

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Influência do Uso de Arames Inoxidáveis Ferríticos nas Características da Zona Fundida de um  
Aço Inoxidável Ferrítico com 17% de Cromo Bi-estabilizado”

Autor: Rodrigo Pereira Madeira  
Orientador: Paulo José Modenesi

Agosto de 2007

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Rodrigo Pereira Madeira

INFLUÊNCIA DO USO DE ARAMES INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS NAS CARACTERÍSTICAS  
DA ZONA FUNDIDA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO COM 17% DE CROMO  
BI-ESTABILIZADO.

Dissertação de Mestrado

Área de concentração: Metalurgia da transformação

Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2007

Dedico este trabalho aos meus pais  
e à família Lage Madeira

## AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a meus pais e à família Lage Madeira pelo apoio incondicional e pelos exemplos de vida e dedicação.

Ao meu orientador Prof. Paulo Modenesi que em todos os momentos de dúvida foi esclarecedor me mostrando o caminhos, não mais fáceis, mas dos quais sabia ele, eu poderia tirar maior proveito.

A Héctor Carbó, Nicácio, Alexandre Serrano e José Sérgio por me mostrarem a importância de aceitar tal projeto.

A todos os integrantes do centro de pesquisas da Acesita que durante todo o trabalho se colocaram à disposição para ajudar-me no que foi preciso.

Aos colegas e amigos Tarcísio e Paulo Bálamo que, do primeiro ao último momento do trabalho foram fonte de inspiração e intensos colaboradores com idéias, críticas e sugestões.

Ao meu amor, Paula Glória, que além de todo o apoio e compreensão pelos momentos de ausência, ainda contribuiu com suas habilidades de edição de figuras.

Por fim, agradeço a UFMG e Acesita por viabilizarem o projeto e disponibilizarem seus recursos para a realização do mesmo. E a Novametal e Ugitech pela doação dos arames de soldagem.

## Sumário

1.	Introdução .....	1
2.	Objetivo .....	3
3.	Revisão Bibliográfica.....	4
3.1.	O Processo GMAW .....	4
3.1.1.	Principais tipos de transferência metálica.....	5
3.2.	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	10
3.2.1.	Fenômenos Metalúrgicos Indesejáveis que Podem Ocorrer na Soldagem .....	14
3.3.	Solidificação da Poça de Fusão .....	20
3.3.1.	Subestrutura de Solidificação .....	21
3.3.2.	Fissuração na Solidificação .....	25
3.3.3.	Geometria do Cordão de Solda .....	26
3.4.	Formação de Precipitados.....	27
3.4.1.	Aços estabilizados ao Ti .....	30
3.4.2.	Aços estabilizados ao Nb .....	33
3.4.3.	Aços estabilizados ao Ti e Nb.....	35
3.4.4.	Produto de solubilidade .....	38
3.5.	Testes Mecânicos .....	39
3.6.	Arames Ferríticos.....	43
4.	Procedimentos Experimentais .....	45
4.1.	Visão geral .....	45
4.2.	Materiais e Métodos .....	46
4.2.1.	Ensaio Erichsen .....	46
4.2.2.	Ensaio de Tração .....	48
4.2.3.	Ensaio de Dobramento .....	49
4.2.4.	Perfil de Microdureza.....	50
4.2.5.	Primeira Etapa.....	51
4.2.6.	Segunda Etapa.....	53
4.2.7.	Terceira Etapa.....	55
5.	Resultados e discussão.....	61

5.1.	Estudo do Ensaio Erichsen .....	61
5.1.1.	Análise da microestrutura da ZF e ZTA .....	62
5.1.2.	Resultados dos ensaios Erichsen, de tração e dobramento .....	64
5.1.3.	As deformações no ensaio Erichsen .....	70
5.1.4.	Deformação dos corpos de prova soldados pelo processo GMAW. ....	87
5.2.	Comparação do Desempenho dos Arames.....	93
5.2.1.	Condições de soldagem .....	93
5.2.2.	Oscilogramas .....	97
5.2.3.	Previsão da composição química das zonas fundidas.....	99
5.2.4.	Análise metalográfica .....	105
5.2.5.	Quantidade e tamanho dos precipitados .....	122
5.2.6.	Ensaio Erichsen .....	130
5.2.7.	Análise dos corpos de prova após ensaio Erichsen.....	134
5.2.8.	Ensaio de tração e dobramento .....	136
5.2.9.	Perfil de microdureza.....	139
5.2.10.	Análise da superfície de fratura no MEV.....	141
6.	Conclusões .....	145
7.	Sugestões para trabalhos futuros.....	147
8.	Referências bibliográficas .....	149

## Lista de Figuras

Figura 3-1 – Transferência por curto-circuito observada através de filmagem de alta velocidade. (Marques et al, 2005).....	5
Figura 3-2 – Transferência globular (Marques et al, 2005).....	6
Figura 3-3 – Diminuição do tamanho da gota e aumento da frequência de transferência com o aumento da intensidade da corrente, esquemático. (Modenesi, 2004).....	7
Figura 3-4 – Transferência spray (Marques et al, 2005).....	7
Figura 3-5 – Transferência tipo spray (a) com alongamento e (b) rotacional, em um arame de aço inoxidável ER308LSi, gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> . (Imagens cedidas pela Universidade Federal de Uberlândia) .....	8
Figura 3-6 – Mapa de transferência (pares tensão, corrente) esquemático (Modenesi, 2004).....	9
Figura 3-7 – Diagrama binário Fe-Cr (Oliveira, 2003).....	11
Figura 3-8 – Expansão do campo austeníticos em função do aumento dos teores de C e N. (Baerlecken, 1961).....	12
Figura 3-9 – Cinética de precipitação/sensitização em aços austeníticos e ferríticos, esquemático. ....	16
Figura 3-10 – Ciclo térmico imposto durante um processo de soldagem, esquemático. (figura retirada de uma apresentação feita por Ricardo Augusto Faria e Tarcísio Reis de Oliveira em seminário interno da Acesita S.A.) .....	17
Figura 3-11 – Modos de solidificação (a) planar, (b) celular, (c) dendrítico celular, (d) dendrítico colunar e (e) dendrítico equiaxial. O gráfico (f) mostra os respectivos gradientes de temperatura. (Solomon, 1992) .....	24
Figura 3-12 – Tipos de crescimento com base no teor de soluto, no gradiente de temperatura e na taxa de solidificação. (Solomon, 1992).....	25
Figura 3-13 – Formatos de poça de fusão (a) elíptica e (b) em gota. (Solomon, 1992).....	27
Figura 3-14 – Temperaturas de formação dos precipitados do tipo MC. (Gates e Jago, 1987)..	29
Figura 3-15 – Nitretos de titânio (a) após dissolução do metal base e (b) precipitado na matriz do aço UNS 43932, note que a nucleação ocorre em um óxido de titânio. (imagens cedidas pelo Centro de Pesquisas da Acesita S.A.).....	31
Figura 3-16 – Seqüência de formação de precipitados em aços estabilizados ao Ti. ....	32

Figura 3-17 – Seqüência de formação de precipitados em um aço estabilizado somente ao <i>Nb</i> . .....	34
Figura 3-18 – Precipitados de nióbio (foto cedida pelo centro de pesquisas da Acesita S.A.) ...	35
Figura 3-19 – Seqüência de formação de precipitados para um aço bi-estabilizado ao <i>Ti</i> e <i>Nb</i> .	36
Figura 3-20 – Dissolução e reprecipitação dos carbonitreto de titânio e cromo em uma liga com 17% de cromo e semi-estabilizada ao titânio. (imagem cedida pelo Centro de Pesquisas da Acesita S.A.).....	37
Figura 3-21 – Valores Erichsen para o aço austenítico SUS 304 com lubrificação com polietileno e graxa de grafite. (Yasuda et al, 1984) .....	42
Figura 3-22 – Variação da deformação no ensaio Erichsen para lubrificação com polietileno e graxa grafitizada. (Yasuda et al, 1984).....	42
Figura 4-1 – Síntese do projeto de pesquisa. ....	46
Figura 4-2 – Configuração do ensaio Erichsen (a) corte transversal da prensa e (b) altura “h” e força “F”, as saídas do ensaio.....	47
Figura 4-3 – Prensa Erichsen.....	47
Figura 4-4 – Máquina de tração (a) visão geral e (b) corpo de prova e extensômetro. ....	49
Figura 4-5 – Ensaio de dobramento (a) corpo de prova posicionado (b) início de atuação do cutelo e (c) posição final de ensaio. ....	50
Figura 4-6 – Microdurômetro. ....	50
Figura 4-7 – Dimensões de corpo de prova para o teste de tração convencional. ....	53
Figura 4-8 – Dimensões de corpo de prova para o ensaio de tração "subsize". ....	58
Figura 4-9 – Microscópios (a) ótico e (b) MEV.....	60
Figura 5-1 - Secções transversais das soldas produzidas por soldagem GTAW, (a) baixa energia de soldagem e (b) alta energia de soldagem.....	63
Figura 5-2 – Resultados Erichsen metal base: (a) deslocamento do punção e (b) carga.....	67
Figura 5-3 – Resultados Erichsen para a condição punção contra raiz (a) deslocamento do punção e (b) carga.....	67
Figura 5-4 – Resultados Erichsen para a condição punção contra face (a) deslocamento do punção e (b) carga.....	67
Figura 5-5 – Razão entre propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados sobre o metal base.....	69

Figura 5-6 – Perfil de microdureza da junta soldada.....	70
Figura 5-7 – Localização e característica da fratura para corpos de prova não soldados ensaiados com lubrificação (a) graxa e (b) polietileno.....	71
Figura 5-8 – Localização e característica da fratura para corpos de prova soldados ensaiados com lubrificação (a) e (b) graxa e, (c) e (d) polietileno. (Classificação semelhante pode ser observada em Chung et al 1999). ....	72
Figura 5-9 - Deformações versus distância ao pólo do corpo de prova. (Yasuda et al, 1984)....	72
Figura 5-10 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-11 .....	78
Figura 5-11 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: lubrificação com graxa, corpo de prova sem solda.....	78
Figura 5-12 - Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-10. ....	79
Figura 5-13 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-14.....	79
Figura 5-14 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: lubrificação com polietileno, corpo de prova sem solda. ....	80
Figura 5-15 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-13. ....	80
Figura 5-16 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-17.....	81
Figura 5-17 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra raiz, lubrificação com graxa, alta energia de soldagem.....	81
Figura 5-18 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-16. ....	82
Figura 5-19 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-20.....	82
Figura 5-20 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra raiz, lubrificação com polietileno, alta energia de soldagem.....	83
Figura 5-21 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-19. ....	83
Figura 5-22 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-23.....	84
Figura 5-23 - Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra face, lubrificação com polietileno, alta energia de soldagem.....	84

Figura 5-24 - Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-22. ....	85
Figura 5-25 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-26.....	85
Figura 5-26 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra face, lubrificação com polietileno, baixa energia de soldagem.....	86
Figura 5-27 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-25. ....	86
Figura 5-28 – Seções transversais das soldas realizadas por processo GMAW para as energias de soldagem (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4, mostradas na Tabela 4-4. ....	88
Figura 5-29 - Resultados Erichsen (a) deslocamento do punção e (b) carga.....	91
Figura 5-30 – Corpos de prova após ensaio Erichsen, soldados pelo processo GMAW, gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> , arame 430LNb. Condições do ensaio Erichsen (a) punção contra raiz, lubrificação com polietileno, (b) punção contra raiz, lubrificação com graxa, (c) punção contra face, lubrificação com polietileno, (d) punção contra face, lubrificação com graxa. ..	92
Figura 5-31 – Valores de corrente medidos na saída (tocha). ....	95
Figura 5-32 – Valores de tensão medidos na saída (tocha).....	96
Figura 5-33 – Números de curtos. ....	96
Figura 5-34 – Fatores de curto-circuito.....	97
Figura 5-35 - Oscilogramas de tensão no tempo (a) 430LNb com Ar2%O <sub>2</sub> (b) 430Ti com Ar2%O <sub>2</sub> (c) 430LNb com Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub> e (d) 430Ti com Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub> .....	98
Figura 5-36 – Temperatura de formação dos precipitados e quantidade de elementos intersticiais (C ou N) em solução.....	104
Figura 5-37 - Temperatura de formação dos precipitados e quantidade de elementos estabilizantes (Ti ou Nb) em solução. ....	105
Figura 5-38 – Perfis dos cordões de solda para as seis condições da Tabela 4-6 (a) gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> e (b) gás de proteção Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub> . Ataque Villela. ....	107
Figura 5-39 – Regiões analisadas da ZF.....	108
Figura 5-40 – Comparação entre zonas fundidas com gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> (a) MEV e (b) microscópio ótico. ....	110
Figura 5-41 – Similaridade entre solidificação : (a) em um molde e (b) em uma poça de fusão. ....	111

Figura 5-42 - Comparação entre zonas fundidas com gás de proteção Ar2%N23%CO <sub>2</sub> (a) MEV e (b) microscópio ótico.....	113
Figura 5-43 – TiO <sub>2</sub> na ZF1 da zona fundida gerada com metal de adição 430LNb e gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> (a) imagem dos precipitados no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2. ....	115
Figura 5-44 – TiO <sub>2</sub> na ZF1 da poça de fusão gerada com metal de adição 430LNb e gás de proteção Ar2%N23%CO <sub>2</sub> (a) imagem do precipitado no MEV (b) teor dos elementos encontrados e (c) espectro dos elementos.....	116
Figura 5-45 – TiO <sub>2</sub> mais TiN e precipitação não identificada no contorno de grão na ZF1 da poça de fusão gerada com metal de adição 430Ti e gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> (a) imagem dos precipitado no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2. ....	117
Figura 5-46 – TiN na ZF1 da poça de fusão gerada com metal de adição 430Ti e gás de proteção Ar2%N23%CO <sub>2</sub> (a) imagem dos precipitados no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2.....	118
Figura 5-47 – Composição típica de um precipitado de titânio em uma ZTA ou metal base de um aço inoxidável ferrítico bi-estabilizado. (a) imagem do precipitado no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 (d) espectro 2 e (e) espectro 3.....	119
Figura 5-48 – TiN na ZTA (a) imagem dos precipitados no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2.....	120
Figura 5-49 – Zona fundida do 430Ti, ataque oxálico : (a) e (b) 430Ti e Ar2%O <sub>2</sub> ; (c) e (d) 430Ti e Ar2%N23%CO <sub>2</sub> . ....	121
Figura 5-50 – ZF e ZTA (a) tamanho médio (b) número médio dos precipitados .....	126
Figura 5-51 – ZF1 e ZF2 (a) tamanho médio e (b) número médio dos precipitados. ....	127
Figura 5-52 –Distribuição de tamanhos dos precipitados para soldagem com gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> .....	128
Figura 5-53 – Distribuição de tamanhos dos precipitados para soldagem com gás de proteção Ar2%N23%CO <sub>2</sub> .....	129
Figura 5-54 – Sentido da solidificação na secção transversal.....	130
Figura 5-55 – Resultados Erichsen (a) deslocamento do punção e (b) carga.....	132

Figura 5-56 – Resultados Erichsen das soldas relativamente ao resultado do metal base (a) deslocamento do punção e (b) carga. ....	133
Figura 5-57 – Corpos de prova após ensaio Erichsen (a) gás de proteção Ar2%O <sub>2</sub> e (b) gás de proteção Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub> .....	135
Figura 5-58 – Corpos de prova após ensaio Erichsen soldados com arame 430Ti e gás de proteção Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub> , (a) trinca transversal e (b) trinca longitudinal. ....	135
Figura 5-59 – Corpos de prova após ensaio de tração. ....	136
Figura 5-60 – Resultados do ensaio de tração para os corpos de prova soldados relativamente aos corpos de prova sem solda. ....	137
Figura 5-61 – Corpo de prova após o ensaio de dobramento. ....	138
Figura 5-62 – Perfil de microdureza para as seis condições de soldagem.....	140
Figura 5-63 – Perfil de microdureza para os arames ferríticos.....	140
Figura 5-64 – Posição de coleta de valores para a confecção dos perfils de microdureza. ....	141
Figura 5-65 – Superfície de fratura do corpo de prova que apresentou fratura após o ensaio de dobramento.....	143
Figura 5-66 – Superfície de fratura de corpo de prova (1) que sofreu falha longitudinal na ZF no ensaio Erichsen. ....	143
Figura 5-67 – Superfície de fratura de corpo de prova (2) que sofreu falha longitudinal na ZF no ensaio Erichsen (a) e (b) região de fratura frágil com presença de microtrincas (c) e (d) regiões de fratura frágil e dúctil. ....	144

### Lista de Tabelas

Tabela 3-1 – Constantes para o cálculo do produto de solubilidade de compostos $TiC$ , $NbC$ , $TiN$ , $NbN$ e $(Ti,Nb)C$ .....	39
Tabela 4-1 - Composição química (principais elementos) do metal base. ....	51
Tabela 4-2 - Parâmetros do processo de soldagem. ....	51
Tabela 4-3 – Composições químicas do metal base e metais de adição.....	54
Tabela 4-4 – Parâmetros de soldagem do processo GMAW. ....	55
Tabela 4-5 – Composições químicas do metal base e metais de adição.....	56
Tabela 4-6 – Juntas soldadas para ensaios mecânicos.....	57
Tabela 5-1 – Valores da largura da zona fundida para baixa e alta energia de soldagem. ....	64
Tabela 5-2 – Resultados dos ensaios Erichsen para o metal base.....	65
Tabela 5-3 – Resultados dos ensaios Erichsen para corpos de prova soldados.....	66
Tabela 5-4 – Resultados tração metal base. ....	68
Tabela 5-5 – Resultados tração para os corpos de prova soldados. ....	68
Tabela 5-6 - Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-12 e na Figura 5-15. Condição de ensaio: metal base (sem solda).....	74
Tabela 5-7 – Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-18 e Figura 5-21. Condição de ensaio: punção contra raiz, alta energia de soldagem. ....	75
Tabela 5-8 - Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-21 e na Figura 5-24. Condição de ensaio: lubrificação com polietileno, alta energia de soldagem. ....	76
Tabela 5-9 - Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-24 e na Figura 5-27. Condição de ensaio: lubrificação com polietileno, punção contra face.....	77
Tabela 5-10 – Resultados do ensaio Erichsen para as quatro energias de soldagem. ....	89
Tabela 5-11 – Sinais de saída para as combinações entre arames e gases. ....	95
Tabela 5-12 – Composições químicas do metal base e metais de adição.....	101
Tabela 5-13 - Diluições e composições químicas estimadas da zona fundida.....	101
Tabela 5-14 – Composição química média da zona fundida para os elementos C, N, Ti e Nb.....	102

Tabela 5-15 – Tamanho médio dos precipitados. ....	123
Tabela 5-16 – Número de precipitados campo a campo.....	123
Tabela 5-17 – Resultados do ensaio Erichsen. ....	131
Tabela 5-18 – Resultado do ensaio de dobramento. ....	138
Tabela 5-19 – Modos de fratura por tração a baixa temperatura. ....	142

## RESUMO

Os aços inoxidáveis ferríticos têm sido extensivamente utilizados em sistemas de exaustão automotivos. Por motivo de redução de custos e com o intuito de melhorar o desempenho dos componentes da parte quente do sistema no que tange a resistência à fadiga termo-mecânica, o uso de arames de soldagem ferríticos vem crescendo a cada dia. Este trabalho compara as características metalúrgicas e mecânicas de zonas fundidas obtidas a partir do uso dos arames 430Ti e 430LNb. A influência dos gases de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N3%CO<sub>2</sub> também é estudada. Para a avaliação das propriedades mecânicas, um estudo detalhado do comportamento de soldas durante o ensaio Erichsen foi realizado. Além do ensaio Erichsen, os testes de tração e dobramento também foram utilizados. Uma análise microestrutural minuciosa foi realizada por meio de microscopia ótica e eletrônica, revelando as principais características das zonas fundidas obtidas com estes arames e gases. A influência dos elementos estabilizantes *Ti* e *Nb*, nas características mecânicas e metalúrgicas das zonas fundidas foi discutida, assim como o efeito dos gases de proteção. Pôde-se concluir que o ensaio Erichsen mostrou-se efetivo para a avaliação da ductilidade de cordões de solda apresentando uma maior sensibilidade quando comparado com os testes tradicionais. O arame ferrítico 430LNb apresentou ductilidade semelhante ao 308LSi, independentemente, do gás de proteção utilizado. Por outro lado o 430Ti apresentou boa ductilidade quando utilizado em conjunto com o gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>. Mas, o uso em conjunto do arame 430Ti e o gás Ar2%N3%CO<sub>2</sub> levou à perda de ductilidade da zona fundida em função da ocorrência de precipitação em contornos de grão.

PALVRAS CHAVE: 430Ti, 430LNb, Ti, Nb, arames ferríticos, sistemas de exaustão.

## ABSTRACT

Stainless Steels have been extensively used in automotive exhaust systems. Recently, the use of ferritic stainless steel welding wires have been increasing for joining parts during the fabrication of those systems because it can reduce the product cost and optimize its performance under thermal mechanic fatigue. This work compares the metallurgical and mechanical characteristics of the fusion zones obtained by the use of welding wires 430Ti and 430LNb. The influence of shielding gases Ar2%O<sub>2</sub> and Ar2%N3%CO<sub>2</sub> was also studied. In order to check the mechanical properties, a detailed study of welding joint behavior during Erichsen test was done. Tension and bending test were also used. The microstructure was analyzed using optical and electronic microscopes, revealing the main characteristics of melting zones obtained by the use of these welding wires and shielding gases. The influence of stabilizing elements *Ti* and *Nb* and the effect of shielding gases in the melting zone characteristics were discussed. It could be concluded that the Erichsen test was effective to evaluate the welded bead ductility presenting higher sensibility than the conventional tests. The welding wire 430LNb showed a ductility behavior as good as 308LSi, independent of the shielding gas. On the other hand, the 430Ti presented good ductility when used together with the shielding gas Ar2%O<sub>2</sub>, but, the use of 430Ti and Ar2%N3%CO<sub>2</sub> at the same time determined a ductility loss in the melted zone because of precipitation in grain boundary.

KEY WORDS: 430Ti, 430LNb, Ti, Nb, ferritic welding wires, exhaust systems.

## 1. Introdução

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam níveis adequados de resistência ao calor, à oxidação e à corrosão que, juntamente com o seu custo relativamente reduzido, os fazem extensivamente usados em sistemas de exaustão automotivos. Os aços ferríticos, ao contrário dos austeníticos, apresentam alta condutividade térmica e baixo coeficiente de dilatação térmica o que faz com eles tenham melhor desempenho que os austeníticos em aplicações onde pode ocorrer fadiga térmica, ou seja, em situações onde ocorrem ciclos térmicos (Inui et al, 2003).

