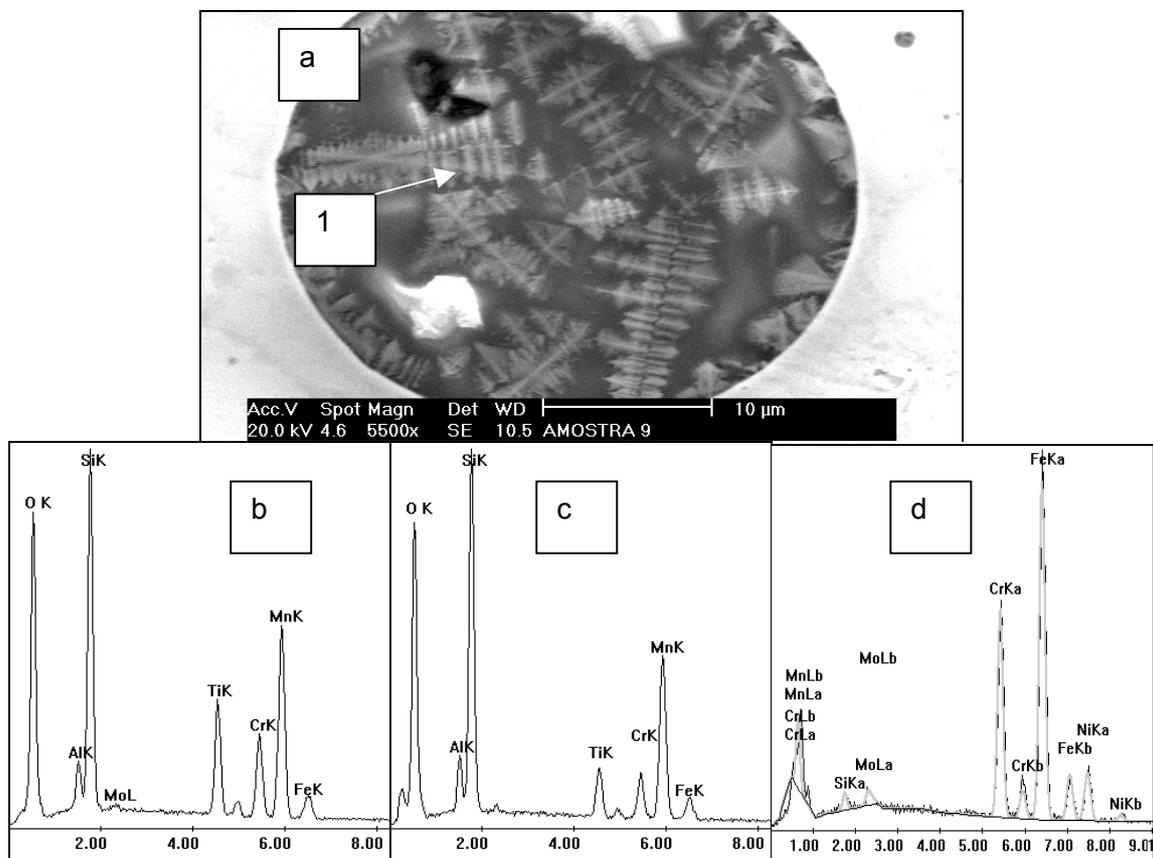


Figura 4.50 – a) Inclusão no ensaio F2. EDX: b) da inclusão toda c) da zona 1 d) da matriz