O crescente uso de arames inoxidáveis ferríticos para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, utilizados nos sistemas de exaustão automotivos, tornou fundamental o conhecimento do comportamento destes arames durante o processo de soldagem e das características da junta soldada. Além do menor custo, a vantagem do uso dos arames ferríticos é a proximidade dos valores do coeficiente de expansão térmica destes com o coeficiente do metal base. O uso de arames inoxidáveis austeníticos pode levar ou acelerar a ocorrência de fadiga térmica em função das diferentes dilatações térmicas dos materiais.

Pouco material de estudo existe a respeito de arames inoxidáveis ferríticos e por este motivo a proposta deste trabalho é de analisar as propriedades metalúrgicas e mecânicas de juntas soldadas com três diferentes tipos de arames: 308LSi (austenítico), 430LNb e 430Ti (ferríticos).

Este trabalho não tem o intuito de indicar qual dos arames ferríticos seria o melhor, mas sim de entender o que ocorre na zona fundida de cada um destes arames para que em estudo posterior seja possível trabalhar-se com parâmetros de soldagem ótimos para cada um dos arames.

Este trabalho compara as características metalúrgicas e mecânicas de zonas fundidas obtidas a partir do uso dos arames 430Ti e 430LNb. A influência dos gases de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N3%CO<sub>2</sub> também é estudada. Para a avaliação das propriedades mecânicas, um estudo detalhado do comportamento de soldas durante o ensaio Erichsen foi realizado. Além do ensaio

Erichsen, os testes de tração e dobramento também foram utilizados. Uma análise microestrutural minuciosa foi realizada por meio de microscopia ótica e eletrônica, revelando as principais características das zonas fundidas obtidas com estes arames e gases. A influência dos elementos estabilizantes *Ti* e *Nb*, nas características mecânicas e metalúrgicas das zonas fundidas foi discutida, assim como o efeito dos gases de proteção.

Importantes conclusões puderam ser mostradas no que diz respeito a:

- Utilização do ensaio Erichsen para avaliação de juntas soldadas.
- Ductilidade das zonas fundidas com o uso dos arames 430LNb e 430Ti e os gases de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N3%CO<sub>2</sub>.
- Influência do uso destes arames e gases nas características microestruturais da zona fundida e a relação destas características com o comportamento mecânico das mesmas.

## 2. Objetivo

Caracterizar mecânica e metalúrgicamente cordões de solda realizados pelo processo GMAW em um aço inoxidável ferrítico com 17% de cromo bi-estabilizado ao titânio e nióbio com o uso de arames austenítico e ferrítico. Comparar o comportamento mecânico e metalúrgico de soldas realizadas com os arames ferríticos 430LNb e 430Ti, buscando o entendimento da influência destes elementos estabilizantes nas características da zona fundida (ZF). Analisar a influência dos gases de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N3%CO<sub>2</sub> nas características da ZF. Avaliar a utilização do ensaio Erichsen para quantificar a ductilidade de juntas soldadas.

### **3. Revisão Bibliográfica**

#### **3.1. O Processo GMAW**

O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) é um processo que promove a coalescência dos metais pelo aquecimento e fusão do metal base por meio do estabelecimento de um arco elétrico entre o eletrodo consumível e o metal base. Desta forma, a zona fundida é formada pela mistura do metal base e do eletrodo. Proteção gasosa é utilizada para evitar a contaminação atmosférica e facilitar a abertura e manutenção do arco.

As principais vantagens da utilização do processo GMAW são sua alta produtividade (quando comparado com processos GTAW e SMAW), sua versatilidade, quanto aos tipos de aços e espessuras, e sua menor exigência quanto à habilidade do operador. Este último fato deve-se à capacidade do processo em manter o comprimento do arco aproximadamente constante.

Uma importante limitação deste processo é a sua grande sensibilidade aos parâmetros elétricos de operação, além da grande interdependência entre estes parâmetros, os quais têm influência direta nas características do cordão de solda depositado e na estabilidade do processo (Marques et al, 2005).

Para a otimização da operação na utilização do processo GMAW deve-se ter em mente a física do processo, antes mesmo de se preocupar com as características metalúrgicas da solda. O tipo de transferência metálica é altamente influenciado pelas características da fonte e pelos insumos utilizados (Baixo & Dutra, 1989). O tipo de transferência, por sua vez, tem forte influência nas características metalúrgicas da solda, como também na geometria do cordão. São três os tipos básicos de transferência metálica: curto circuito, globular e spray.

### 3.1.1. Principais tipos de transferência metálica

#### 3.1.1.1. Transferência por curto-circuito

Ocorre para baixos valores de tensão e, em geral, de corrente. Esta transferência se divide em dois momentos, um primeiro momento onde há o arco elétrico, e um segundo em que o metal fundido na ponta do eletrodo toca a poça de fusão (quando o arco é extinto) e se transfere para a mesma. Durante a fase de arco a corrente relativamente baixa que percorre o circuito não é suficiente para gerar uma pressão eletromagnética capaz de separar a gota do eletrodo. No momento do curto ocorre um pico de corrente, em função da menor impedância do circuito, gerando uma pressão eletromagnética de magnitude suficiente para estrangular o metal fundido próximo ao eletrodo, promovendo o desprendimento da gota. Esta pressão eletromagnética é conhecida como Efeito Pinch (Norrish, 1992).

A transferência por curto-circuito caracteriza-se também por uma grande instabilidade, podendo gerar grande quantidade de respingos (Marques et al, 2005). A Figura 3-1 mostra, em quadros de uma filmagem de alta velocidade, a transferência por curto-circuito.

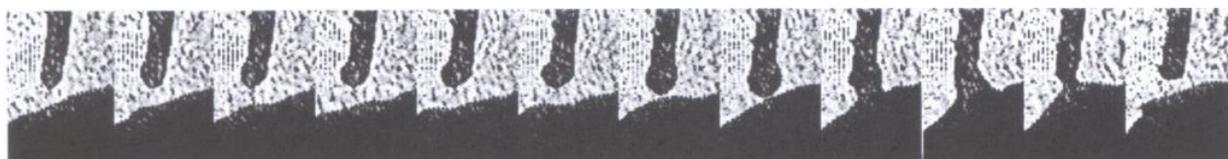


Figura 3-1 – Transferência por curto-circuito observada através de filmagem de alta velocidade. (Marques et al, 2005)

#### 3.1.1.2. Transferência globular

Ocorre para altos valores de tensão e baixos valores de corrente. Nesta forma de transferência o metal líquido na ponta do eletrodo forma uma gota que cresce, tornando-se maior que o diâmetro do eletrodo. Segundo Norrish (1992), a gota desprende-se quando seu tamanho é

grande o suficiente para que a força gravitacional, que é proporcional à sua massa, torne-se maior que a força da tensão superficial que tende a impedir o seu desprendimento. O Efeito Pinch tem um papel secundário neste tipo de transferência. Por este motivo, não é possível a utilização deste tipo de transferência fora da posição plana. Além disso, a transferência da gota para a poça de fusão é imprevisível e não há, em geral, constância na frequência de transferência, o que pode prejudicar a qualidade do cordão. A Figura 3-2 mostra a transferência globular.



Figura 3-2 – Transferência globular (Marques et al, 2005).

Uma variação deste modo de transferência é a transferência globular repelida. Neste caso, a gota formada na ponta do eletrodo é repelida para o lado por ação de forças eletromagnéticas e jatos de vapor que agem de baixo para cima na gota. Neste caso, o arco localiza-se na parte de baixo da gota. Este tipo de transferência é indesejável em função da alta instabilidade do arco e elevado nível de respingos (Norrish, 1992).

### **3.1.1.3. Transferência spray ou goticular**

Na soldagem GMAW com proteção gasosa rica em argônio, a medida que a corrente aumenta, o tamanho das gotas transferidas para a poça de fusão diminui, por ação do Efeito Pinch, e a frequência de transferência aumenta, como pode ser observado na Figura 3-3. Quando os valores de tensão e, principalmente, da corrente tornam-se suficientemente elevados, as gotas de metal líquido tornam-se, em geral, menores que o diâmetro do eletrodo e são impulsionadas para a poça de fusão por ação das forças eletromagnéticas. Este tipo de transferência é

conhecido como transferência spray e o valor de corrente que caracteriza a transição de globular para spray é conhecida como corrente de transição.

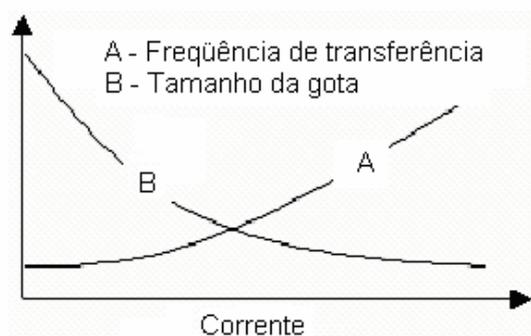


Figura 3-3 – Diminuição do tamanho da gota e aumento da freqüência de transferência com o aumento da intensidade da corrente, esquemático. (Modenesi, 2004)

Na transferência spray o arco é bastante estável, a ocorrência de respingos é muito pequena e o cordão é bastante regular (Marques et al, 2005). A Figura 3-4 mostra a transferência spray.

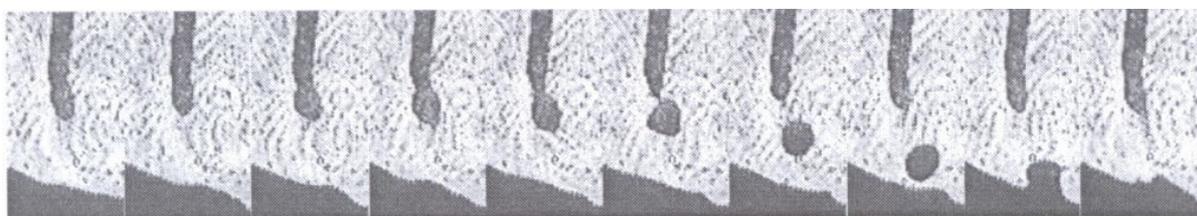


Figura 3-4 – Transferência spray (Marques et al, 2005).

Existem três variações deste modo de transferência que são: spray projetado, com alongamento e rotacional. As duas últimas ocorrem para valores ainda mais elevados de corrente e, conseqüentemente, de forças eletromagnéticas. A primeira consiste do alongamento do metal fundido na ponta do eletrodo e a ejeção de gotas a partir deste filamento, as gotas são, em geral, muito pequenas. Com um aumento ainda maior da corrente o filamento começa a girar e pequenas gotas de metal líquido são ejetadas para a poça de fusão. A Figura 3-5 mostra estes dois tipos de transferência.

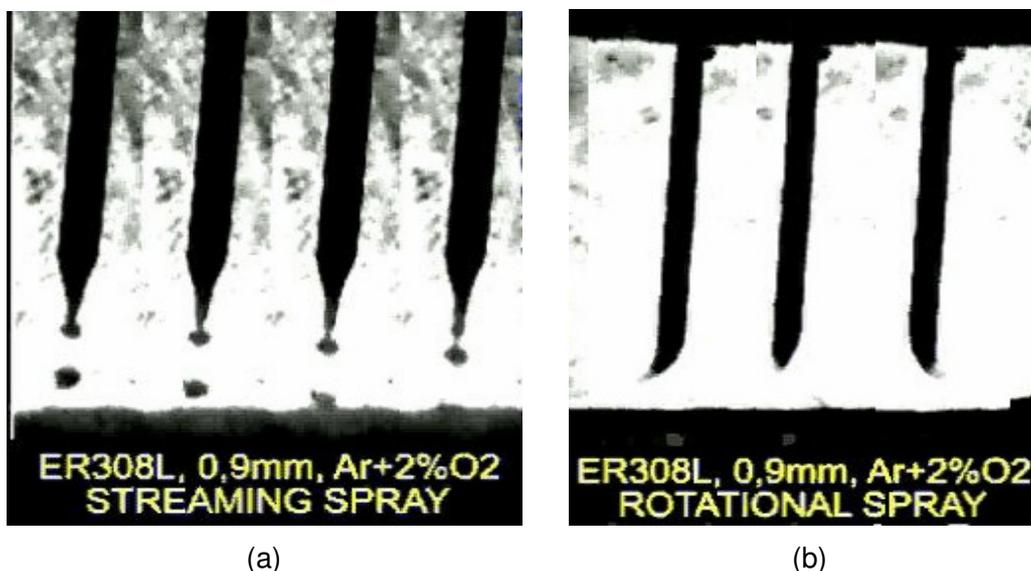


Figura 3-5 – Transferência tipo spray (a) com alongamento e (b) rotacional, em um arame de aço inoxidável ER308LSi, gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>. (Imagens cedidas pela Universidade Federal de Uberlândia)

Segundo Norrish (1992), para arames de aços inoxidáveis austeníticos, a transferência spray projetado dificilmente ocorre, sendo mais comum a observação de spray com alongamento, devido a alta resistividade elétrica destes arames.

A Figura 3-6 mostra de modo esquemático um mapa de transferência que relaciona o tipo de transferência metálica com pares de tensão e corrente. Note que a transferência por curto-circuito ocorre para valores baixos de tensão (menor comprimento do arco), a transferência globular para valores médios/altos de tensão e valores baixos de corrente, e que a transferência spray ocorre para valores médios/altos de tensão e valores altos de corrente.

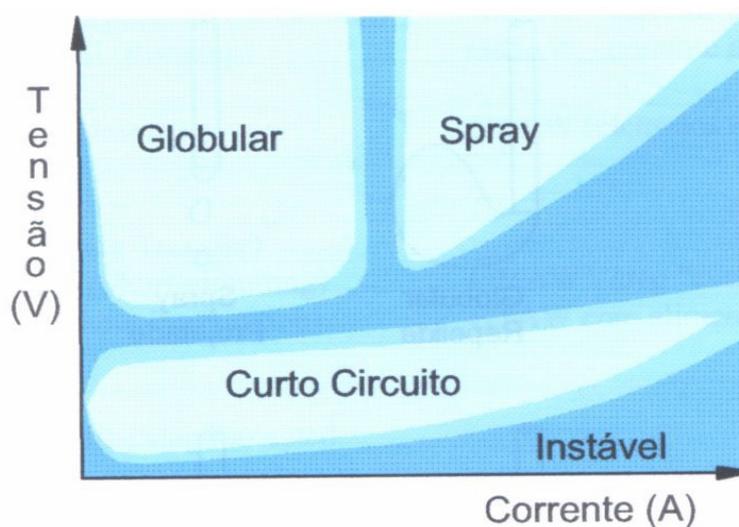


Figura 3-6 – Mapa de transferência (pares tensão, corrente) esquemático (Modenesi, 2004).

Os consumíveis (eletrodo e gás) usados na soldagem são determinantes nos modos de transferência, sendo assim, cada par eletrodo/gás terá um mapa de transferência diferente, mas mantendo sempre a tendência mostrada na Figura 3-6. Além disso, outras variáveis tais como o diâmetro e o comprimento do eletrodo têm uma influência importante na forma de transferência.

Modenesi (2004), cita resultados que mostram que o uso de  $\text{CO}_2$  como um componente da mistura de proteção expande o campo de transferência tipo curto-circuito e dificulta a transferência spray, assim, a transferência globular tende a ocorrer mesmo para valores altos de corrente. Nitrogênio e hélio também dificultam a transferência spray. Por outro lado, adições de oxigênio, até determinado limite, em gases a base de argônio tendem a reduzir o valor da corrente de transição, deste modo, a transferência spray ocorrerá para valores mais baixos de corrente. Segundo Scotti et al (1998), para arames de aço inoxidável quanto maior o teor de oxigênio até 2% no argônio usado como gás de proteção menor é o valor da corrente de transição globular/spray.

### 3.2. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são utilizados extensivamente nas mais diversas aplicações nos dias de hoje. A evolução da qualidade e das características desses aços permitiu que esses sejam utilizados em aplicações onde antes era exigida a utilização de aços inoxidáveis austeníticos. Os aços atuais, devido aos seus baixos teores de elementos intersticiais e ao rígido controle do processo de fabricação, apresentam boa estampabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Estas características juntamente com o menor custo frente aos austeníticos, fazem dos aços inoxidáveis ferríticos a melhor opção para muitas aplicações.

Os inoxidáveis ferríticos são basicamente ligas de ferro e cromo, contendo pelo menos 10,5% de cromo para garantir a resistência à oxidação. O cromo combina-se com o oxigênio formando uma fina camada de óxido de cromo transparente e fortemente aderida ao metal, conhecida como camada passiva. Outros elementos de liga são adicionados para melhorar outras propriedades desses aços. Por exemplo, para garantir a não formação de martensita quando do resfriamento pós-soldagem, elementos estabilizantes da ferrita (titânio, nióbio, tântalo, etc.) são adicionados às ligas.

Os aços inoxidáveis ferríticos não são tão tenazes nem tão resistentes como os aços inoxidáveis austeníticos, mas apresentam boa conformabilidade devido ao baixo encruamento. Têm estrutura CCC (cúbica de corpo centrado) e, por isso, são sensíveis ao entalhe e sofrem transição dúctil-frágil. Apresentam boa resistência à oxidação e corrosão e são resistentes à corrosão sob tensão. (Gordon e Bennekom, 1996)

Observando-se o diagrama binário Fe-Cr (Figura 3-7) nota-se que para teores de cromo (que é um elemento estabilizador da ferrita, ou seja, alfacênico) abaixo de 12,7% a ferrita transforma-se parcialmente em austenita. Abaixo de 12% a transformação é total, quando a ferrita é elevada a temperaturas entre 900 e 1400°C, culminando em formação martensítica quando o resfriamento é relativamente rápido (Lippold e Kotecki, 2005). O teor de cromo abaixo do qual ocorre a formação de austenita varia em função de outros elementos de liga como *C*, *N*, *Ti* e *Nb*. Para valores de cromo acima de 15% pode ocorrer a formação da fase sigma. O campo

destacado (entre 12 e 18% de cromo) mostra a região onde a maioria dos aços inoxidáveis se encontra e é também a faixa de cromo (17%) do aço objeto de estudo deste trabalho.

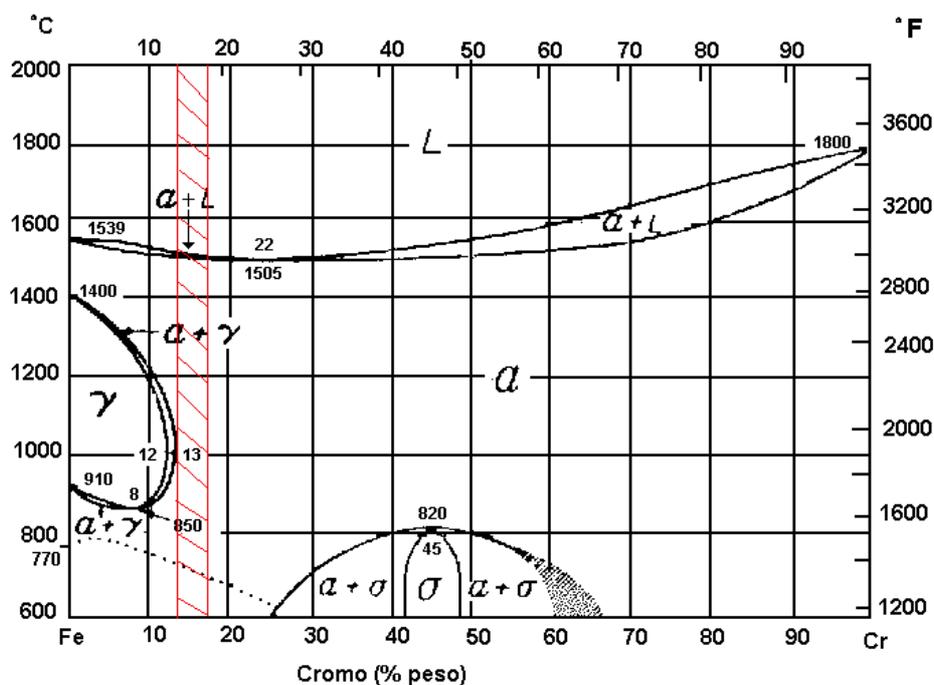


Figura 3-7 – Diagrama binário Fe-Cr (Oliveira, 2003).

A adição de  $C$  e/ou  $N$  expande o campo austenítico levando à formação de austenita em altas temperaturas para valores de cromo maiores que os 12,7% citados anteriormente. A Figura 3-8 mostra o efeito destes dois elementos.

Na Figura 3-8, aumentando-se os teores de  $C$  e  $N$ , respectivamente, de 0,004% para 0,19% e de 0,002% para 0,02%, o teor de cromo necessário para ter-se uma liga ferrítica a qualquer temperatura salta de 11,5% para 26%. Do mesmo modo, aumentando-se os teores de  $C$  e  $N$ , respectivamente, de 0,004% para 0,05% e de 0,002% para 0,25%, a fronteira do campo austeníticos salta de 11,5% de cromo para 28% de cromo (Campbell, 1992). Esse efeito do  $C$  e

*N* mostra claramente a vantagem de se ter baixos valores destes elementos quando o objetivo é evitar-se a formação de martensita.

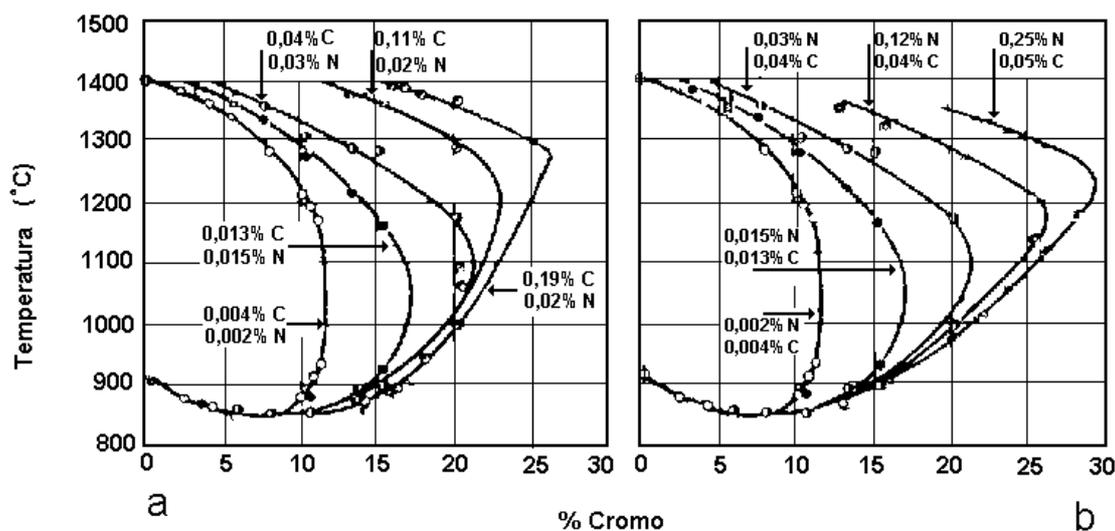


Figura 3-8 – Expansão do campo austeníticos em função do aumento dos teores de C e N.

(Baerlecken, 1961)

Campbell (1992) e Lippold e Kotecki (2005) classificam os aços inoxidáveis ferríticos em três gerações. A **primeira geração** de inoxidáveis ferríticos contém apenas cromo como elemento estabilizador da ferrita. O principal representante deste grupo é o aço AISI 430 que contém entre 16 e 18% de cromo e teor de carbono máximo de 0,12%. A evolução desta liga levou a valores de carbono bem abaixo do máximo especificado, sendo, em alguns casos em torno de 0,05%. A **segunda geração** desses aços tem teor de cromo bem menor, no entanto, têm em sua composição, outros elementos estabilizadores da ferrita. O principal representante desta geração é o AISI 409 que tem teor de cromo entre 10,5% e 11,7% e teor de carbono máximo de 0,08%, enquanto a adição de titânio pode ser de até 0,75%. Mais uma vez vale dizer que a evolução das técnicas de fabricação levam a ligas com teores muito inferiores de carbono (e também de nitrogênio) e, portanto, menores teores de elementos estabilizantes são necessários. Os ganhos devido aos baixos teores de elementos intersticiais vão além da

soldabilidade, melhorando também a estampabilidade e a qualidade superficial destes aços. A **terceira geração** de inoxidáveis ferríticos nasceu com o melhoramento das técnicas de fabricação e a capacidade das usinas em reduzir os teores de carbono e nitrogênio. Um representante deste grupo é o AISI 444 que tem teor de carbono entre 0,01 e 0,03%, além da adição de elementos tais como titânio, nióbio e molibdênio, que são estabilizantes e ao mesmo tempo contribuem com a melhora na resistência a corrosão da liga. Outro aço que se encaixa nesta terceira geração é o AISI 439 que tem teor muito baixo de elementos intersticiais e é estabilizado ao titânio e nióbio.

Os baixos teores de carbono mais nitrogênio e a adição de elementos estabilizantes, melhoram a soldabilidade e diminuem as chances da ocorrência de sensitização. Os elementos estabilizantes (*Ti* e *Nb*) formam carbonetos e nitretos estáveis, diminuindo a quantidade de carbono e nitrogênio disponível para a formação de carbonetos e nitretos de cromo e também de martensita.

Apesar de toda a evolução dos aços inoxidáveis ferríticos, estes têm pior soldabilidade que os austeníticos. Esta afirmação é verdadeira, principalmente, pelo grande crescimento de grão que ocorre na ZTA (zona termicamente afetada) que fragiliza esta região. A possibilidade de formação de martensita também é um problema para alguns tipos de aços ferríticos. Trincas a quente são menos prováveis de ocorrerem em aços ferríticos do que em austeníticos, devido à maior solubilidade de elementos como enxofre e fósforo na ferrita. O coeficiente de expansão térmica dos ferríticos é menor que dos austeníticos, o que pode ser uma vantagem na aplicação dos ferríticos a temperaturas elevadas, e também os problemas de distorção após a soldagem são menores em ferríticos. A condutividade térmica dos ferríticos é superior a dos austeníticos, o que implica na necessidade de maior introdução de calor para a soldagem dos ferríticos. No entanto, a quantidade de calor introduzido deve sempre ser a mínima possível para minimizar o crescimento de grão. (Campbell, 1992)

Os aços inoxidáveis ferríticos são susceptíveis a fragilização por diferentes fenômenos. Fenômenos de fragilização a temperaturas intermediárias tais como a por fase sigma e a 475°C não tendem a ocorrer em soldagem devido à necessidade de tempos prolongados de exposição

a temperaturas intermediárias. Já os fenômenos de fragilização e outros problemas que ocorrem a altas temperaturas tais como sensitização e formação de austenita (e, posteriormente, de martensita) podem ocorrer durante a soldagem. O crescimento de grão sempre ocorre, mas pode ser controlado. Apesar de nem todos os fenômenos ocorrerem durante um processo de soldagem uma breve descrição dos mesmos é dada a seguir.

### **3.2.1. Fenômenos Metalúrgicos Indesejáveis que Podem Ocorrer na Soldagem**

#### **3.2.1.1. Fragilização por formação de fase sigma**

A formação de fase sigma pode ocorrer para temperaturas entre 550 a 900°C para teores de cromo entre 15 e 65% (Figura 3-7). Elementos de liga estabilizadores da ferrita contribuem para a formação da fase sigma, expandindo o campo de formação desta fase para teores menores de cromo. A fase sigma é uma fase dura e frágil e, portanto, sua presença aumenta a dureza da liga e reduz sua tenacidade e ductilidade. No entanto, a formação da fase sigma ocorre em inoxidáveis ferríticos para tempos de exposição em altas temperaturas muito elevados (horas ou dias), salvo condições muito especiais (ligas com altos teores de cromo e molibdênio a temperatura um pouco superior a 900°C), nas quais a formação de fase sigma pode ocorrer em minutos. Em função da necessidade de exposição por tempos prolongados, a formação de fase sigma não ocorre na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, embora, já tenha sido observada na soldagem de austeníticos. Apesar da formação de fase sigma não ser um problema na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, estes, principalmente as ligas de alto cromo e que contém teor de molibdênio superior a 3%, não devem ser expostos a temperaturas entre 700 e 950°C quando deseja-se evitar a formação da fase sigma (Campbell, 1992). O aquecimento da liga acima de 950°C por um curto período de tempo poderá dissolver esta fase, no entanto, poderá promover crescimento de grão. Para aços com teores de cromo intermediários (15 a 25%) e que não contém molibdênio, o aquecimento acima de 800°C pode ser suficiente para eliminar a fase sigma.

### 3.2.1.2. Fragilização a 475°C

A fragilização a 475°C pode ocorrer para ligas com teores de cromo entre 15 e 70% numa faixa de temperatura entre 400°C e 550°C, quando submetidas a esta faixa de temperaturas por um tempo prolongado. Este fenômeno aumenta a dureza e a resistência da liga após muitas horas de exposição à faixa de temperatura indicada, no entanto, a fragilização ocorre para tempos bem mais curtos. O aumento no teor de cromo diminui o tempo necessário para a ocorrência do fenômeno. Segundo Campbell (1992), não foram confirmadas influências de outros elementos de liga no fenômeno. Aços com teores inferiores a 15,5% de cromo não apresentaram fragilização a 475°C mesmo quando submetidos às condições mais severas. Em geral, a fragilização a 475°C não ocorre na soldagem, mas para aços com teores de cromo superiores a 18% a fragilização pode vir a ocorrer na ZTA. Tratamentos térmicos pós-soldagem, assim como condições de trabalho que mantenham as ligas com mais de 15,5% de cromo na faixa de temperatura de fragilização devem ser evitados. As propriedades da liga podem ser recuperadas com o aquecimento da mesma a temperaturas entre 550 e 600°C por um curto tempo. (Campbell, 1992).

### 3.2.1.3. Sensitização

Quando aços inoxidáveis que possuem uma quantidade razoável de elementos intersticiais (*C* e *N*) são submetidos a uma certa temperatura e em seguida resfriados carbonetos e nitretos de cromo precipitam-se, preferencialmente, nos contornos de grão. Sendo que, para aços austeníticos a precipitação pode ocorrer em torno da temperatura de pico. Como resultado, as regiões adjacentes ao contorno de grão podem sofrer uma redução no teor de cromo e ficar mais susceptíveis à corrosão localizada; este fenômeno é conhecido como sensitização. Para que o aço sofra sensitização é necessário que ocorra a precipitação dos carbonetos de cromo e que não haja tempo para que o cromo se redifunda para as regiões empobrecidas. Nos aços inoxidáveis ferríticos a sensitização ocorre quando a liga é aquecida a uma temperatura superior a 950°C com subsequente resfriamento rápido. Para ocorrer sensitização nos aços ferríticos o resfriamento deve ser mais rápido que nos austeníticos, pois a difusão de *Cr* nos

aços ferríticos é maior que nos austeníticos. Para os aços inoxidáveis austeníticos a temperatura de precipitação fica entre 400 e 800°C (Campbell, 1992). Esta condição de resfriamento ocorre freqüentemente durante processos de soldagem. A Figura 3-9 mostra esquematicamente a cinética de precipitação/sensitização para os aços ferríticos e austeníticos.

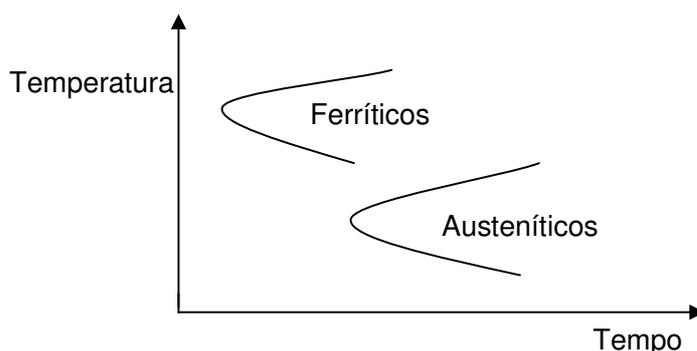


Figura 3-9 – Cinética de precipitação/sensitização em aços austeníticos e ferríticos, esquemático.

A redução do teor de elementos intersticiais ( $C$  e  $N$ ) reduz a probabilidade de sensitização, pois, quanto menor o teor de intersticiais menor é a quantidade de cromo retirada da matriz nas regiões vizinhas às regiões de precipitação de carbonetos e menor a força motriz para a precipitação. A adição de elementos estabilizantes (por exemplo,  $Ti$  e  $Nb$ ) também ajuda a evitar a sensitização, pois, estes elementos se combinam com  $C$  e  $N$  formando carbonetos e nitretos estáveis, desta forma não fica na matriz um teor de  $C$  e  $N$  disponível suficiente para combinar-se com cromo e promover a sensitização.

Após a liga ter sofrido sensitização é possível recuperá-la através de tratamento térmico. Para aços ferríticos e austeníticos a temperatura de tratamento térmico deve estar entre 700 e 950°C. No entanto, o tempo necessário para a recuperação dos aços ferríticos é menor que para os austeníticos uma vez que a difusão do  $Cr$  nos ferríticos é mais rápida. Alguns autores como, por exemplo, Campbell (1992), defendem que a recuperação dos aços ferríticos ocorre para temperaturas acima de 950°C. Este é um assunto bastante polêmico e é preciso que as faixas de temperaturas sejam analisadas de acordo com cada liga e nunca separadas do tempo

de tratamento térmico e da velocidade de resfriamento. Outra observação importante é atentar para a diferença entre precipitação e sensitização.

#### 3.2.1.4. Fragilização por crescimento de grão

O crescimento de grão na ZF e ZTA é o principal problema na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos modernos. O crescimento de grão reduz a ductilidade e a tenacidade do material. Este fenômeno é inevitável em aços inoxidáveis ferríticos devido ao ciclo térmico imposto durante o processo de soldagem fornecer condições propícias para o crescimento de grão, porém, o mesmo pode ser controlado, controlando-se a energia de soldagem. Na Figura 3-10, a região hachurada mostra a parte do ciclo onde ocorre o crescimento. A temperatura de crescimento de grão é, em geral, superior a 900°C. A redução do tamanho de grão por recristalização da ZF e ZTA após a soldagem é, na maioria dos casos, inviável devido à necessidade de se deformar e depois recozer a região da solda. (Campbell, 1992 e Lippold & Kotecki, 2005)

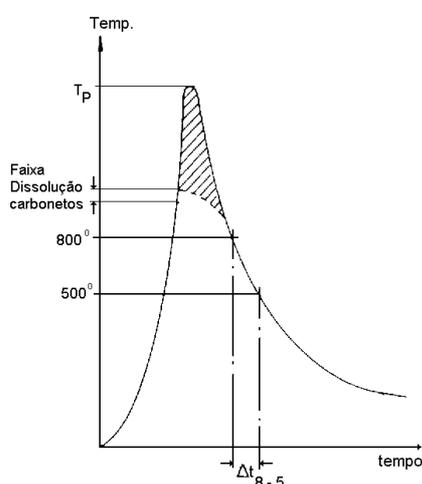


Figura 3-10 – Ciclo térmico imposto durante um processo de soldagem, esquemático. (figura retirada de uma apresentação feita por Ricardo Augusto Faria e Tarcísio Reis de Oliveira em seminário interno da Acesita S.A.)

Existem várias alternativas para minimizar-se o crescimento de grão que quando usadas em conjunto podem promover uma junta soldada com boas características mecânicas. O primeiro cuidado a ser tomado é minimizar a introdução de calor (energia) no momento da soldagem, o que diminui o tempo em que o aço (ZF e ZTA) fica exposto à faixa de temperatura de crescimento de grão. Elementos estabilizantes e formadores de nitretos e carbonetos podem ancorar os contornos de grão, reduzindo o seu crescimento e, na solidificação da poça de fusão, favorecer a nucleação de novos grãos. A esse respeito os nitretos de titânio têm um papel muito importante quando se trata de nucleação na zona fundida, esses nitretos são muito estáveis e formam-se em temperaturas superiores à temperatura de fusão servindo, deste modo, como pontos de nucleação de grãos e, conseqüentemente, contribuem para o refino da estrutura da ZF evitando a formação de grão colunares. Os carbonetos dificilmente terão papel semelhante, pois, formam-se em temperaturas mais baixas dificilmente atingindo estabilidade suficiente para agir como ponto de nucleação de um grão. Os carbonetos desempenham um papel mais importante no sentido de minimizar o crescimento de grão uma vez que são menores, mas estão presentes em maior quantidade e, assim, são barreiras mais eficientes ao crescimento dos grãos quando comparados com os nitretos de titânio. Assim, pode-se dizer que o efeito dos nitretos de titânio é mais importante na zona fundida, ao passo que a atuação dos carbonitretos de nióbio é mais efetiva na ZTA. Outros elementos estabilizantes, como, por exemplo, alumínio e zircônio, também são efetivos no refino de grão. Aços com menores teores de intersticiais e elementos estabilizantes tendem a ter um maior crescimento de grão, devido à ausência destes carbonetos e nitretos. No entanto, estas ligas, sejam estabilizadas (desde que bem estabilizadas) ou com baixíssimos teores de intersticiais, podem apresentar comportamento mecânico satisfatório após soldagem. Os elementos estabilizantes podem ser responsáveis pela redução da ductilidade das ligas após a soldagem devido à mudança da morfologia dos precipitados na zona fundida ou mesmo segregação destes elementos. (Campbell, 1992 e Lippold & Kotecki, 2005)

### **3.2.1.5. Formação de Martensita**

A formação de martensita no resfriamento pode ocorrer em ligas de aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados ou estabilizados inadequadamente. Ou seja, a formação de martensita vem a ser um problema apenas para os inoxidáveis ferríticos pertencentes à primeira geração. Os aços estabilizados e os aços com ultra baixo-intersticiais apresentam estrutura ferrítica em qualquer temperatura e, portanto, não formam martensita após resfriamento. A precipitação martensítica leva à formação de uma estrutura duplex (ferrita + martensita) que tem maior dureza e menor tenacidade, ou seja, uma estrutura mais frágil que a ferrítica. Nos aços em que a formação de martensita pode ocorrer após o resfriamento, o uso de pós-aquecimento pode minimizar a formação desta fase devido ao resfriamento mais lento. A formação de martensita não é mais um problema para os aços inoxidáveis ferríticos produzidos atualmente, a menos que ocorra contaminação por substâncias ricas em carbono durante a soldagem, tais como, graxa, óleo ou outras substâncias orgânicas. Para alguns aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados e com baixíssimos teores de intersticiais é possível que haja formação de martensita durante a soldagem, esta é prevista e não compromete a tenacidade da junta soldada. (Campbell, 1992 e Lippold & Kotecki, 2005)

### **3.2.1.6. Fragilização por hidrogênio**

Assim como outros aços ferríticos, os aços inoxidáveis ferríticos são susceptíveis a fragilização por hidrogênio. Por isso, o uso de gases de proteção que contenham hidrogênio deve ser evitado. O hidrogênio também pode ser gerado da água ou óleo, então, qualquer tipo de composto orgânico deve ser eliminado da região de soldagem. A presença de hidrogênio na poça de fusão pode levar ao trincamento ou à redução de ductilidade (Davis, 1994). O trincamento induzido por hidrogênio pode ocorrer após a soldagem de aços ferríticos quando a estrutura da junta soldada apresenta-se fragilizada, por exemplo, pela formação de martensita e/ou crescimento de grão, e, durante a soldagem, há presença de uma ou mais fontes de

hidrogênio. A trinca ocorre durante ou algum tempo após o procedimento de soldagem e apresenta-se, em geral, na margem da solda e tem aspecto frágil e transgranular.

Não há uma teoria única que explique o mecanismo da fragilização por hidrogênio. Uma das teorias mais bem aceita é a de que o hidrogênio atômico (dissociado pelo arco elétrico de soldagem) penetra na zona fundida. Após a solidificação, por difusão, os átomos de hidrogênio tendem a se concentrar em diversos tipos de imperfeições da microestrutura e rede cristalina tais como: contornos de grãos, interfaces de inclusões e de precipitados, discordâncias, vacâncias e outras imperfeições criadas pelo próprio átomo de hidrogênio. O acúmulo de átomos de hidrogênio nestas imperfeições e sua passagem para a forma molecular ( $H_2$ ), com conseqüente aumento de volume, provoca tensões internas que acabam por culminar no trincamento do material (notas de aula do Prof. Paulo José Modenesi).

### **3.3. Solidificação da Poça de Fusão**

O crescimento dos grãos em uma ZF é iniciado a partir dos grãos da ZTA, isto é, não é necessário ocorrer nucleação, a solidificação da ZF ocorre pelo acréscimo de átomos nos grãos parcialmente fundidos da ZTA. Os grãos colunares que, em geral, formam-se na ZF têm a mesma orientação cristalográfica dos grãos da ZTA onde se iniciou o crescimento. Sendo assim, a largura dos grãos colunares é determinada pela largura dos grãos da ZTA que a esses deram origem. Já o tamanho dos grãos da ZTA é aumentado durante o ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem, este por sua vez pode ser modificado pelos parâmetros de soldagem tais como corrente e velocidade de soldagem. Portanto, os parâmetros de soldagem têm influência no tamanho dos grãos da ZTA e da ZF (Davies & Garland, 1975). A velocidade de soldagem tem também influencia na geometria da poça de fusão e assim na estrutura de solidificação.

O crescimento inicial dos grãos colunares da ZF ocorre por um processo de crescimento competitivo. A não ser que técnicas específicas sejam utilizadas, o crescimento colunar dos

grãos será preponderante em toda a ZF, uma vez que a transição do crescimento colunar para o crescimento equiaxial não ocorre de maneira natural.

Para aços ferríticos (estrutura CCC) e austeníticos (estrutura FCC) a direção cristalina de mais fácil crescimento é a  $\langle 100 \rangle$ . O crescimento, em geral, ocorre mais rapidamente para os grãos que têm a direção  $\langle 100 \rangle$  voltada o mais próximo possível para a direção de maior gradiente térmico. O maior gradiente térmico está na direção normal à interface sólido líquido, desta forma, o crescimento competitivo é controlado pela geometria da poça de fusão. Em outras palavras, os grãos parcialmente fundidos da ZTA que tiverem a direção  $\langle 100 \rangle$  alinhada paralelamente à direção normal da interface sólido/líquido terão as condições mais favoráveis para o crescimento (Davies & Garland, 1975).

### **3.3.1. Subestrutura de Solidificação**

Em metais de alta pureza, uma interfase sólido-líquido plana somente pode se tornar instável se existir uma redução da temperatura no líquido em relação à própria interface. Em metais impuros e ligas, mesmo com a temperatura aumentando da interface para o líquido, interfaces não planas são possíveis devido ao acúmulo de soluto no líquido, levando ao fenômeno do super-resfriamento constitucional. Descrições detalhadas deste fenômeno podem ser encontradas em artigos de revisão (por exemplo, Campbell (1992)) e livros (por exemplo, Solomom (1992),) sobre solidificação.

Campbell (1992) e Solomom (1992), citam cinco modos de crescimento possíveis em uma poça de fusão: planar, celular, dendrítico celular, dendrítico colunar, e dendrítico equiaxial. O crescimento planar ocorre para condições que não apresentam super-resfriamento constitucional e para ligas de alto teor de pureza. O crescimento celular ocorreria para um pequeno super-resfriamento constitucional. Assim, o crescimento dendrítico celular e dendrítico colunar ocorreriam à medida que o super-resfriamento constitucional se intensificasse. O último modo de solidificação, dendrítico equiaxial, ocorreria para um super-resfriamento constitucional mais intenso.

Quanto menor o gradiente de temperatura maior será o super-resfriamento constitucional e também mais desenvolvida a protuberância. Quanto maior a taxa de solidificação maior a possibilidade da ocorrência de crescimento dendrítico. As Figura 3-11 e Figura 3-12 mostram os tipos de subestruturas possíveis e a evolução das mesmas com a variação do gradiente de temperatura e da taxa de solidificação.

Observando a Figura 3-11 (f) nota-se que os gradientes de temperaturas representados pelas curvas (a) e (b) são maiores que a inclinação da curva *liquidus*, assim não é possível que ocorra o super-resfriamento constitucional e o crescimento foi planar, mas os demais gradientes não são e permitirão modos de crescimento não planares. A Figura 3-12 traz a relação entre os gradientes de temperatura (G) e a taxa de solidificação (R) com os diversos tipos de crescimento em função da composição de soluto na região de super-resfriamento.

Segundo Campbell (1992), em poças de fusão de aços inoxidáveis ferríticos é possível observar-se crescimento celular e dendrítico celular. O crescimento dendrítico colunar nunca foi observado e o crescimento dendrítico equiaxial pode ocorrer no final da solda, na cratera, devido à formação de rechupe. O crescimento celular é característico de aços baixo e médio teor de cromo como, por exemplo, 409 e 439, ao passo que o crescimento dendrítico pode ocorrer em aços de médio e alto teor de cromo e com maiores teores de liga como, por exemplo, o aço 444.