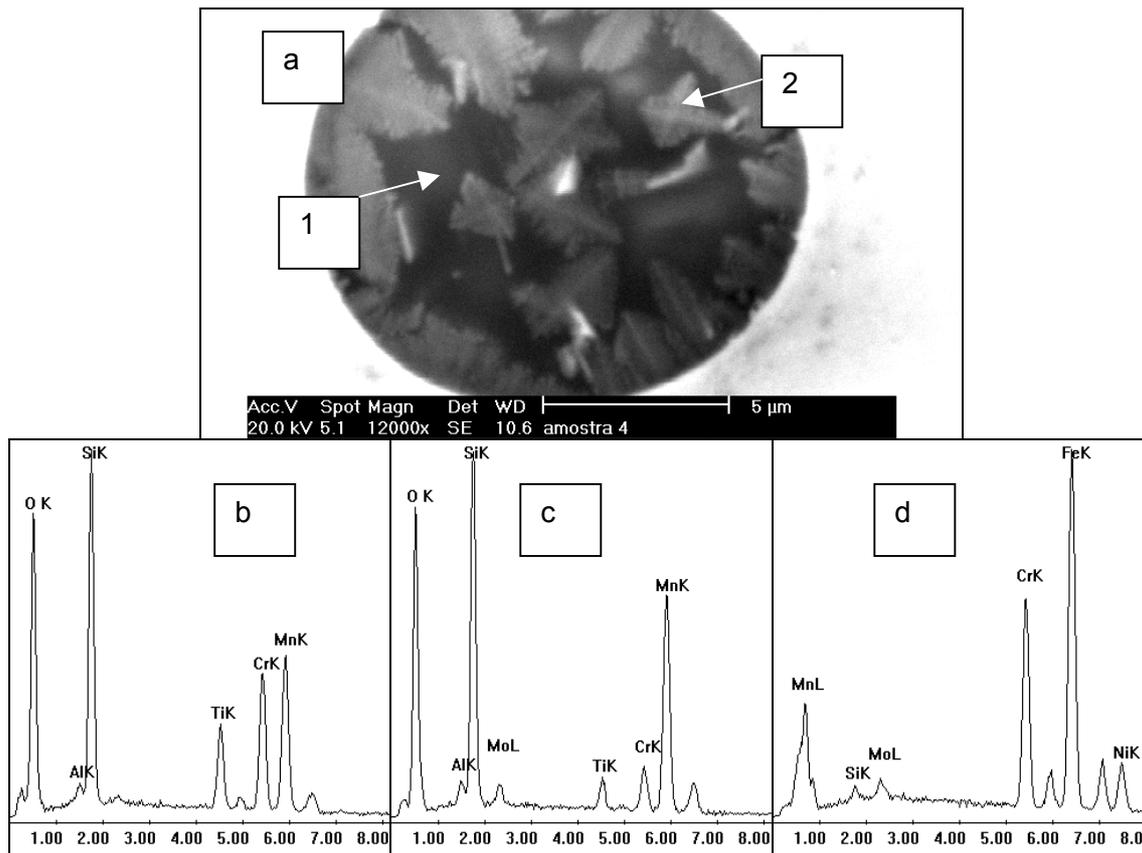


Figura 4.51 – a) Inclusão no ensaio F3. EDX: b) da zona 1 c) da zona 2 d) da matriz.

4.6. Considerações finais

Neste trabalho, vê-se que eletrodos elaborados segundo as mesmas exigências técnicas possuem significativas diferenças em termos de suas características operacionais, de suas composições químicas, dos seus teores de ferrita δ , dos teores de oxigênio e nitrogênio, dos teores, tamanhos e características das suas inclusões e das suas propriedades mecânicas. Naturalmente, não é apropriado dizer que este ou aquele eletrodo é melhor ou pior que os outros, pois cada um dos eletrodos e fabricantes avaliados possui características que os tornam ideais a alguma aplicação.

As composições químicas, que por muitas vezes estiveram perigosamente próximas dos limites da norma neste trabalho, são referências que podem refletir-se no comportamento geral dos consumíveis: certamente afetam todas as características mecânico/metalúrgicas avaliadas, podendo ser também vetores ou coeficientes para outras influências, catalisando reações ou reduzindo a cinética de outras reações, mas não sendo suficientes para prever propriedades. É possível que eletrodos de composição idêntica forneçam características e propriedades diferentes. O tipo de revestimento, o procedimento e a energia de soldagem utilizada, podem ser fatores que, não sendo devidamente levados em consideração façam metais de solda de eletrodos iguais possuírem propriedades muito diferentes.

Eletrodos com teores de ferrita δ devem ser aplicados quando há risco de fissuração à quente, mas deve-se levar em consideração o meio em que estes eletrodos vão ser utilizados, pois há riscos de ocorrência de corrosão por pitting. As propriedades mecânicas de eletrodos com altos teores de ferrita delta também têm particularidades: viu-se que para maiores teores de ferrita δ há um aumento na resistência à tração, com uma conseqüente queda na ductilidade, o que é particularmente interessante a soldas de componentes estruturais estáticos. Também é notório e sabido que existe uma queda pronunciada na tenacidade ao impacto com o aumento dos teores de ferrita δ , e isto deve ser levado em consideração nas aplicações, apesar da tenacidade ao impacto não ser uma propriedade mecânica normatizada para estes eletrodos. Ressalta-se ainda os efeitos de elevados teores de ferrita δ sobre a sensitização do metal de solda e sobre a precipitação da fase δ em temperaturas de serviço acima de 540°C.