A tendência natural é que os grãos da ZF sejam colunares devido às condições de solidificação que ocorrem na poça de fusão. Segundo Davies & Garland (1975), quanto menor o espaçamento interdendrítico maior é o limite de escoamento e o alongamento da solda e mais rápido são obtidas as propriedades mecânicas ótimas em um tratamento térmico posterior de homogeneização.

Na intenção de melhorar as propriedades mecânicas da junta soldada, alguns métodos são utilizados com o intuito de quebrar os grãos colunares e torná-los menores. Um dos métodos comumente utilizados em fundição é a adição de inoculantes que, pela formação de

precipitados, formam pontos de nucleação de novos grãos. Em soldagem, devido aos elevados gradientes térmicos, esta técnica é menos efetiva. Contudo, quando as condições dentro da poça de fusão permitem, estes núcleos podem crescer dando origem a novos grãos que interrompem o crescimento colunar gerando grãos menores, podendo melhorar as propriedades mecânicas da solda. De acordo com Davies & Garland (1975), a introdução de inoculantes por meio do próprio arame que suporta o arco tem poucas chances de gerar resultados satisfatórios, porque as temperaturas atingidas na ponta do eletrodo são altas o suficiente para fundir qualquer tipo de precipitado. No entanto, deve-se ter em mente que alguns tipos de precipitados como os nitretos de titânio ( $TiN$ ) formam-se ou reprecipitam em temperaturas acima da temperatura de fusão, podendo servir como pontos de nucleação de novos grãos.

O sucesso na utilização de inoculantes para promover o refino de grão na poça de fusão depende, principalmente, de quatro fatores: da quantidade de inoculante fornecida à poça de fusão que deve estar acima de um limite mínimo; do local da poça em que o inoculante é introduzido, maior eficiência foi obtida quando o inoculante foi introduzido atrás do arco próximo à interface sólido líquido, pois ali as temperaturas já não são tão altas; do tamanho das partículas de inoculantes, os grãos tendem a ser tanto menor quanto menores forem as partículas de inoculante; da condição de soldagem, quanto maior for a energia introduzida maior o tamanho de grão da poça de fusão. Outros métodos podem ser utilizados para tentar impedir o crescimento colunar, estes métodos têm o intuito de gerar uma perturbação na poça de fusão de modo a quebrar as células ou dendritas e, assim, promover a nucleação de um novo grão a partir das partículas que se soltaram do grão inicial (Davies & Garland, 1975 e Solomon, 1992). As técnicas utilizadas para promover este fenômeno podem ser vistas no artigo de Davies & Garland, 1975.

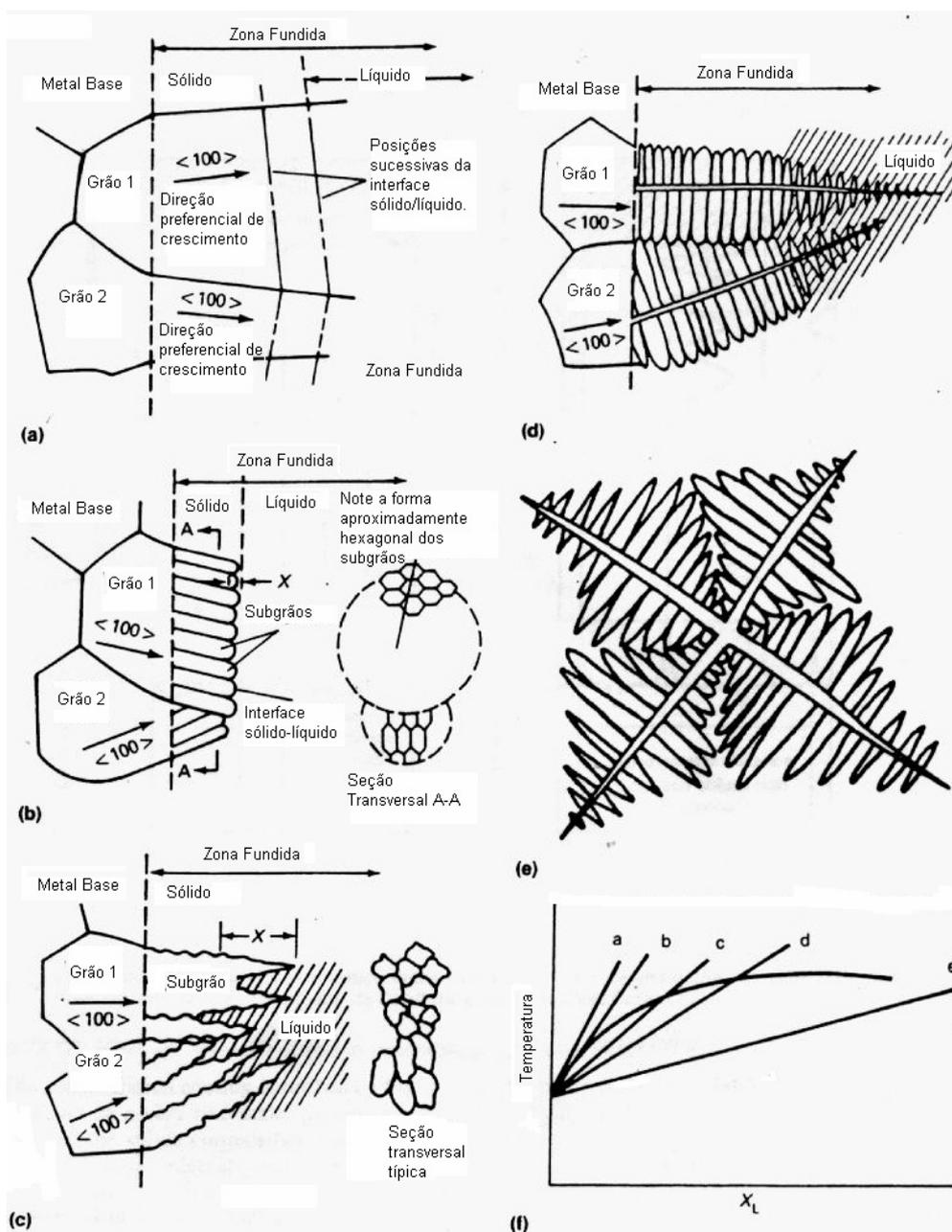


Figura 3-11 – Modos de solidificação (a) planar, (b) celular, (c) dendrítico celular, (d) dendrítico colunar e (e) dendrítico equiaxial. O gráfico (f) mostra os respectivos gradientes de temperatura.

(Solomon, 1992)

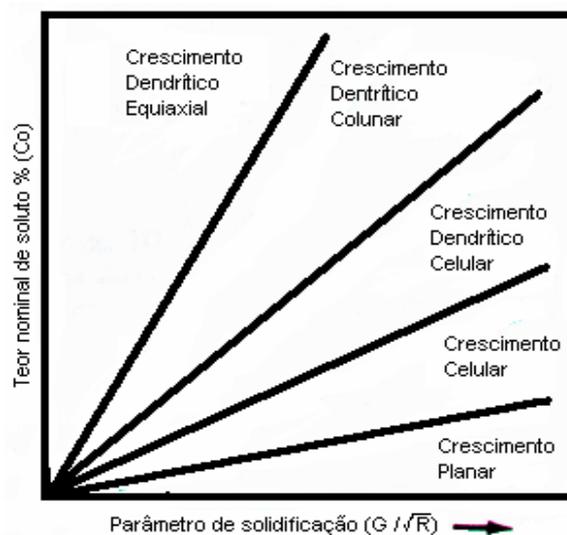


Figura 3-12 – Tipos de crescimento com base no teor de soluto, no gradiente de temperatura e na taxa de solidificação. (Solomon, 1992)

### 3.3.2. Fissuração na Solidificação

A poça de fusão pode apresentar trincas formadas ao final ou imediatamente após a solidificação, estas são conhecidas como trincas a quente. Classicamente, o principal fator para a ocorrência destas trincas é a presença de elementos de ligas e residuais que formam compostos de baixo ponto de fusão e molham os contornos das dendritas e, na presença de tensões de tração, levam à formação de trincas. Os elementos mais danosos são o enxofre e o fósforo. Ligas que apresentam grande faixa de solidificação são mais susceptíveis à ocorrência do fenômeno.

Os aços inoxidáveis ferríticos são menos susceptíveis à ocorrência de trincas a quente devido à solubilidade de elementos como o enxofre e o fósforo ser maior na estrutura ferrítica. Além disso, os aços inoxidáveis ferríticos têm, em geral, baixo teor destes elementos e, também, de carbono e nitrogênio, devido aos métodos de fabricação utilizados.

Elementos estabilizantes, tais como titânio e nióbio podem contribuir para a ocorrência de trincas a quente, pois estes podem segregar entre dendritas e nos contornos de grão. A susceptibilidade à formação de trincas a quente aumenta com o aumento do teor de elementos estabilizantes, portanto, excesso destes elementos podem ser prejudiciais à soldabilidade da liga. O efeito do nióbio é mais intenso que o do titânio (Campbell, 1992).

### **3.3.3. Geometria do Cordão de Solda**

Muitos fatores podem influir na geometria do cordão de solda, dentre eles estão os parâmetros de soldagem (corrente, tensão, velocidade de soldagem, tipo e vazão do gás de proteção e o arame de adição) e a espessura e tipo de junta. A composição química da liga influencia as suas propriedades físicas e químicas e também interfere na interação entre arco e poça de fusão e, conseqüentemente, no formato do cordão. Segundo Campbell (1992), a presença de enxofre e oxigênio promove a formação de escória que gera instabilidade no arco e maior agitação na poça de fusão. Outra teoria bem aceita se baseia na influência do gradiente de tensões superficiais (causado pela temperatura e concentração de solutos), no sentido do movimento do metal líquido na poça de fusão, fenômeno conhecido como efeito Marangoni (Witz et al, 2005). O formato da poça determina, em grande parte, o formato do cordão e a resistência mecânica da solda.

Uma variável importante e que influi fortemente na solidificação da poça de fusão, por meio da geometria da mesma, é a velocidade de soldagem. Para velocidades de soldagem mais baixas o formato da poça de fusão é elíptico ao passo que para velocidades maiores a poça de fusão passa a ter um formato de gota. Esta mudança no formato da poça de fusão modifica o resultado final da solidificação. A Figura 3-13 mostra as poças de fusão elíptica e em gota e o conseqüente resultado na estrutura de solidificação. Segundo Davies & Garland (1975) e Solomon (1992), uma poça de fusão em gota aumenta a possibilidade de formação de trinca a quente devido à segregação de soluto no centro do cordão. Além disso, os grãos colunares são menores em uma poça de fusão elíptica, assim o formato da poça em gota deve ser evitado sempre que possível.

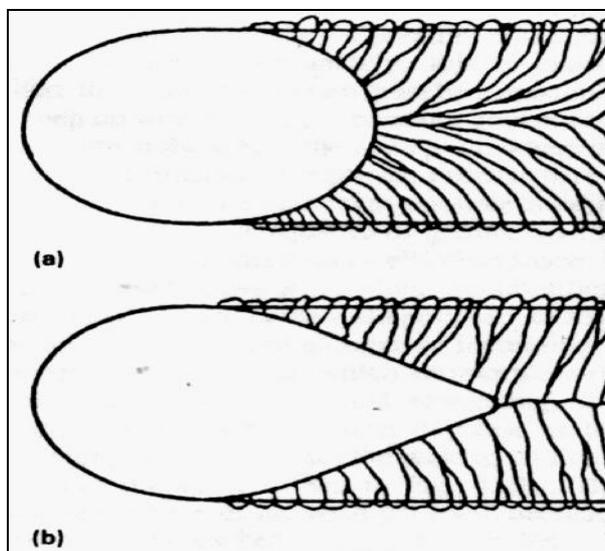


Figura 3-13 – Formatos de poça de fusão (a) elíptica e (b) em gota. (Solomon, 1992)

### 3.4. Formação de Precipitados

A microestrutura dos aços é dependente basicamente de dois fatores: de sua composição química e processo de fabricação. No entanto, a microestrutura pode ser modificada durante a aplicação, em função de deformação, tempo e temperaturas de serviço, ou durante um processamento posterior à fabricação do aço, como por exemplo, durante um processo de estampagem ou soldagem.

Os precipitados fazem parte da estrutura de um aço inoxidável ferrítico e o tipo, tamanho e forma desses precipitados podem determinar (juntamente com outros fatores como tamanho de grão e a presença de outras fases) as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão do aço.

Em aços inoxidáveis não estabilizados ocorre a precipitação de carbonetos de cromo, sendo o tipo mais comum o  $M_{23}C_6$ , onde o  $M$  indica que o  $Cr$  pode ser parcialmente substituído por elementos como  $Mo$  e  $Fe$  ao passo que o  $C$  pode dar lugar ao  $N$  (Bucher, 2004). Note que a

quantidade de cromo presente neste carboneto é muito superior à presença de carbono, sendo este carboneto o principal responsável pelo fenômeno da sensitização.

A estabilização dos aços inoxidáveis tem como objetivo, além de eliminar a presença de martensita, evitar a formação dos precipitados do tipo  $Cr_{23}C_6$  pela introdução de elementos de liga que tenham maior afinidade com o  $C$  e o  $N$  do que o  $Cr$ , promovendo a formação de outros tipos de precipitados mais estáveis e que não contêm  $Cr$ . Segundo Gordon e Bennekom (1996), os principais elementos estabilizantes utilizados na fabricação de aços inoxidáveis são o  $Ti$  e o  $Nb$ . Outros elementos como zircônio, vanádio e tântalo, podem ser utilizados, mas são menos comuns. Os compostos formados pelos elementos estabilizantes são do tipo  $MC$  ou  $M(C,N)$ , que são formulações gerais para os diversos tipos de carbonetos, nitretos e carbonitretos que podem se formar.

A Figura 3-14 mostra as temperaturas de fusão para os vários carbonetos e nitretos do tipo  $MC$ . Nota-se que os nitretos são, em geral, mais estáveis que os carbonetos. O  $TiN$  tende a formar-se acima da temperatura de fusão de um aço inoxidável e por isso ajuda no refino de grão da zona fundida, embora se acredite que parte dos  $TiN$  precipite-se um pouco abaixo da linha de fusão, sendo assim, o  $TiN$  tem uma ampla faixa de temperatura de precipitação. O único elemento capaz de formar nitretos acima da temperatura de fusão além do titânio é o zircônio.

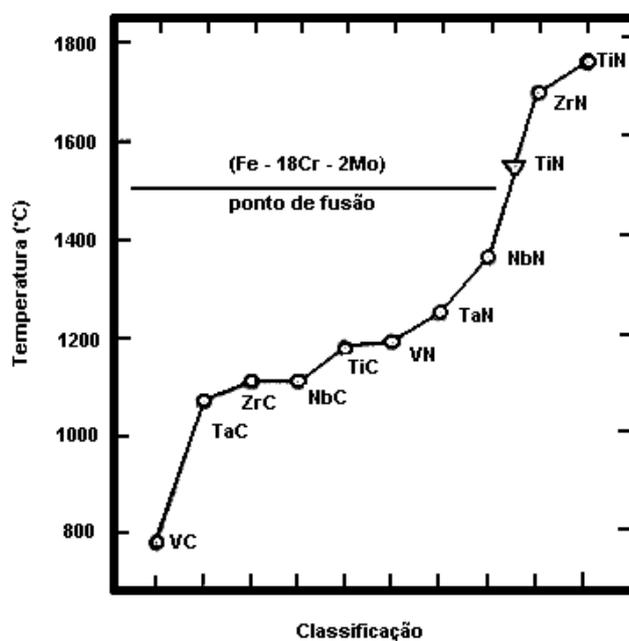


Figura 3-14 – Temperaturas de formação dos precipitados do tipo *MC*. (Gates e Jago, 1987)

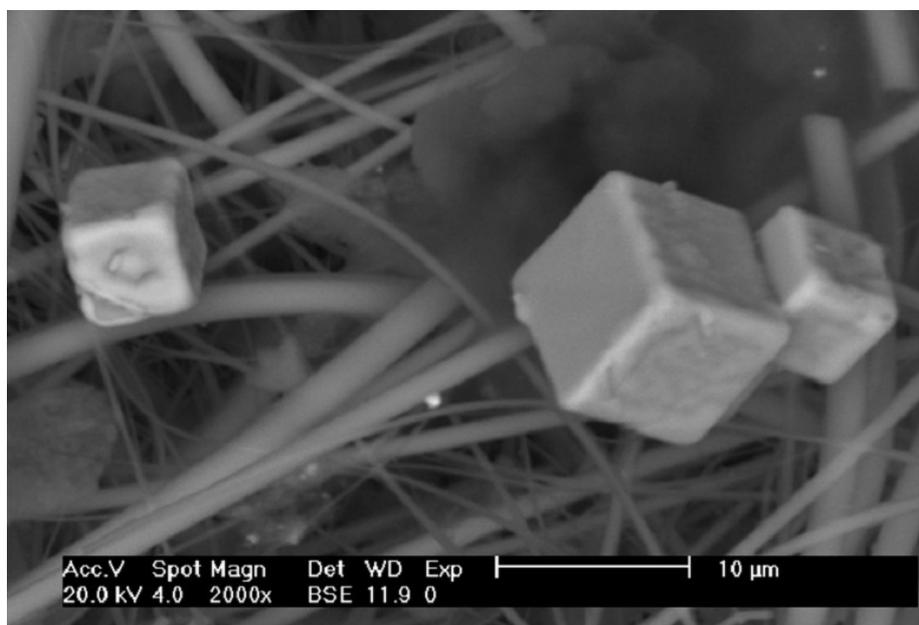
O titânio, apesar de ser o elemento estabilizante que forma o nitreto mais estável, está sujeito a combinar-se com outros elementos formando outros precipitados como, por exemplo,  $TiS$ ,  $Ti_4C_2S$ , ou ainda  $FeTiP$ . A formação destes compostos impede que todo o titânio combine-se com o carbono e nitrogênio, deste modo, apesar da estabilização estequiométrica para este elemento ser dada por  $Ti = 4C + 3,4N$ , para se garantir a estabilização deve-se adicionar uma quantidade maior de  $Ti$  à liga. Há normas que regem a estabilização que deve ser feita para diversos aços, por exemplo, a ASTM A240 diz que a estabilização do AISI 439 deve obedecer à fórmula  $Ti > 0,2 + 4(C + N)$ . Outras normas apresentam formulações diferentes. O titânio irá formar, preferencialmente, o nitreto de titânio ( $TiN$ ), que se forma enquanto o metal ainda está líquido e durante a solidificação, podendo formar-se também logo após a solidificação. O titânio, que restar após a formação dos precipitados de  $TiN$ , poderá formar os compostos citados acima, de acordo com a composição química de cada aço. Nos aços atuais, com baixíssimos níveis de  $S$  e  $P$ , a combinação de titânio com estes elementos é restrita, ocorrendo com maior facilidade a formação dos carbonetos de titânio. Muitas vezes estes carbonetos formam-se em

torno dos nitretos, utilizando estes últimos como ponto de nucleação. Como os precipitados de titânio formam-se a temperaturas mais elevadas, estes são, em geral, mais grosseiros que os precipitados de cromo ou nióbio, pois têm um tempo maior para crescerem.

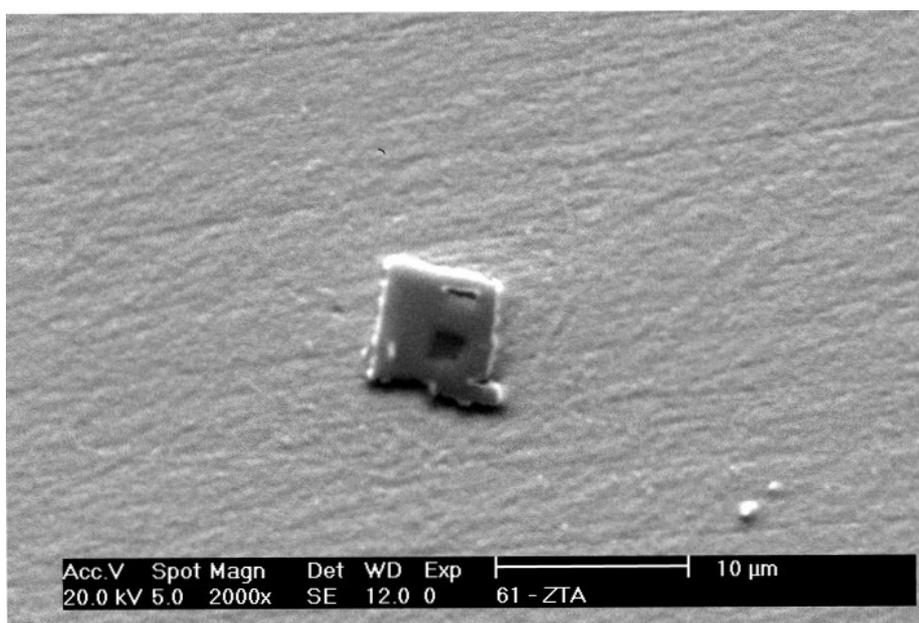
Também o nióbio forma um nitreto mais estável que o carboneto, no entanto, ambos se formam abaixo da temperatura de fusão. Os precipitados de nióbio são, em geral, mais finos promovendo um maior endurecimento e prejudicando menos a tenacidade, quando comparado com os precipitados de titânio que podem formar precipitados grandes a ponto de não aumentarem a dureza, mas que chegam a prejudicar significativamente a tenacidade. Além disso, são mais efetivos que o titânio no controle do tamanho de grão durante o processo de deformação e recozimento dos aços (Bucher, 2004). Ao contrário do titânio, o nióbio não tem afinidade com *S* e *P*, assim, segundo Gordon e Bennekorn (1996) a relação estequiométrica  $Nb = 7,7C + 6,6N$  é suficiente para garantir a estabilização do aço. No entanto, os produtores de aços utilizam relações de estabilização superiores à estequiométrica também para os aços estabilizados ao *Nb*. Para um melhor entendimento da formação dos precipitados de titânio e nióbio, foi feita uma breve descrição para o caso de aços estabilizados ao titânio, ao nióbio e para aços bi-estabilizados.

#### **3.4.1. Aços estabilizados ao Ti**

Nos aços estabilizados somente ao titânio, o primeiro precipitado a ser formado quando o aço ainda está líquido, são os óxidos  $TiO_2$ , em seguida, ocorre a formação dos nitretos  $TiN$  em temperaturas ainda superiores à de fusão. Estes nitretos têm formato de paralelepípedo e, segundo Ostrowski e Langer (1979) e Cavazos (2006), formam-se, muitas vezes, em torno dos óxidos utilizando estes como ponto de nucleação. A Figura 3-15 mostra precipitados do tipo  $TiN$ . Estes óxidos e nitretos, a menos que o aço seja levado a temperaturas muito elevadas, não mais irão se solubilizar seja durante o processo de fabricação do aço ou em processamentos posteriores. Na soldagem, as altas temperaturas atingidas na poça de fusão poderão causar a dissolução desses precipitados.



(a)



(b)

Figura 3-15 – Nitretos de titânio (a) após dissolução do metal base e (b) precipitado na matriz do aço UNS 43932, note que a nucleação ocorre em um óxido de titânio. (imagens cedidas pelo Centro de Pesquisas da Acesita S.A.)

Após a formação dos óxidos e nitretos de titânio, ocorrerá a formação de sulfetos e carbosulfetos ( $Ti_{1-x}S$  e  $Ti_4C_2S_2$ ), posteriormente, estes sulfetos poderão se decompor dando origem a carbonetos ( $TiC$ ) e sulfetos ( $MnS$ ). A formação destes precipitados está relacionada com os parâmetros (tempo, temperatura e deformação) do processo de fabricação do aço e de processos e aplicações posteriores que o aço pode ser submetido. Se após a formação de  $MnS$  e  $TiC$  ainda houver titânio disponível, pode ocorrer a formação de  $FeTiP$ . A Figura 3-16 mostra a seqüência de precipitação dos precipitados em um aço estabilizado ao titânio.

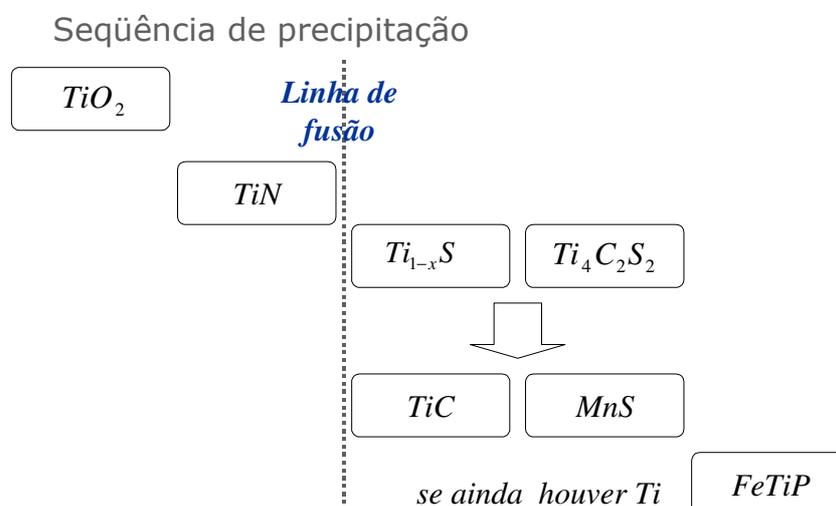


Figura 3-16 – Seqüência de formação de precipitados em aços estabilizados ao  $Ti$ .

Os aços estabilizados ao titânio quando aquecidos a alta temperatura e depois resfriados rapidamente podem apresentar sensitização. Uma explicação para este fenômeno é que os precipitados do tipo  $TiC$  se dissolvem e durante o resfriamento rápido não há tempo suficiente para que o carbono seja reincorporado aos precipitados. Este carbono poderá formar carbonetos de cromo do tipo  $Cr_{23}C_6$ , levando à sensitização. Além disso, a situação pode ser agravada pela incorporação, durante a reprecipitação, de cromo aos precipitados do tipo  $M(C,N)$  (Gordon e Bennekorn, 1996). Este fenômeno poderá ocorrer no resfriamento pós-soldagem devido às altas taxas de resfriamento impostas.

Segundo Gordon e Bennekom (1996) e Hunter e Eagar (1980), a estabilização com titânio pode comprometer a tenacidade do aço e elevar a temperatura de transição dúctil-frágil, além da possibilidade de prejudicar a qualidade superficial do aço.

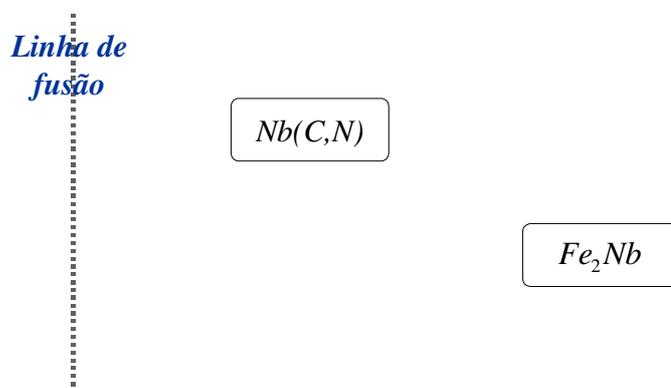
Washko e Grubb (1991), em trabalho que analisou fraturas de aços estabilizados ao titânio, nióbio e bi-estabilizados, levantaram a hipótese de que a presença de titânio em soldas minimiza a possibilidade de ocorrência de fratura frágil. Em aços estabilizados somente ao nióbio constatou-se que corpos de prova submetidos ao ensaio de estiramento Olsen Cup, tiveram fratura frágil iniciada devido à presença de constituintes originários de filmes líquidos formados a partir de óxidos e nitretos. A presença de titânio inibiria este tipo de ocorrência pelo fato deste elemento combinar-se com oxigênio e nitrogênio formando óxidos e nitretos de titânio a temperaturas superiores à de fusão.

#### **3.4.2. Aços estabilizados ao Nb**

O nióbio não tem afinidade com enxofre e fósforo e os primeiros precipitados a serem formados são os carbonitretos de nióbio  $Nb(C,N)$ . Estes carbonitretos têm morfologia tipo bastonete e, como se formam em temperaturas abaixo da linha de fusão, onde a taxa de difusão é menor, são, em geral, mais finos que os de titânio. Assim, em geral, os aços estabilizados ao nióbio têm tenacidade melhor que os estabilizados ao titânio. Se após a formação dos  $Nb(C,N)$  ainda houver nióbio em solução, pode ocorrer a formação de uma fase intermetálica conhecida como fase de Laves  $Fe_2Nb$ , que pode também conter cromo e silício (Bucher, 2004). A Figura 3-17 mostra a seqüência de precipitação para um aço estabilizado somente ao  $Nb$ .

## Seqüência de precipitação

Não há afinidade com S e P

Figura 3-17 – Seqüência de formação de precipitados em um aço estabilizado somente ao *Nb*.

As ligas estabilizadas ao nióbio apresentam resistência à sensitização mesmo quando submetidas a resfriamento brusco. Na soldagem, as ligas estabilizadas ao nióbio têm maior tendência a apresentarem trincas a quente que aquelas estabilizadas ao titânio. A zona fundida desses aços apresenta grãos alongados ou colunares, pois, os carbonitretos de nióbio formam-se a temperaturas abaixo à de fusão não promovendo a nucleação heterogênea de novos grãos durante a solidificação, como é o caso dos precipitados de  $TiN$  que formam-se a temperaturas superiores à de fusão (Gordon e Bennekorn, 1996). Washko e Grubb (1991) analisaram a microestrutura de aços com 11% de cromo estabilizados ao titânio, nióbio e bi-estabilizados ( $Ti+Nb$ ) e chegaram à conclusão que os teores utilizados de nióbio não modificaram a microestrutura da zona fundida, que apresentou apenas grãos colunares, e também que o titânio promoveu refino de grão na linha de centro da solda. A Figura 3-18 mostra alguns precipitados de nióbio na zona fundida de um aço bi-estabilizado soldado com arame 430LNb e gás de proteção  $Ar2\%O_2$ .

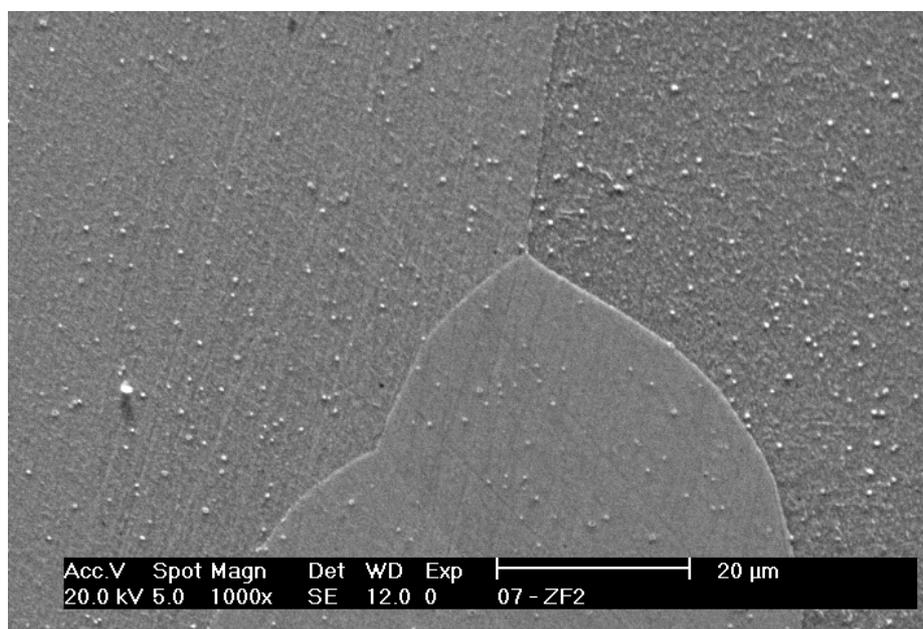


Figura 3-18 – Precipitados de nióbio (foto cedida pelo centro de pesquisas da Acesita S.A.).

### 3.4.3. Aços estabilizados ao Ti e Nb

Segundo Gates e Jago (1987), Gordon e Bennekom (1996) e Washko e Grubb (1991), a estabilização com titânio e nióbio pode ser uma boa alternativa para minimizar os problemas que ocorrem nos aços estabilizados com um ou outro elemento, uma vez que a quantidade de cada elemento é menor, minimizando possíveis efeitos nocivos destes elementos. Como a quantidade de titânio adicionado é menor, os problemas de tenacidade e elevação da temperatura de transição dúctil-frágil devido à formação de grandes partículas de  $Ti(C,N)$  são também minimizados. De acordo com Gordon e Bennekom (1996), na soldagem a bi-estabilização minimiza as chances de formação de trincas a quente, uma vez que os  $TiN$  formados ainda na poça de fusão líquida servem como pontos de nucleação, diminuindo o tamanho de grão na zona fundida e, conseqüentemente, aumentando a área de contorno de grão. Além disso, a menor quantidade de nióbio adicionado ajuda a diminuir a segregação.

No caso de um aço bi-estabilizado ao *Ti* e *Nb*, o primeiro precipitado a se formar foi o  $TiO_2$  seguido do  $TiN$ . Se após a formação dos óxidos e nitretos de titânio ainda houver titânio disponível em solução, poderá ocorrer a formação de sulfetos de titânio  $Ti_{1-x}S$  e carbosulfetos de titânio e nióbio  $(Ti, Nb)_4C_2S_2$ . Caso não haja titânio disponível em solução ocorrerá a formação de sulfetos de manganês  $MnS$  e carbonetos e carbonitretos de Nb. A formação de  $TiC$  ainda poderá ocorrer em função da dissolução dos precipitados  $(Ti, Nb)_4C_2S_2$  e  $Ti_{1-x}S$  durante o processo de fabricação do aço (Bucher, 2004). A Figura 3-19 mostra a seqüência de precipitação para um aço bi-estabilizado.

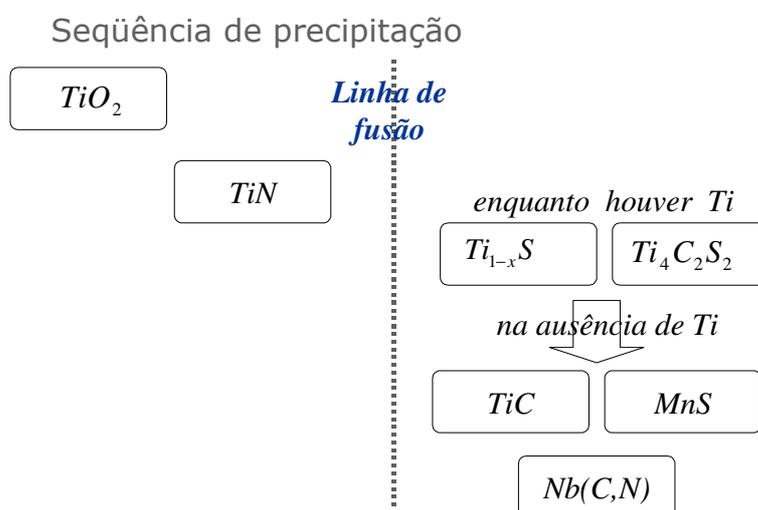


Figura 3-19 – Seqüência de formação de precipitados para um aço bi-estabilizado ao *Ti* e *Nb*.

Na soldagem de aços estabilizados os precipitados encontrados no metal base não são conservados na zona fundida, pois as temperaturas atingidas nesta região são suficientes para dissolver todo tipo de precipitado. Durante o processo de solidificação e resfriamento da ZF ocorre a reprecipitação. No entanto, apesar do volume de precipitados ser o mesmo na zona fundida, estes se encontram em maior quantidade e tamanho menor, pois, a grande taxa de solidificação e resfriamento não permite que os precipitados cresçam. Devido às elevadas temperaturas que ocorrem na poça de fusão pode-se assumir que todo o  $TiN$  é dissolvido. Uma

pequena redução no tamanho dos precipitados pode também ser observada na ZTA. (Hunter e Eagar, 1980).

A Figura 3-20 explicita o fenômeno da dissolução e reprecipitação. Nota-se que na ZTA há a presença de grandes carbonitretos de titânio e cromo ao passo que na ZF nota-se a presença de precipitados muito finos, porém em maior quantidade. Vê-se ainda que a reprecipitação dos pequenos precipitados da ZF obedece à orientação cristalográfica imposta pela subestrutura de solidificação.

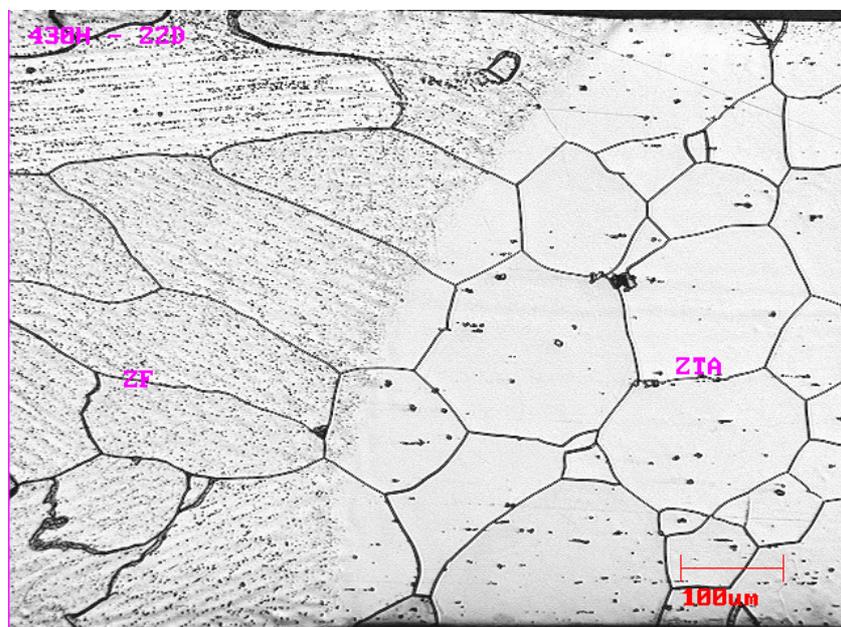


Figura 3-20 – Dissolução e reprecipitação dos carbonitretos de titânio e cromo em uma liga com 17% de cromo e semi-estabilizada ao titânio. (imagem cedida pelo Centro de Pesquisas da Acesita S.A.)

Os aços bi-estabilizados são particularmente interessantes na soldagem, pois os precipitados de  $TiN$  servem como pontos de nucleação para os grãos na zona fundida, contribuindo para uma estrutura com grãos menores. Já os finos precipitados de nióbio,  $Nb(C,N)$ , parecem ter um papel mais efetivo na restrição do crescimento de grão na zona termicamente afetada.

O gás de proteção pode interferir na formação de precipitados. Os gases mais utilizados na soldagem de aços inoxidáveis por GMAW são as misturas de *Ar* com  $O_2$ , *Ar* com  $CO_2$ , misturas de *Ar* e *He* com  $O_2$  e  $CO_2$  e mais recentemente misturas de *Ar* com  $N_2$  e  $CO_2$ . *Ar* e *He* são gases inertes e, portanto, não têm interferência metalúrgica direta, a não ser pela mudança no formato do cordão de solda e, por consequência, na solidificação da poça de fusão. Segundo Hilton (1990) e Petersens et al (1993), o uso de *He* provoca expansão do arco elétrico e, assim, maior largura do cordão como também aumenta a penetração devido ao maior aporte térmico promovido pelo gás *He* comparativamente ao *Ar*. Já os gases ativos ( $O_2$ ,  $CO_2$  e  $N_2$ ) podem interferir diretamente na formação de precipitados, por exemplo, espera-se que um gás que contenha  $N_2$  promova maior precipitação de nitretos uma vez que este elemento foi, provavelmente, absorvido e seu teor irá tornar-se maior na zona fundida. Segundo Hilton (1990), Petersens et al (1993) e Stenbacka & Persson (1987), o uso de  $CO_2$  pode provocar aumento no teor de carbono da zona fundida, o que para aços com ultrabaixo teor de carbono (caso de grande parte dos inoxidáveis ferríticos) ou mesmo aços estabilizados pode vir a comprometer o desempenho da junta soldada.

#### 3.4.4. Produto de solubilidade

Supondo um composto hipotético *MX*, o seu produto de solubilidade em uma dada fase é definido por:

$$\log(\%M * \%X) = -A/T + B$$

Onde  $\%M$  é o percentual em massa do elemento *M*,  $\%X$  é o percentual em massa do elemento *X*, *A* e *B* são constantes (que dependem do sistema considerado) e *T* é a temperatura em graus Kelvin.  $K_s = \%M * \%X$  é o produto de solubilidade do composto *MX*.

Em uma dada temperatura, o produto de solubilidade define qual o teor dos elementos *M* e *X* que poderá estar dissolvido na matriz. Ou seja, o produto de solubilidade marca a relação entre

as concentrações de  $M$  e  $X$  em equilíbrio com o composto  $MX$  em uma dada temperatura. Se os teores de  $M$  e  $X$  derem um produto maior que  $K_s$ , significa que há um excesso de  $M$  e  $X$  em solução e a formação do composto  $MX$  pode ocorrer. Caso o produto de  $M$  e  $X$  seja menor que  $K_s$  implica que a solução não está saturada e o composto  $MX$  pode se dissolver.

Akamatsu et al (1994) definiu os valores para as constantes  $A$  e  $B$  para a formação de carbonetos e nitretos de nióbio e titânio em aços ferríticos com extrabaixo teor de carbono. Fujimura e Tsuge (1999) definiram o valor das constantes para a formação de carbonetos de nióbio mais titânio para aços inoxidáveis com 16% de cromo. A Tabela 3-1 mostra os valores das constantes para o cálculo do produto de solubilidade para os carbonetos e nitretos de titânio e nióbio. Com estas constantes foi possível, posteriormente, calcular as temperaturas de precipitação destes compostos.

Tabela 3-1 – Constantes para o cálculo do produto de solubilidade de compostos  $TiC$ ,  $NbC$ ,  $TiN$ ,  $NbN$  e  $(Ti,Nb)C$

Composto  $MX$       $\log(\%M * \%X) = -A/T + B$

M	X	A	B
Nb	C	8970	3,46
Ti	C	10800	5,02
Nb	N	13000	5,85
Ti	N	16750	5,89
(Ti,Nb)	C	11520	5,40

### 3.5. Testes Mecânicos

Para aprovação de uma junta soldada é comum que se realize testes mecânicos para avaliar sua performance comparativamente ao metal base ou outra junta soldada. Os testes geralmente utilizados são os testes de tração, dobramento e, para materiais de menor espessura, usa-se também o ensaio Erichsen. A utilização destes últimos para a caracterização

de juntas soldadas não está bem estabelecida de modo que a interpretação dos resultados obtidos muitas vezes gera controvérsias.

No **teste de tração** de juntas de pequena espessura o corpo de prova é, normalmente, confeccionado de modo que o cordão de solda fique perpendicular à direção de ensaio. Deste modo, segundo Yasuda et al (1984) a deformação do corpo de prova ocorre no metal base ou na região da solda, dependendo da dureza destas duas regiões. No caso de aços inoxidáveis ferríticos que têm baixo coeficiente de encruamento a ruptura ocorrerá quase sempre no metal base, a não ser que a fragilidade da zona fundida seja muito grande. Para austeníticos, que têm alto coeficiente de encruamento, o encruamento durante a deformação do metal base pode aumentar a resistência e a dureza do mesmo a ponto da deformação ser transferida do metal base à zona fundida, podendo o corpo de prova sofrer ruptura nesta região.

Quando a ruptura ocorre no metal base, a junta soldada não foi efetivamente testada e os valores das propriedades mecânicas não devem ser comparados. Caso a ruptura ocorra na junta soldada os valores das propriedades mecânicas estarão relacionados com as propriedades da junta, mas, ainda assim, pode haver grande influência da deformação do metal base nos resultados.

Apesar destes fatos, alguns autores (Chung et al, 1999 e Washko & Grubb, 1991) utilizam os resultados de testes de tração transversal sem, no entanto, explicitar estes fatos, o que compromete a confiabilidade dos resultados.

O **ensaio de dobramento**, menos explorado do ponto de vista científico, é um ensaio mais severo e que garante, desde que realizado adequadamente, que a deformação irá ocorrer na zona fundida. Neste ensaio o corpo de prova é preparado de modo que o cordão de solda seja posicionado faceando o cutelo. O dobramento pode ser realizado visando testar a face ou a raiz da solda. No momento do ensaio, a face ou a raiz sofre forças de tração transversalmente ao cordão de solda enquanto a outra sofre compressão. Caso ocorra ruptura durante o ensaio, esta acontecerá na região submetida a esforços de tração. Este ensaio é do tipo passa ou não passa, ou seja, o aparecimento de trinca após o dobramento desqualifica o corpo de prova, ao

passo que a não ocorrência de trincamento qualifica o corpo de prova. Apesar de severo este ensaio não é capaz de quantificar a qualidade dos materiais testados. Maiores detalhes a respeito deste ensaio serão comentados no item 4.2.3.