A tenacidade ao impacto é severamente afetada por inclusões (Henke, 2000), mas os teores de inclusões obtidos nesse trabalho não foram determinantes para afetar os valores desta propriedade, mesmo nos experimentos em que se localizou tamanhos máximos de inclusões da ordem de até 35 μ . O efeito das inclusões pode ter sido mascarado pelo efeito de outros fatores, como a ferrita δ por exemplo. Desta forma, tornou-se praticamente impossível relacionar o efeito dos teores e tamanhos máximos e composição das inclusões com as propriedades mecânicas avaliadas.

Um outro resultado bastante interessante é que apesar de não ter sido observado efeito relevante da relação Mn/Si sobre as inclusões, há uma tendência de aumento da tenacidade com o aumento desta relação. Muitas pesquisas (Svensson, 1994) (Grong et al, 1986) (Ahlblon et al, 1983) tentaram relacionar, com ou sem sucesso essa relação com os teores, tamanhos médios e tamanhos máximos de inclusões em metais de solda. Outros pesquisadores (Henke et al, 1999) utilizando eletrodos da classe E309, semelhantes aos empregados neste trabalho, atribuíram o maior valor da relação Mn/Si ao menor teor e menor tamanho máximo de inclusões. Isso demonstra que além da relação Mn/Si vários outros mecanismos são atuantes no tocante ao mecanismo de oxidação do metal de solda.

Por fim, deve-se destacar que para uma mesma classe de eletrodos, a mudança no tipo de revestimento não causou efeitos relevantes sobre os seus desempenhos mecânico/metalúrgicos.

Capítulo 5

5. Conclusões

Apresentam-se as conclusões referentes à caracterização dos metais de solda avaliados nesse estudo.

- Eletrodos elaborados de acordo com as mesmas exigências técnicas possuem significativas diferenças em termos de suas características operacionais e de seus comportamentos mecânico/metalúrgicos.
- Existem características operacionais dos eletrodos, que embora não sejam especificadas por norma, devem ser consideradas nos seus procedimentos de qualificação ou avaliação, tais como: porosidade, destacabilidade da escória e rendimento operacional.
- Teores de ferrita δ do metal de solda obtidos a partir das equações de cromo equivalente e níquel equivalente, nos diagramas de Schaeffler e DeLong, podem não representar os valores efetivamente obtidos na prática.
- Uma vez que os mecanismos atuantes no sistema desoxidante dos eletrodos revestidos são bastante complexos, não foi possível estabelecer relação bem definida entre os tipos de eletrodos/fabricantes e a quantidade, tamanho, forma e composição química das inclusões.
- A resistência à tração e a tenacidade do metal de solda são muito dependentes da morfologia da ferrita δ .

Capítulo 6

6. Sugestões para trabalhos futuros

Apresentam-se a seguir algumas sugestões de continuidade a este estudo.

- Estudar o desempenho destes eletrodos relativo à estabilidade do arco, geometria da solda e características econômicas.
- Estudar o efeito de variações na formulação do revestimento sobre as características avaliadas para esses eletrodos.
- Estudar o desempenho mecânico, metalúrgico, operacional e econômico destes eletrodos em soldagens fora da posição plana.
- Avaliar a influência do fabricante sobre os custos reais com retrabalho em operações industriais com esses eletrodos.
- Avaliar novas formulações de eletrodos e revestimentos para tentar controlar e otimizar teores de inclusões e de ferrita δ em determinadas condições de soldagem.
- Determinar, a partir de formulação de revestimentos especiais, a existência de relações matemáticas entre composições de eletrodos e os tamanhos, teores e composições das inclusões em metais de solda austeníticos.
- Avaliar a influência do processo de soldagem sobre as características dos metais de solda depositados por eletrodos de aço inoxidável.
- Avaliar a suscetibilidade a fragilização por hidrogênio dos metais de solda desses eletrodos.
- Determinar o efeito dos teores e morfologia de ferrita δ , composição química, parâmetros e processos de soldagem sobre as propriedades eletroquímicas relacionadas à corrosão destes eletrodos.
- Avaliar o efeito dos teores de ferrita δ , composição química, teores de oxigênio e nitrogênio, microestrutura e inclusões sobre as propriedades de eletrodos estabilizados ao nióbio e ao titânio.