O **ensaio Erichsen** trata-se de um ensaio de estiramento no qual um punção de ponta esférica força a chapa que é presa por um prensa chapas até que a mesma sofra estrição e/ou ruptura. Os resultados deste ensaio são deslocamento do punção (valor Erichsen) e carga no momento em que o material tem uma perda mais acentuada de espessura (estrição ou ruptura). Este ensaio tem sido utilizado na avaliação de juntas soldadas para aços de menor espessura (até 2mm). Yasuda et al (1984) realizou testes comparando o efeito do tipo de lubrificação nos valores Erichsen e os resultados encontrados mostraram que com a utilização de graxa grafitizada os valores Erichsen obtidos para o material soldado (SUS 304 soldado a laser) estavam no mesmo patamar dos valores obtidos para o metal base, independentemente, da relação entre largura do cordão e espessura da chapa. Já com o uso de polietileno como lubrificante os valores Erichsen obtidos para a junta soldada foram menores que os valores para o metal base na mesma condição. Além disso, para valores de largura da junta soldada sobre espessura da chapa menores que quatro, os resultados foram superiores aos valores dos corpos de prova ensaiados com graxa. No entanto, para valores de largura da junta soldada sobre espessura da chapa maiores que 4 houve uma forte queda dos valores Erichsen ensaiados com polietileno (Figura 3-21). Yasuda afirma que a utilização de polietileno como lubrificante reduz o atrito e faz com que a parte central do corpo de prova também se deforme. Assim, a queda nos valores Erichsen para juntas soldadas mais largas deve-se a maior participação da zona fundida na área que recebe deformação. A Figura 3-22 mostra as tensões circunferenciais nos corpos de prova a medida que a distância ao pólo (centro) aumenta. Nota-se que as tensões circunferenciais ocorrem mais próximas ao centro para os corpos de prova lubrificados com polietileno, ao mesmo tempo em que a distribuição destas deformações é mais homogênea.

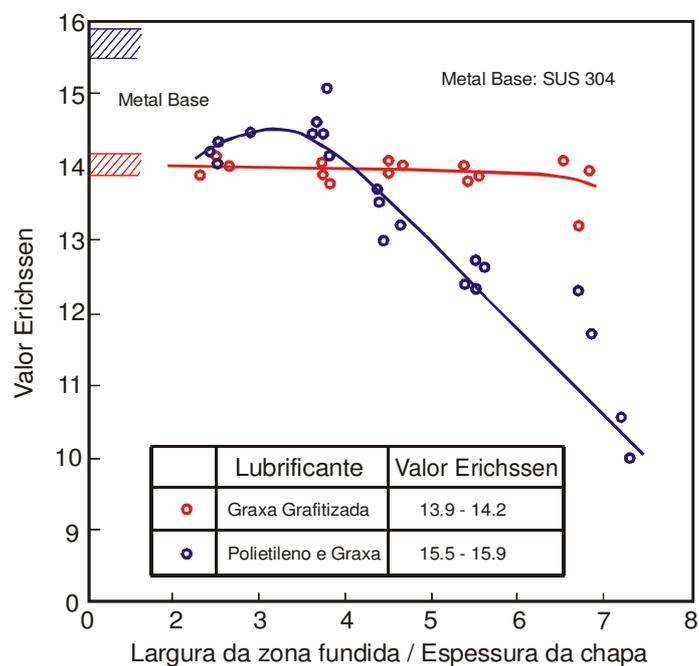


Figura 3-21 – Valores Erichsen para o aço austenítico SUS 304 com lubrificação com polietileno e graxa de grafite. (Yasuda et al, 1984)

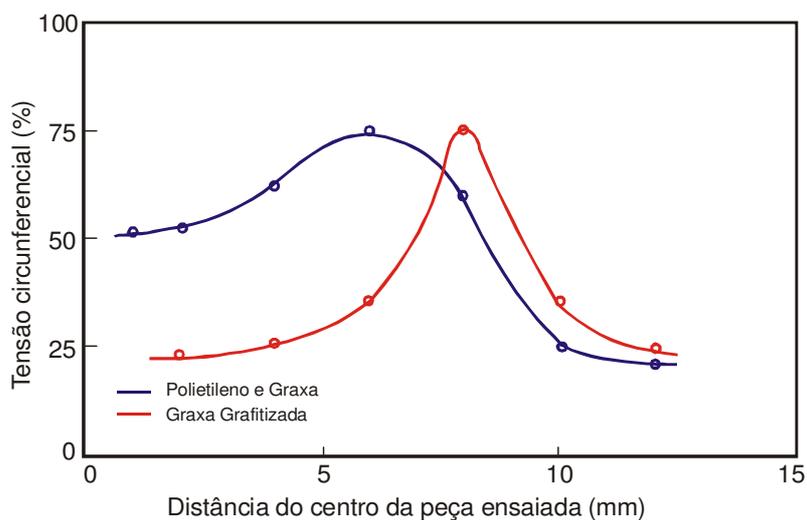


Figura 3-22 – Variação da deformação no ensaio Erichsen para lubrificação com polietileno e graxa grafitizada. (Yasuda et al, 1984)

Chung (1999) utilizou o ensaio Erichsen para a avaliação de juntas soldadas, no entanto, não explicitou o tipo de lubrificação utilizada e classificou as juntas sem levar em consideração a participação relativa do metal base e da zona fundida na área de deformação. Já Washko & Grubb (1991) utilizaram valores do ensaio de estiramento “Olsen Cup” (similar ao Erichsen) levando em consideração somente o tipo de fratura encontrada.

### **3.6. Arames Ferríticos**

Arames inoxidáveis ferríticos vêm sendo utilizados para a soldagem de sistemas de exaustão automotivos devido às suas características de alta condutividade térmica e baixo coeficiente de expansão térmica quando comparado com os austeníticos. Segundo Renaudot et al (2000), nos Estados Unidos, o arame 409Cb (Cb é o mesmo que Nb, a utilização da nomenclatura Cb deve-se à manutenção do nome comercialmente conhecido do arame) vem sendo utilizado desde a década de 90 para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos de baixo teor de cromo. A soldagem de aços ferríticos com arames também ferríticos minimiza a descontinuidade provocada pelo cordão de solda e promove melhor compatibilidade metalúrgica entre metal base e zona fundida em termos de dilatação térmica e microestrutura. Apesar disso, outros problemas podem ocorrer em função da estrutura colunar formada na zona fundida devido ao uso de arames ferríticos. Segundo Inui et al (2003), grãos colunares reduzem a resistência à corrosão, a tenacidade da junta e a resistência mecânica em alta temperatura. Em geral, grãos maiores melhoram a resistência mecânica em alta temperatura devido ao fato de minimizarem o efeito de deslizamento entre grãos (mecanismo que promove a fluência), no entanto, grãos colunares podem reduzir a resistência da junta quando esta é submetida a fadiga termomecânica.

Os arames ferríticos podem conter diferentes elementos em sua composição química tais como titânio, nióbio e alumínio, com o intuito de melhorar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão das juntas.

Renaudot et al (2000) realizaram testes em um arame ferrítico estabilizado ao nióbio e concluiu que os cordões obtidos mostraram boa qualidade de forma, estrutura, ductilidade e resistência à corrosão intergranular. E ainda afirma que a qualidade da junta realizada com o arame 430LNb foi pelo menos a mesma obtida com o arame austenítico 308LSi.

Inui et al (2003) testou arames contendo *Nb* apenas, *Al* e *Nb* e, *Al*, *Ti* e *Nb*. Neste trabalho o autor sugere que a presença de *Al*, *Ti* e  $N_2$  em quantidades adequadas é capaz e resultar em uma zona fundida com grãos finos e, conseqüentemente, em propriedades mecânicas ótimas. Inui ainda diz que o nióbio tem um efeito secundário e de menor importância e que a presença de *Al*, *Ti* e  $N_2$  se não for em conjunto é pouco efetiva para o refino de grão da junta soldada.

Outros arames ferríticos já estão sendo utilizados industrialmente incluindo arames não estabilizados o que leva a uma zona fundida de baixa ductilidade em função da precipitação martensítica. Arames estabilizados ao titânio também são utilizados. No entanto, muito pouco é conhecido a respeito das características dos arames ferríticos tanto em termos de processo quanto em metalúrgicos.

## 4. Procedimentos Experimentais

### 4.1. Visão geral

Para avaliar as características metalúrgicas e mecânicas de juntas soldadas com metais de adição austenítico e ferríticos e comparar as características dos arames ferríticos estabilizados ao titânio ou ao nióbio a seguinte metodologia foi utilizada:

- A primeira etapa do trabalho estudou o ensaio Erichsen analisando as deformações promovidas nos corpos de prova, para cordões de solda feitos por soldagem GTAW autógena. Esta análise permitiu um melhor entendimento do ensaio e a definição de uma melhor condição de ensaio que foi, posteriormente, utilizada para a avaliação das diferentes combinações entre arame e gás.
- A segunda etapa conferiu os resultados da primeira, desta vez com o uso de corpos de prova soldados por processo GMAW, utilizando, como metal de adição, o arame inoxidável ferrítico 430LNb e gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>.
- Na terceira etapa foram soldados corpos de prova pelo processo GMAW variando-se o metal de adição (430LNb, 430Ti e 308LSi) e o gás de proteção (Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>). Nos corpos de prova gerados, foram realizados os testes de tração, dobramento e Erichsen (de acordo com a definição da primeira e segunda etapa), além das análises microestruturais da zona fundida (metalografia, determinação da diluição, análise dos precipitados e medidas de microdureza). A Figura 4-1 mostra de forma esquemática o escopo do trabalho.

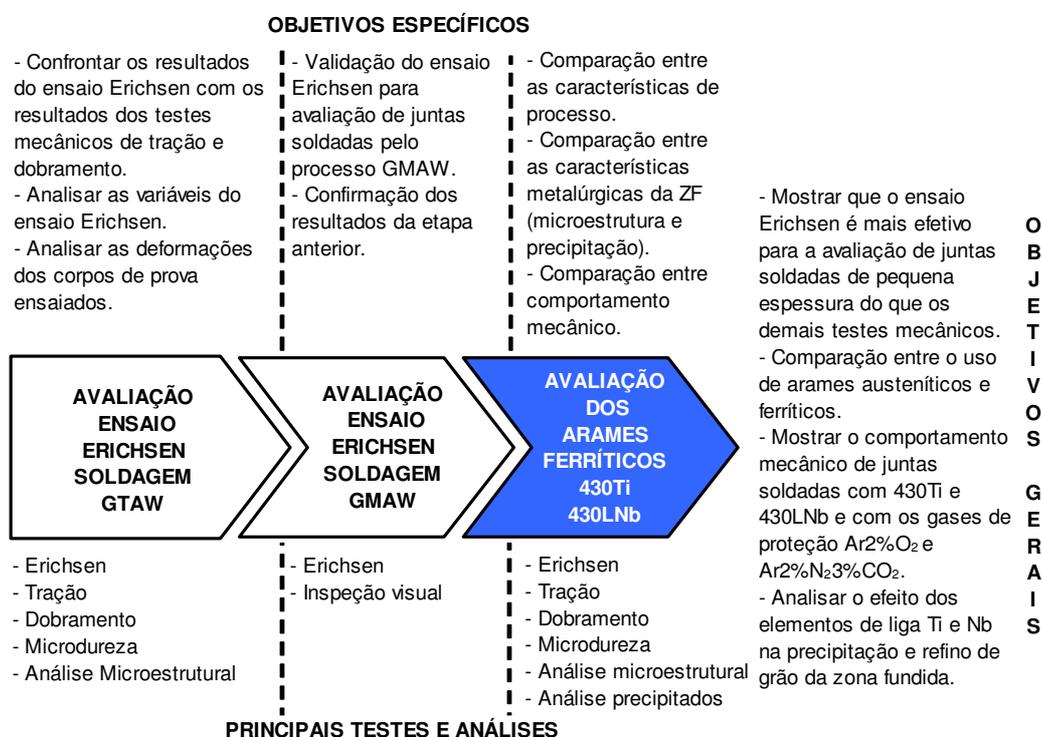


Figura 4-1 – Síntese do projeto de pesquisa.

## 4.2. Materiais e Métodos

Antes de entrar na particularidade de cada etapa do trabalho, será mostrada a metodologia geral para os ensaios Erichsen, tração, dobramento e microdureza. Estes ensaios foram realizados na primeira e terceira etapas do trabalho, com exceção do ensaio Erichsen que foi utilizado também na segunda etapa.

### 4.2.1. Ensaio Erichsen

O ensaio Erichsen foi o principal teste mecânico a ser realizado, uma vez que um dos objetivos deste trabalho é confirmar se este ensaio apresenta uma maior sensibilidade para a avaliação de juntas soldadas de baixa espessura frente aos testes convencionais de tração e

dobramento. Acredita-se que, por meio do ensaio Erichsen, é possível quantificar a ductilidade das juntas soldadas. As saídas do ensaio Erichsen são a altura do copo no momento da ruptura e a carga máxima aplicada pelo punção. Estes valores foram registrados no momento exato de início de ruptura do corpo de prova, por meio do uso de um detector de queda de carga, que é integrado à prensa utilizada. A Figura 4-2 mostra um desenho esquemático do ensaio, enquanto a Figura 4-3 mostra a prensa que foi utilizada para a realização dos ensaios.

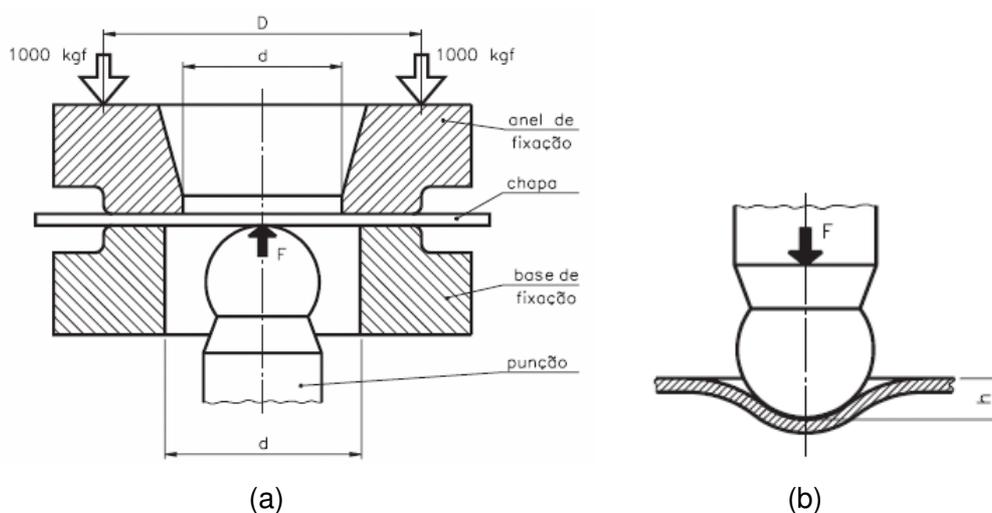


Figura 4-2 – Configuração do ensaio Erichsen (a) corte transversal da prensa e (b) altura “h” e força “F”, as saídas do ensaio.



Figura 4-3 – Prensa Erichsen.

Os corpos de prova para o ensaio Erichsen devem ter dimensão de 100x100mm no mínimo, para se garantir que o prensa chapas irá atuar de maneira efetiva e impedir que o material escoe para dentro da matriz no momento do ensaio.

As principais variáveis que influem no ensaio Erichsen são:

1. Material
2. Espessura do blank
3. Velocidade de deslocamento do punção
4. Força do prensa chapas
5. Tipo de lubrificação
6. Lado do ensaio
7. Geometria do cordão
8. Excesso de material no reforço ou raiz da solda
9. Alinhamento do cordão de solda em relação ao punção

O material é um aço inoxidável com 17% de cromo bi-estabilizado ao Ti e Nb. A espessura do metal base é de 1,5(+/-0,05)mm. A velocidade de deslocamento do punção foi de 20mm/min. A força do prensa chapas foi de 100kN. A lubrificação e o lado de ensaio foram definidos na primeira e segunda etapa do trabalho. A geometria do cordão de solda foi controlada através do controle do processo de soldagem. O reforço da face foi aplainado quando da soldagem GMAW buscando obter a mesma espessura do metal base. O alinhamento do cordão de solda em relação ao punção foi feito manualmente.

#### **4.2.2. Ensaio de Tração**

O ensaio de tração foi realizado com o cordão de solda posicionado perpendicularmente à direção de tração. Foi usada uma máquina de tração Instron 5583 (Figura 4-4(a)) com capacidade de 15 toneladas e controlada por computador, Software Merlin/SeriesIX. Esta máquina possui os seguintes acessórios: célula de carga; extensômetro axial de 50mm

(+25mm); extensômetro axial de 50mm (+50mm); extensômetro transversal de 25mm (+10mm) (Figura 4-4(b)). A leitura dos resultados foi realizada pelo “software” BlueHill. As dimensões dos corpos de prova foram diferentes na primeira e terceira etapa e serão mostradas posteriormente.

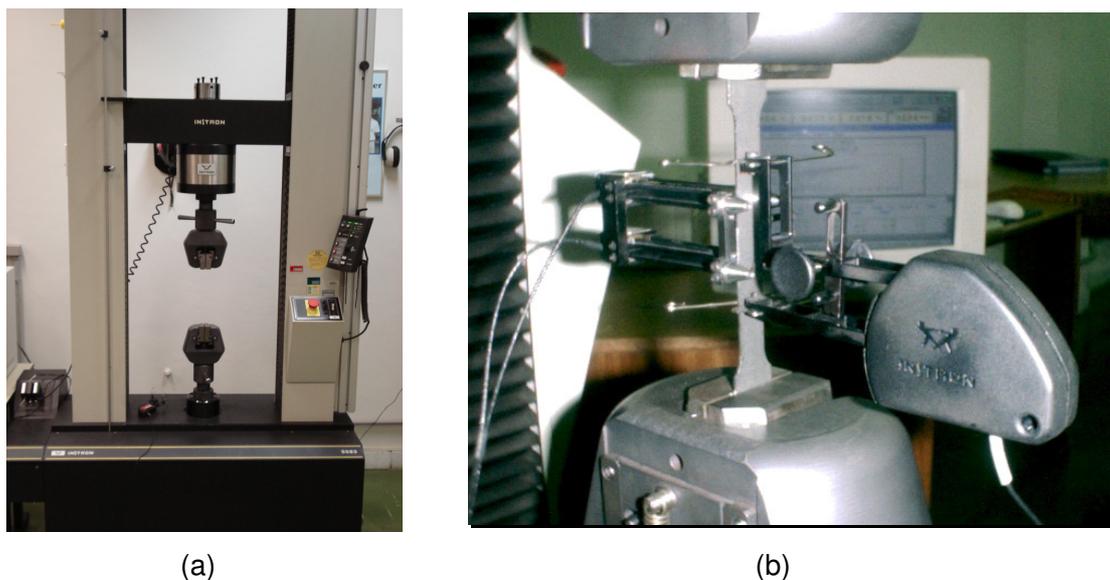


Figura 4-4 – Máquina de tração (a) visão geral e (b) corpo de prova e extensômetro.

#### 4.2.3. Ensaio de Dobramento

A Figura 4-5 mostra a realização de um ensaio de dobramento. Este ensaio foi realizado com o cordão de solda posicionado paralelamente ao cutelo de modo a facear o mesmo (o cordão de solda é perpendicular à maior dimensão do corpo de prova). Este teste pode ser realizado promovendo esforços de tração na face ou raiz da solda. Os corpos de prova para o ensaio de dobramento tiveram dimensões de 22x100mm.

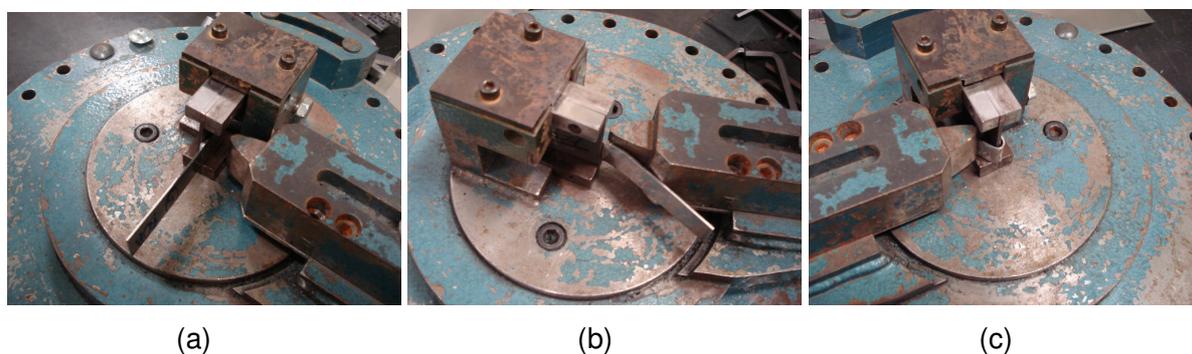


Figura 4-5 – Ensaio de dobramento (a) corpo de prova posicionado (b) início de atuação do cutelo e (c) posição final de ensaio.

#### 4.2.4. Perfil de Microdureza

Para avaliar a evolução da dureza do metal base à zona fundida dos cordões de solda foi utilizado um microdurômetro Leica Leitz mostrado na Figura 4-6. Maiores detalhes serão mostrados na apresentação dos resultados, devido ao método de realização do perfil de microdureza ter sido modificado entre a primeira e a terceira etapa.



Figura 4-6 – Microdurômetro.

#### 4.2.5. Primeira Etapa

A primeira etapa do trabalho teve o objetivo de estudar a viabilidade do uso do ensaio Erichsen para a avaliação da ductilidade de juntas soldadas.

##### 4.2.5.1. Metal Base

A Tabela 4-1 mostra a composição química do metal de base. Note que se trata de um aço inoxidável de baixo teor de carbono com 17% de cromo e duplamente estabilizado ao *Ti* e *Nb*. Segundo a norma ASTM A 240/A 240M este aço é definido como UNS 43932 e a formulação que rege a estabilização do mesmo é  $(Ti + Nb) > [0,20 + 4(C + N)]$ , sendo que o teor máximo admissível para *Ti+Nb* é de 0,75. A espessura do metal base é de 1,5mm laminado a frio.

Tabela 4-1 - Composição química (principais elementos) do metal base.

Elemento	C	N	Ti	Nb	V	Ni	Cr	Mn	Si	P	S
(%)	0,0095	0,0075	0,1984	0,2009	0,0507	0,1777	17,1284	0,1434	0,4032	0,0234	0,0027

##### 4.2.5.2. Soldagem GTAW dos corpos de prova

A soldagem dos corpos de prova foi realizada pelo processo GTAW utilizando uma máquina de soldagem do modelo Digitec 600. O gás de proteção foi o Ar puro e o eletrodo de tungstênio torinado com 2,4mm de diâmetro. Foi realizada soldagem autógena sem junta. A Tabela 4-2 mostra os parâmetros do processo e as energias de soldagem.

Tabela 4-2 - Parâmetros do processo de soldagem.

	I(A)	U(V)	la(mm)	Vs(cm/min)	ES(J/cm)
1	105	9,1	1,5	50	1150
2	105	9,1	1,5	40	1430

\*Vazão de gás igual a 6,5 litros por minuto

Na Tabela 4-2, I é a corrente de soldagem em ampères, U é a tensão em volts, la é a distância do eletrodo à peça, ou seja, o comprimento do arco, em milímetros, Vs é a velocidade de soldagem em centímetros por minuto, e ES é a energia de soldagem em Joules por centímetro,

calculada pela fórmula  $ES[J/cm] = \frac{I[A] \times U[V]}{Vs[cm/min]} \times 60[s]$ .

#### 4.2.5.3. Ensaio Erichsen

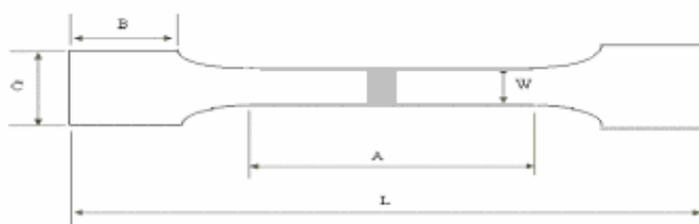
Para o ensaio Erichsen os cordões de solda foram realizados em chapas de 150x300mm e dois corpos de prova foram retirados de cada cordão. Foram confeccionados 20 corpos de prova, com dimensões de 100x100mm, para cada uma das duas energias de soldagem.

Para a execução do ensaio Erichsen foram utilizadas duas condições de lubrificação (graxa e polietileno), dois lados de ensaio (punção contra face e punção contra raiz) e dois valores de energia de soldagem, o que leva a oito condições de ensaio. Foram realizados cinco ensaios por condição.

Foi realizada uma análise visual das deformações que ocorreram nos corpos de prova durante o ensaio. Estas deformações foram também analisadas com o uso do ASAME (Automated Strain Analysis and Measurement Environment) modelo Target. O ASAME é um sistema de mensuração que quantifica as deformações (geometria e distribuição de tensões) numa área determinada na superfície de uma peça estampada. Para ser possível a mensuração da deformação é preciso que, antes de sofrer a deformação, o corpo de prova seja marcado com uma malha. Após a marcação o corpo de prova é estampado e, então, fotografado juntamente com um dado que contém uma malha padrão. A fotografia do corpo de prova junto do dado é analisada em um “software” ASAME que analisa a imagem e quantifica as deformações na superfície do corpo de prova.

#### 4.2.5.4. Teste de tração, dobramento e microdureza

Para os testes de tração e dobramento foram gerados 2 cordões de solda para cada energia de soldagem dos quais foram retirados 3 corpos de prova (Figura 4-7) para cada energia para o ensaio de tração convencional e 6 corpos de prova para cada energia para o ensaio de dobramento. Os corpos de prova para o ensaio de dobramento têm dimensões de 22x100mm. O perfil de microdureza foi levantado para um cordão de solda de cada energia. Os mesmos ensaios foram realizados para o metal base, com exceção do ensaio de dobramento e microdureza.



$$w = 12,5\text{mm} \quad L = 200\text{mm} \quad A = 57\text{mm} \quad B = 50\text{mm} \quad C = 20\text{mm}$$

Figura 4-7 – Dimensões de corpo de prova para o teste de tração convencional.

O ensaio de tração foi realizado com o cordão de solda perpendicular à direção de tração. O ensaio de dobramento foi, também, perpendicular ao cordão de solda e foi realizado em duas posições: tracionando a face e a raiz da solda. A microdureza foi utilizada para levantar o perfil de microdureza da zona fundida até o metal base, os pontos de medição foram realizados de acordo com a microestrutura de cada amostra realizando sempre seis medições na ZF, seis na ZTA e 6 no metal base.

#### 4.2.6. Segunda Etapa

Esta etapa teve o objetivo de confirmar os resultados da primeira e ratificar a escolha da condição de ensaio Erichsen para a comparação entre os arames e gases que foi feita na terceira etapa.

#### 4.2.6.1. Metal Base e de Adição

A Tabela 4-3 traz as composições químicas do metal base e do metal de adição. Note que o metal base é similar ao utilizado na primeira etapa e obedece às mesmas normas e regras de estabilização. A espessura do metal base é de 1,5(+/-0,05)mm laminado a frio. O metal de adição tem o teor de carbono superior, não contém *Ti*, mas tem o dobro de *Nb*, o que garante a estabilização. O teor de *Mn* também é superior no 430LNb frente ao metal base. Os teores dos demais elementos são similares.

Tabela 4-3 – Composições químicas do metal base e metais de adição.

Composição Química	C	N	Ti	Nb	Ni	Cr	Mn	Si	S
METAL BASE	0,009	0,010	0,178	0,188	0,210	17,253	0,162	0,409	0,000
430LNb	0,027	0,014	0,004	0,440	0,215	17,660	0,425	0,430	0,004

#### 4.2.6.2. Soldagem GMAW dos corpos de prova

Nesta etapa a soldagem foi realizada pelo processo GMAW utilizando uma máquina de soldagem do modelo Inversal 200 com gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>. A soldagem foi feita sobre chapa, ou seja, sem junta e para quatro diferentes energias. O objetivo foi encontrar uma condição de soldagem que proporcionasse estabilidade ao processo e a partir daí variar as velocidades de soldagem com o intuito de variar as energias de soldagem. Foram utilizadas quatro energias de soldagem sem preocupar-se em atingir penetração total tampouco em evitar penetração excessiva, o que permite observar o comportamento dos corpos de prova e os resultados Erichsen em condições extremas de soldagem. Para evitar a perfuração do metal base para as maiores energias, foi utilizada uma barra de cobre sem rasgo. A variação da energia poderá alterar as dimensões e a microestrutura dos cordões de solda podendo modificar o comportamento dos mesmos durante o ensaio Erichsen. Os cordões de solda foram realizados em chapas de 150x300mm. De cada cordão de solda foram retirados dois corpos de prova para o ensaio Erichsen. A Tabela 4-4 mostra os parâmetros de soldagem utilizados para a confecção dos cordões de solda.

Tabela 4-4 – Parâmetros de soldagem do processo GMAW.

	W (m/min)	I (A)	U (V)	DBCP (mm)	Vs (cm/min)	ES (J/cm)
1	4,5	97	17	18	77	1285
2	4,5	97	17	18	60	1650
3	4,5	97	17	18	43	2300
4	4,5	97	17	18	26	3800

\* Vazão de gás de proteção igual a 12 litros por minuto.

Na Tabela 4-4, W é a velocidade de alimentação de arame em metros por minuto, I é a corrente em ampères, U é a tensão em volts, DBCP é a distância do bico de contato à peça em milímetros, Vs é a velocidade de soldagem em centímetros por minuto, e ES é a energia de soldagem em Joules por centímetro.

#### 4.2.6.3. Ensaio Erichsen

O ensaio Erichsen foi realizado para quatro diferentes condições para cada energia de soldagem. Como na etapa anterior a lubrificação utilizada foi graxa ou polietileno. E a atuação do punção foi ora na face ora na raiz da solda. Como são quatro energias de soldagem tem-se um total de 16 condições de ensaio. Foram realizados cinco ensaios por condição.

Além do resultado Erichsen uma inspeção visual dos corpos de prova ensaiados foi realizada com o intuito de verificar se o comportamento destes durante o ensaio foi semelhante ao comportamento dos cordões GTAW avaliados na primeira etapa do trabalho.

#### 4.2.7. Terceira Etapa

Nesta etapa foram estudados os arames 308LSi, 430LNb e 430Ti e os gases de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

#### 4.2.7.1. Metal Base e de Adição

A Tabela 4-5 traz as composições químicas do metal base e dos metais de adição. Note que o metal base é o mesmo utilizado na segunda etapa do trabalho, assim como o metal de adição 430LNb. O arame 430Ti apresenta teor de carbono mais elevado que o 430LNb, assim como os teores de *Mn* e *Si*. Este arame apresenta somente *Ti* como elemento estabilizante. O 308LSi é um arame austenítico e, por isso, tem uma composição química diferente dos demais.

Tabela 4-5 – Composições químicas do metal base e metais de adição.

Composição Química	C	N	Ti	Nb	Ni	Cr	Mn	Si	S
430Ti	0,108	0,014	0,350	0,000	0,400	17,450	0,650	1,040	0,002
430LNb	0,027	0,014	0,004	0,440	0,215	17,660	0,425	0,430	0,004
308LSi	0,018	0,056	0,012	0,000	10,290	19,620	1,930	0,750	0,012
METAL BASE	0,009	0,010	0,178	0,188	0,210	17,253	0,162	0,409	0,000

#### 4.2.7.2. Soldagem GMAW com arames ferríticos estabilizados ao Ti e Nb

A soldagem dos corpos de prova foi novamente feita pelo processo GMAW desta vez para uma só energia de soldagem, mas, foram variados os metais de adição (308LSi, 430Ti e 430Nb) e dois diferentes gases de proteção ( $Ar2\%O_2$  e  $Ar2\%N_23\%CO_2$ ). Este último foi desenvolvido para a soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, mas vem sendo usado industrialmente na soldagem dos aços ferríticos. A condição de soldagem utilizada foi a condição 3 da Tabela 4-4. As soldas foram realizadas transversalmente à direção de laminação. A Tabela 4-6 mostra as seis condições de soldagem utilizadas.

Tabela 4-6 – Juntas soldadas para ensaios mecânicos

Condição	Gás de proteção	Metal de adição
1	Ar2%O2	430Ti
2	Ar2%O2	430LNb
3	Ar2%O2	308LSi
4	Ar2%N23%CO2	430Ti
5	Ar2%N23%CO2	430LNb
6	Ar2%N23%CO2	308LSi

Os cordões de solda foram depositados em “blanks” com dimensões de 150x300mm. De cada “blank” soldado foram retirados dois corpos de prova para o ensaio Erichsen. A análise metalográfica foi feita para 3 amostras de cada condição de soldagem. Após a realização do ensaio Erichsen, as regiões não deformadas dos corpos de prova foram cortadas gerando corpos de prova para tração, dobramento e microdureza. Cada condição de soldagem teve seis corpos de prova Erichsen, dos quais três deram origem a corpos de prova para tração e três para dobramento, em um dos corpos de prova foi retirada uma amostra para levantamento do perfil de microdureza.

Nesta etapa foram monitorados os valores de corrente e tensão de soldagem. Estes valores foram medidos e armazenados com um sistema digital de aquisição de dados a uma taxa de aquisição de 5kHz durante 3s. A aquisição dos dados foi feita após 3 a 5s do início do teste para permitir a estabilização das condições de soldagem. Os arquivos de dados foram processados com o programa SINAL para determinar os valores médios de corrente e de tensão de soldagem. As condições de soldagem utilizadas levaram ao modo de transferência por curto-circuito e, por isso, foram medidos, os tempos médios de arco e de curto, assim, como o número de curtos circuitos por segundo para cada condição de soldagem.

#### 4.2.7.3. Ensaio Erichsen

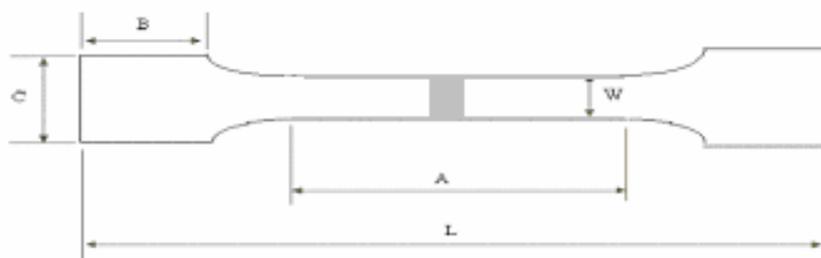
Para o ensaio Erichsen os cordões de solda foram realizados em chapas de 150x300mm e dois corpos de prova foram retirados de cada cordão. Foram confeccionados 36 corpos de prova,

com dimensões de 100x100mm. Foram ensaiados seis corpos de prova para cada condição de soldagem utilizando punção contra raiz e lubrificação com polietileno.

As deformações dos corpos de prova foram avaliadas visualmente, buscando entender se estas haviam ocorrido do mesmo modo que na primeira e segunda etapa.

#### 4.2.7.4. Teste de tração

Para o teste de tração, corpos de prova de tamanho reduzido (“subsize”) foram retirados do mesmo cordão ensaiado em Erichsen. As dimensões do corpo de prova “subsize” são mostradas na Figura 4-8. Este ensaio foi realizado em uma máquina de tração Instron 5583 (Figura 4-4) e a leitura dos resultados foi feita pelo “software” BlueHill.



$$w = 5\text{mm} \quad L = 100\text{mm} \quad A = 40\text{mm} \quad B = 20\text{mm} \quad C = 10\text{mm}$$

Figura 4-8 – Dimensões de corpo de prova para o ensaio de tração "subsize".

#### 4.2.7.5. Teste de dobramento

Os corpos de prova para dobramento também foram retirados dos mesmos cordões de solda utilizados para os outros testes mecânicos. Os corpos de prova, com dimensões de 22x100mm, foram ensaiados de modo a gerar esforços de tração na face da solda.

#### **4.2.7.6. Perfil de microdureza**

A medição foi realizada em um corpo de prova para cada condição de soldagem. As medidas foram realizadas do centro do cordão para o metal base com um espaçamento de 0,5mm de uma medida para outra. Foram realizadas três medições em cada posição.

#### **4.2.7.7. Análise Microestrutural**

No microscópio ótico (Figura 4-9 (a)) foi analisada a microestrutura da zona fundida tentando identificar a geometria e o tamanho dos grãos, assim como a geometria dos cordões de solda. Uma análise qualitativa dos precipitados também foi realizada. Para as ZFs de 430Ti foi feito um ataque com ácido oxálico (segundo ASTM A763) para conferir se o material estava ou não sensitizado. Para cada junta soldada realizou-se o cálculo da diluição por meio de análise de imagem no microscópio ótico. Este método consiste de circular manualmente a região da zona fundida e também do reforço de solda. O cálculo da área foi realizado com o uso de um software analisador de imagens.

Com o uso do MEV completou-se a análise qualitativa realizada no ótico e realizou-se a análise química dos precipitados por EDS. Para completar as análises dos precipitados, foi feita uma análise quantitativa (quantidade e tamanho) dos precipitados ricos em titânio em duas regiões da zona fundida (ZF1 e ZF2) e na zona termicamente afetada por meio do “software” INCA que é um analisador de imagens. Esta análise não foi estendida aos precipitados ricos em nióbio devido ao seu tamanho reduzido e tonalidade muito próxima da matriz impossibilitar a análise. Portanto, os números aqui mostrados devem ser analisados tendo-se em mente que os precipitados de nióbio (em geral muito menores que os de titânio) não estão sendo considerados e que os precipitados de titânio, principalmente carbonetos, que não tiveram tempo para crescerem e tornarem-se visíveis também não estarão representados.

O analisador de imagens (“software” INCA) identifica os precipitados por contraste ou tons de cinza numa escala que vai de 0 a 255. A análise de imagem foi realizada com a utilização do módulo elétron retroespalhado. Com a utilização deste módulo todo precipitado rico em *Ti* toma uma coloração mais escura que a matriz devido o peso atômico deste elemento ser menor que o do *Fe*, ao passo que os precipitados ricos em *Nb* apresentam uma coloração mais clara que a matriz pelo fato do *Nb* ter peso atômico maior que o do *Fe*. Antes de se iniciar a coleta de dados foi necessário identificar a faixa de tons na qual os precipitados estão inseridos, este ajuste foi feito manualmente para cada amostra. O tamanho reduzido dos precipitados pode prejudicar o contraste entre precipitado e matriz, impossibilitando sua identificação. Teve-se o cuidado de ajustar a faixa de tons de modo que fosse possível a comparação entre diferentes amostras. A contagem foi realizada em uma área com aumento de 200X, nesta área foram analisados 20 campos com aumento de 2000X.

No microscópio eletrônico de varredura MEV (Figura 4-9 (b)) foi também realizada a análise das superfícies de fratura para corpos de prova que apresentaram fratura aparentemente frágil.

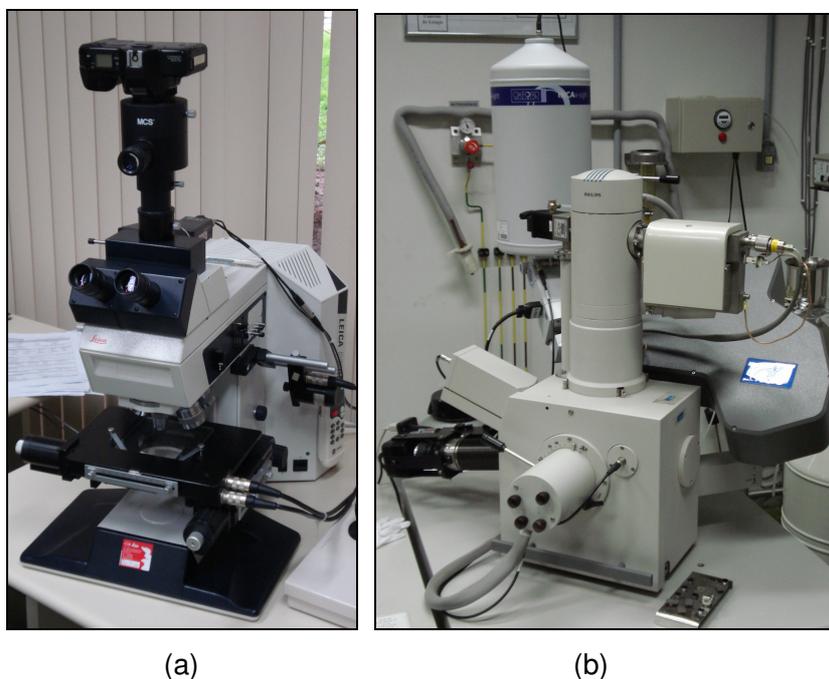


Figura 4-9 – Microscópios (a) ótico e (b) MEV.

## **5. Resultados e discussão**

### **5.1. Estudo do Ensaio Erichsen**

Esta seção estuda o ensaio Erichsen com o intuito de determinar uma condição de ensaio que seja a mais favorável para a avaliação das características mecânicas de cordões de solda. Este estudo foi realizado com a utilização de corpos de prova soldados por processo GTAW autógeno (cordão sobre chapa). Os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de tração, dobramento e Erichsen e os resultados destes três ensaios foram comparados. Além disso, uma análise detalhada das deformações dos corpos de prova desenvolvidas durante o ensaio Erichsen será mostrada.

O estudo do ensaio Erichsen para a avaliação de juntas soldadas tem como objetivo desenvolver uma metodologia de ensaio que seja capaz de quantificar a ductilidade de soldas quando submetidas a esforços de estiramento.

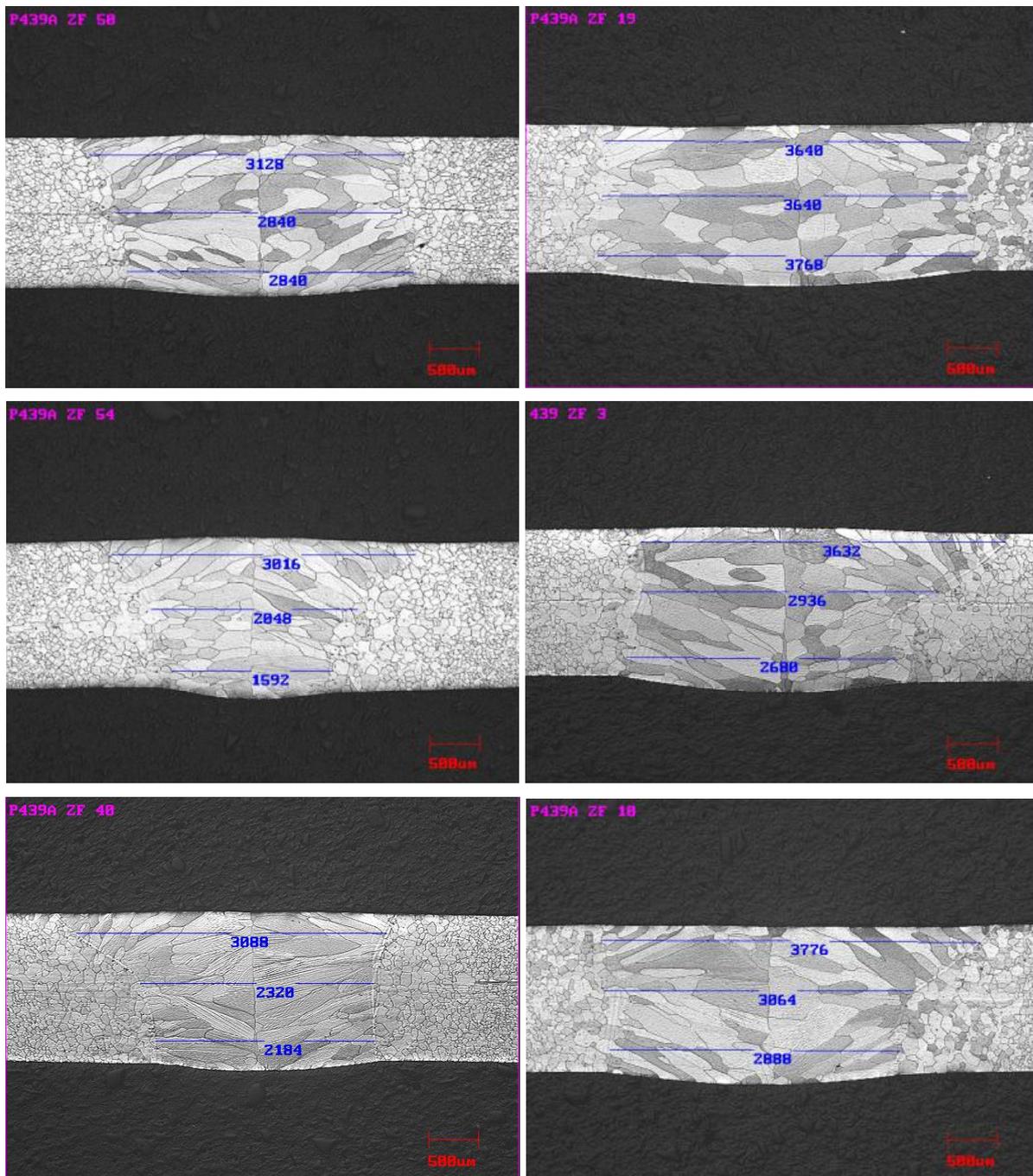
Acredita-se que tal estudo possa levar a resultados interessantes uma vez que o ensaio Erichsen com a utilização de lubrificação adequada promove deformações na região da solda, mesmo que as características desta última em relação ao metal base sejam significativamente diferentes (Yasuda et al, 1984).