Capítulo 7

7. Bibliografia

- AGUIAR, W. M.. *Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior*, Tese de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Brasil, 2001.
- AHLBLOM, B., BERGSTRÖM, U., HANNERZ, N.-E., and WERLERON, I., *Influence of welding parameters on nitrogen content and microstructure of submerged-arc weld metal*. in Proc. Int. Conf: The Effect of Residual Impurity and Micro-alloying Elements on Weldability and Weld Metal Properties. The Welding Institute. London. 1983. paper 49.
- ARRAES Jr., R. M.. *Soldagem do Aço ABNT 4340 sem Tratamento Térmico Posterior*, Tese de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Brasil, 2001.
- BRANDI, S. D.. *Soldagem dos aços inoxidáveis* – Publicação da Acesita – Dezembro de 1997.
- BROOKS, J. A., WEST, A. J., *Metallurgical transformations*, A 12A; 1981, 213p.
- BUCKLEY, J. R., HARDIE, D, *Corrosion Science* 34, 1993, 93pp
- DELONG, W. T. , LONG, C. J., *The ferrite content of austenitic steel weld metal* Welding Journal, julho 1973, pp. 281s-297s.
- FARIAS, J. P.. *Magnésio metálico como componente do revestimento na soldagem com eletrodos ao C-Mn-Ni*. Tese de D. Sc.. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, SC, Brasil, 1985.
- FOLKHARD, E.. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag, 1988.
- GLOWNIA, J., KALANDYK, B., HÜBNER, K. , *Delta ferrite predictions for cast duplex steels with high nitrogen contents*, Materials Characterization, Vol. 47, 2001, pp. 149-155
- GRONG, Φ., CHRISTENSEN, N.; *Factors controlling MIG weld metal chemistry*. Scand. J. Metall. 4, 155. 1983.
- GRONG, Φ, SIEWERT, T. A., MARTINS, G. P., e OLSON, D. L., *A model for the Silicon-manganese deoxidation of steel weld metal*. Metall. Trans. A. 17 A(October) 1797. 1986.

- HENKE, S. L.; NIÑO, C. E.; BUSCHINELLI, A. J. A.; CORRÊA, J. A.. *Soldagem Dissimilar do Aço CA-6NM sem Tratamento Térmico Posterior*, Soldagem & Inspeção, 01/2000.
- KLUKEN, A. O., *Modelling of the Reaction Sequence during Deoxidation and Solidification of Steel Weld Metals*. Ph.D. thesis, Trondheim University of Technology, Norway. 1990.
- KOTECKI, D. J., *Metalurgia de la soldadura de los aceros inoxidable*, Fundación Latinoamericana de Soldadura, Apostila, 1990, 246p
- KOTECKI, D.J., *Molybdenium effect on stainless steel weld metal ferrite*, IIW Document II-C-707-83.(1983)
- KOTECKI, D.J., *Silicon effect on stainless steel weld metal ferrite*, IIW Document II-C-779-86.(1986)
- LANCASTER, J. F.; *Metal transfer in fusion welding*. in Proc. Int. Conf. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. London. 1979. pp135.
- LIAO, M. T., CHEN, W. J., *The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of stainless steel weldments*, Materials Chemistry and Physics 55, 1998, pp145-151
- LINDBORG, U., TORSELL, K., *A collision model for the growth and separation of deoxidation products*. Trans. Metall. Soc. AIME. 242 (Janeiro),p94. 1968.
- LUPPO, M.I., HAZARABEDIAN, A., OVEJERO-GARCIA, J., *Effects of delta ferrite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steel welds*, Corrosion Science 41, 1998, pp87-103
- MACHADO, I. G.. *Soldagem e Técnicas Conexas: Processos*. 1ª edição Porto Alegre, RS editado pelo autor, 1996.
- OHNISHI, K., WATANABE, R., CHIBA, R., MURAI, M., *Proceedings of the second international congress of hydrogen in metals*, 1977, Pergamon Press.
- PÉREZ, T. E., FUNES, A., OVEJERO-GARCIA, J., *Proceedings of the third international congress of hydrogen and materials*, Paris, 1982, p.923
- QUINTANA, M. A., McLANE, J., BABU, S. S., DAVID, S. A.; *Inclusion formation in self-shielded flux cored arc welds*; Welding Journal Vol. 80 n. 04; Abril, 2001; pp. 98-105
- QUITES, A. M. e DUTRA, J. C.. *Tecnologia da Soldagem a Arco Voltaico*. 1ª edição, Florianópolis, SC, EDEME, 1979.
- SVENSSON, L. -E., *Control of microstructures and properties in steel and welds*, CRC Press Inc., 1994, 240pp.

THEWLIS, G., *Pipe-line welds -effects of pipe material and consumable composition*.
Joining Mater.. January. p. 25 and March, p. 125. 1989.

THOMPSON, A. W., *Proceedings os the conference hidrogen in metals*, ASM, Metals
Park, 1974, p91

TYSON, W., *Metallurgical Transformations*, 15A, 1984, 1475pp.

WAINER, E., BRANDI, S. D. , MELLO, F. D. H. *Soldagem: Processos e metalurgia*. São
Paulo-SP, Editora Edgar Blucher, 1992.