Este estudo é importante uma vez que: o ensaio de tração quando realizado com o cordão de solda na direção perpendicular à direção de tração não mede efetivamente as propriedades mecânicas da junta soldada sofrendo grande influencia do metal base; o ensaio de tração com o cordão de solda alinhado à direção de carregamento poderia, em tese, trazer resultados interessantes, mas a confecção dos corpos de prova torna-se complicada; e o teste de dobramento é um ensaio que qualifica a junta soldada, mas não é capaz de quantificar as propriedades mecânicas da mesma, ou seja, não é capaz de diferenciar duas soldas de boa qualidade.

Atualmente, o ensaio Erichsen vem sendo utilizado para a análise da conformabilidade de “blanks” soldados. No entanto, não existe uma metodologia clara ou mesmo comprovada para o uso deste ensaio em corpos de prova soldados.

### **5.1.1. Análise da microestrutura da ZF e ZTA**

A Figura 5-1 mostra a seção transversal das soldas produzidas para baixa e alta energia de soldagem. Note que o aumento da energia de soldagem aumentou a largura da zona fundida. O valor médio da largura da ZF para baixa e alta energia é mostrado na Tabela 5-1, foram realizadas nove medidas, sendo três medidas em cada um dos três cortes ao longo de um mesmo cordão de solda. A estrutura da junta soldada é típica da solda de inoxidáveis ferríticos apresentando grãos colunares na ZF e crescimento de grãos na ZTA provocado pelo ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem. Observa-se uma variação na geometria das seções transversais das soldas ao longo de um mesmo cordão de solda, além da variação da largura do cordão da face para a raiz da solda, estas variações são inerentes ao processo e, certamente, terão alguma influência nos resultados dos ensaios Erichsen. Yasuda et al (1984) mostrou relações entre a largura e a espessura do cordão com os resultados Erichsen para juntas soldadas a laser. Para as soldas realizadas pelo processo GTAW, estas relações não foram constatadas devido as variações mencionadas e que podem ser observadas na Tabela 5-1. O tamanho de grão na ZF não foi quantificado, pois a variação da geometria destes grãos foi tal que um valor numérico seria pouco útil, sendo melhor ater-se a uma análise qualitativa. Isto é, em uma mesma zona fundida a variação no tamanho dos grãos é grande de modo que a quantificação levaria a um valor de desvio alto. Além disso, medir a influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas da zona fundida, não foi um objetivo deste trabalho.



(a)

(b)

Figura 5-1 - Secções transversais das soldas produzidas por soldagem GTAW, (a) baixa energia de soldagem e (b) alta energia de soldagem.

Tabela 5-1 – Valores da largura da zona fundida para baixa e alta energia de soldagem.

Energia	Posição	Largura da zona fundida (mm)				Média geral	Desvio padrão
		Topo	Centro	Raiz	Média		
Baixa	1	3,13	2,84	2,84	2,94	2,64	0,26
	2	3,02	2,05	2,32	2,46		
	3	3,09	2,32	2,18	2,53		
Alta	1	3,64	3,64	3,77	3,68	3,34	0,31
	2	3,63	2,94	2,68	3,08		
	3	3,78	3,06	2,89	3,24		

### 5.1.2. Resultados dos ensaios Erichsen, de tração e dobramento

#### 5.1.2.1. Resultado do ensaio Erichsen

A Tabela 5-2 traz os resultados do ensaio Erichsen para o metal base e a Tabela 5-3 os resultados Erichsen para os corpos de prova soldados, com alta e baixa energia, variando-se também a forma de lubrificação (graxa ou polietileno) e o lado de atuação do punção (face ou raiz).

A Figura 5-2 mostra os resultados de deslocamento do punção e carga para o metal base. Não há diferença entre os valores de deslocamento do punção entre as condições de lubrificação, no entanto, os valores de carga mostram-se superiores para a condição de lubrificação com graxa.

Os resultados dos ensaios Erichsen mostrados na Figura 5-3 gráficos (a) e (b) para o punção contra a raiz da solda indicam resultados mais favoráveis para os corpos de prova de menor energia de soldagem. Estes resultados podem ser explicados pelo fato de que para alta energia de soldagem a largura do cordão de solda é maior, assim, a parcela de contribuição da região da solda no resultado final é também maior, ou seja, há menor participação do metal base. Como o alongamento da solda é inferior ao do metal base, a maior participação da solda leva a menores valores Erichsen e de carga.

Ainda na Figura 5-3, comparando-se o tipo de lubrificação, os ensaios com lubrificação por graxa resultaram em valores Erichsen superiores à condição de lubrificação com polietileno. A Figura 5-4 gráficos (a) e (b) confirma que os resultados para a lubrificação com graxa são superiores aos resultados da lubrificação com polietileno. Os maiores resultados observados para os ensaios com graxa podem ser explicados pelo fato de que a lubrificação com polietileno induz deformações mais localizadas na região da solda, reduzindo a influência do metal base, ao passo que a lubrificação com graxa sofre maior influência do metal base e por isso mostra maiores valores Erichsen, como é mostrado na seção 5.1.3. Como as propriedades mecânicas, principalmente ductilidade, do metal base são superiores às da solda, sua maior participação implica em maiores valores Erichsen.

As Figuras 5-3 e 5-4 também mostram que os resultados de deslocamento de punção e carga têm uma mesma tendência, no entanto, nota-se uma menor dispersão para os resultados de carga. Percebe-se ainda que os resultados para punção contra face mostram maior dispersão quando comparados com os resultados de punção contra raiz.

Tabela 5-2 – Resultados dos ensaios Erichsen para o metal base.

Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)
1	Polietileno	10,30	30,60
2	Polietileno	10,70	31,40
3	Polietileno	10,13	31,60
4	Polietileno	10,46	31,50
5	Polietileno	10,09	31,20
Média		10,34	31,26
Desv. Padrão		0,25	0,40
Erro		0,11	0,18
1	Graxa	10,19	33,30
2	Graxa	10,49	33,90
3	Graxa	10,32	33,80
4	Graxa	10,24	33,60
5	Graxa	10,34	34,00
Média		10,32	33,72
Desv. Padrão		0,11	0,28
Erro		0,05	0,12

$$* \text{ Erro} = \frac{\text{Desv. Padrão}}{\sqrt{5}} \text{ (63\% de confiabilidade)}$$

Tabela 5-3 – Resultados dos ensaios Erichsen para corpos de prova soldados.

		Alta Energia de Soldagem				Baixa Energia de Soldagem				
		Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)	Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)	
Punção contra raiz	1	Polietileno	8,94	27,30	1	Polietileno	9,82	30,90		
	2	Polietileno	8,89	27,90	2	Polietileno	10,42	31,50		
	3	Polietileno	9,41	29,10	3	Polietileno	9,68	30,70		
	4	Polietileno	9,62	29,90	4	Polietileno	9,64	30,30		
	5	Polietileno	8,92	28,20	5	Polietileno	10,27	31,80		
	Média			9,16	28,48	Média			9,97	31,04
	Desv. Padrão			0,34	1,03	Desv. Padrão			0,36	0,61
	Erro			0,15	0,46	Erro			0,16	0,27
	1	Graxa	9,70	32,50	1	Graxa	10,49	33,60		
	2	Graxa	8,95	30,10	2	Graxa	9,46	31,40		
	3	Graxa	9,56	31,50	3	Graxa	10,46	33,60		
	4	Graxa	9,72	32,00	4	Graxa	9,78	32,90		
	5	Graxa	9,98	32,60	5	Graxa	10,45	33,00		
	Média			9,58	31,74	Média			10,13	32,90
Desv. Padrão			0,38	1,02	Desv. Padrão			0,48	0,90	
Erro			0,17	0,45	Erro			0,21	0,40	
Punção contra face	1	Polietileno	9,78	30,10	1	Polietileno	9,12	29,40		
	2	Polietileno	9,00	28,30	2	Polietileno	9,44	30,20		
	3	Polietileno	9,80	30,60	3	Polietileno	10,09	31,40		
	4	Polietileno	10,38	31,00	4	Polietileno	9,79	31,20		
	5	Polietileno	9,66	30,60	5	Polietileno	8,75	27,70		
	Média			9,72	30,12	Média			9,44	29,98
	Desv. Padrão			0,49	1,07	Desv. Padrão			0,53	1,51
	Erro			0,22	0,48	Erro			0,24	0,67
	1	Graxa	9,58	31,60	1	Graxa	10,28	33,60		
	2	Graxa	9,90	33,20	2	Graxa	10,55	33,90		
	3	Graxa	9,73	32,50	3	Graxa	9,72	32,30		
	4	Graxa	9,98	32,70	4	Graxa	9,94	32,90		
	5	Graxa	10,07	33,00	5	Graxa	10,13	33,00		
	Média			9,85	32,60	Média			10,12	33,14
Desv. Padrão			0,20	0,62	Desv. Padrão			0,32	0,63	
Erro			0,09	0,28	Erro			0,14	0,28	

$$* \text{Erro} = \frac{\text{Desv. Padrão}}{\sqrt{5}} \text{ (63\% de confiabilidade)}$$

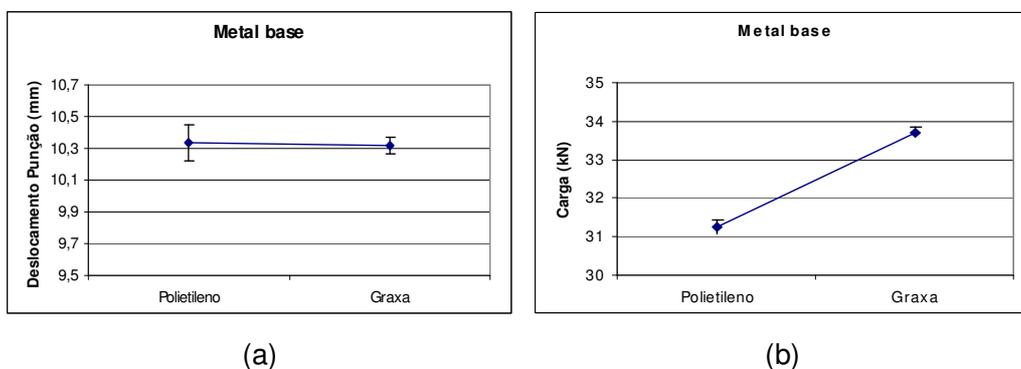


Figura 5-2 – Resultados Erichsen metal base: (a) deslocamento do punção e (b) carga.

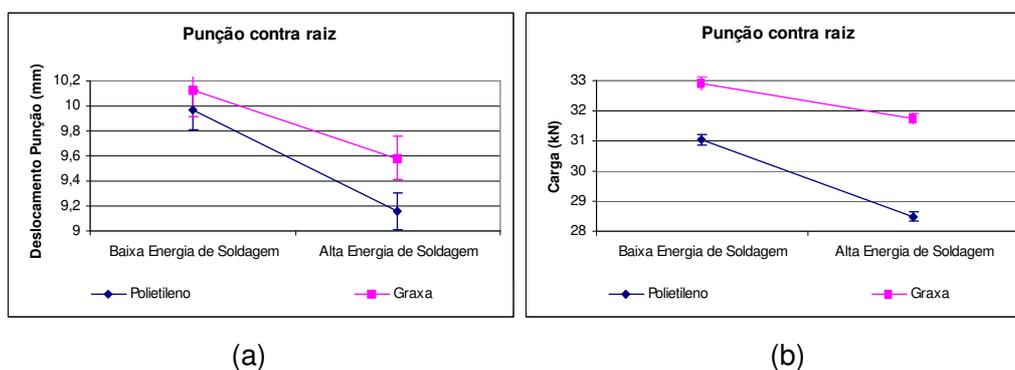


Figura 5-3 – Resultados Erichsen para a condição punção contra raiz (a) deslocamento do punção e (b) carga.

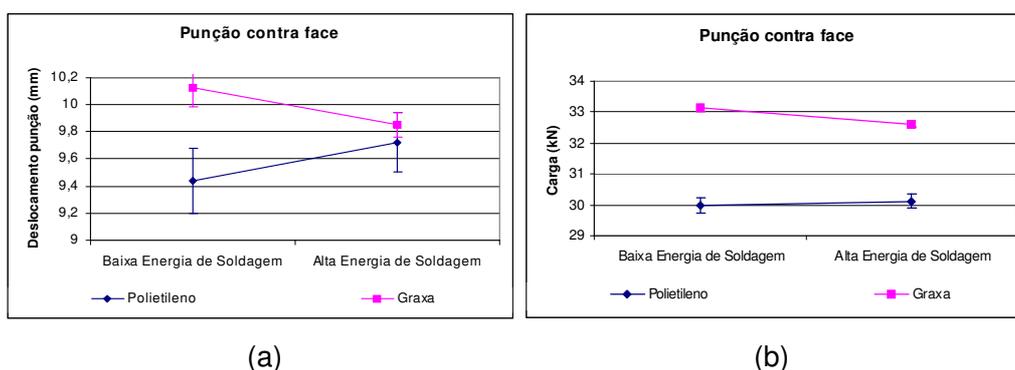


Figura 5-4 – Resultados Erichsen para a condição punção contra face (a) deslocamento do punção e (b) carga.

### 5.1.2.2. O ensaio de tração, dobramento e perfil de microdureza

Os ensaios de tração e dobramento foram realizados para 3 corpos de prova para cada condição de soldagem, sendo que o dobramento foi realizado na raiz e na face da solda.

A Tabela 5-4 e a Tabela 5-5 mostram os resultados dos testes de tração para o metal base e para as juntas soldadas com alta e baixa energia.

Tabela 5-4 – Resultados tração metal base.

ID	Espess. (mm)	LE 0,2% (MPa)	LE 1,0% (MPa)	L. Resist. (MPa)	Al. Total (%)
MB	1,498	266,7	279,5	434,5	37,8
	1,497	267,1	280,4	434,3	38,1
	1,492	268,1	281,3	436,2	41,6
<b>Média</b>	<b>1,496</b>	<b>267,3</b>	<b>280,4</b>	<b>435,0</b>	<b>39,2</b>
<b>DesvPad</b>	<b>0,003</b>	<b>0,7</b>	<b>0,9</b>	<b>1,0</b>	<b>2,1</b>
<b>Erro</b>	<b>0,002</b>	<b>0,401</b>	<b>0,517</b>	<b>0,594</b>	<b>1,229</b>

$$* \text{ Erro} = \frac{\text{Desv.Padrão}}{\sqrt{3}} \text{ (63\% de confiabilidade)}$$

Tabela 5-5 – Resultados tração para os corpos de prova soldados.

ENERGIA SOLDAGEM	Espess. (mm)	LE 0,2% (MPa)	LE 1,0% (MPa)	L. Resist. (MPa)	Al. Total (%)
BAIXA	1,503	276,2	296,7	443,1	34,1
	1,499	275,5	299,3	441,8	35,7
	1,506	253,7	276,6	417,9	35,2
<b>Média</b>	<b>1,503</b>	<b>268,4</b>	<b>290,9</b>	<b>434,3</b>	<b>35,0</b>
<b>DesvPad</b>	<b>0,004</b>	<b>12,793</b>	<b>12,409</b>	<b>14,208</b>	<b>0,816</b>
<b>Erro</b>	<b>0,002</b>	<b>7,386</b>	<b>7,164</b>	<b>8,203</b>	<b>0,471</b>
ALTA	1,497	253,0	277,5	419,3	35,9
	1,495	254,7	275,7	420,7	35,6
	1,495	254,7	278,5	420,5	35,9
<b>Média</b>	<b>1,496</b>	<b>254,1</b>	<b>277,3</b>	<b>420,2</b>	<b>35,8</b>
<b>DesvPad</b>	<b>0,001</b>	<b>0,971</b>	<b>1,417</b>	<b>0,758</b>	<b>0,162</b>
<b>Erro</b>	<b>0,001</b>	<b>0,561</b>	<b>0,818</b>	<b>0,438</b>	<b>0,093</b>

$$* \text{ Erro} = \frac{\text{Desv.Padrão}}{\sqrt{3}} \text{ (63\% de confiabilidade)}$$

A Figura 5-5 mostra a razão entre as propriedades mecânicas da junta soldada e as do metal base. Todos os corpos de prova romperam fora da ZF e ZTA e, portanto, a solda tem resistência mecânica, no mínimo, um pouco superior à resistência do metal base. Nota-se que os valores dos limites de escoamento, resistência e alongamento podem ser considerados iguais entre as soldas de baixa e alta energia quando se leva em consideração o erro. Este resultado era esperado uma vez que todos os corpos de prova romperam no metal base e, portanto, os valores das propriedades mecânicas devem ser controlados pelos do metal base. Observando-se o gráfico pode-se ter a impressão de que há diferença nos resultados, no entanto, acredita-se que estas diferenças são devidas a dispersões do ensaio de tração.

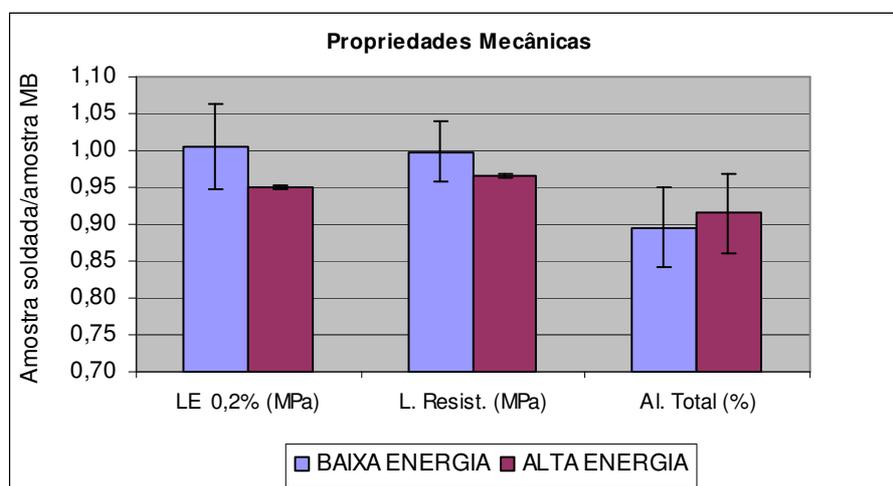


Figura 5-5 – Razão entre propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados sobre o metal base.

No ensaio de dobramento todos os corpos de prova foram aprovados, tanto os que sofreram tração na face quanto os que sofreram na raiz, o que mostra o bom desempenho da solda em ambas as condições de soldagem. Por meio do ensaio de dobramento não é possível fazer distinção entre as juntas soldadas com alta e baixa energia de soldagem. Foram ensaiados três corpos de prova em cada condição.

O perfil de microdureza é mostrado na Figura 5-6 (o desenho esquemático abaixo do gráfico mostra os pontos onde foram realizadas as medidas para construção do perfil de microdureza, não houve uma distância fixa entre as medidas que foram feitas nas regiões mostradas na figura esquemática). Nota-se que a dureza nos metais base e nas zonas termicamente afetadas é similar para alta e baixa energia de soldagem. Há uma pequena diferença entre os valores de dureza na zona fundida, sendo que a zona fundida do material soldado com menor energia de soldagem apresenta dureza superior ao de maior energia. Uma hipótese para tal fato é que um ciclo térmico mais rápido (baixa energia) promoveria a formação de precipitados menores e em maior quantidade, o que, em tese, aumentaria a dureza.

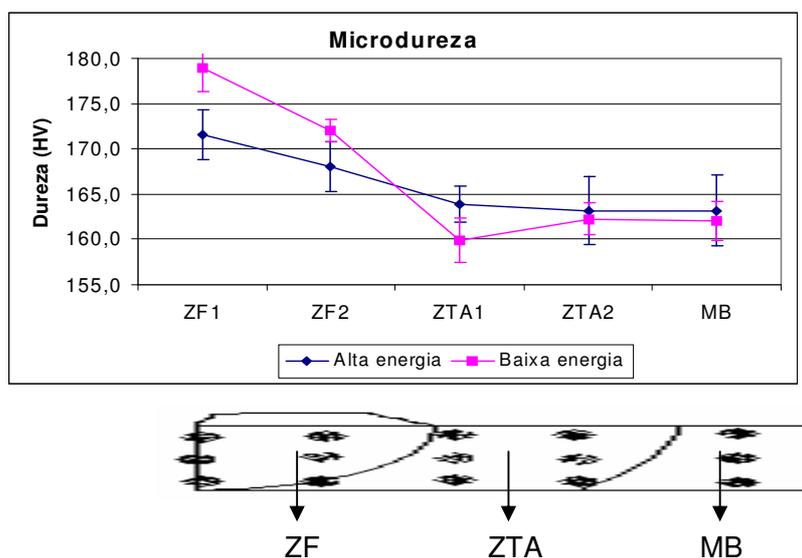


Figura 5-6 – Perfil de microdureza da junta soldada.

### 5.1.3. As deformações no ensaio Erichsen

A Figura 5-7(a) mostra o modo de fratura mais comum para corpos de prova não soldados ensaiados com graxa, enquanto que a Figura 5-7(b) mostra o modo de fratura para corpos de prova não soldados ensaiados com polietileno. Note o anel circunferencial presente na

fotografia (a), este ocorre em função do atrito mais elevado entre punção e corpo de prova. Neste caso, ocorre uma estricção (deformação localizada) em uma circunferência em torno da extremidade do punção. A ruptura ocorre no que se denomina anel crítico. O mesmo não pode ser notado em (b), em função do menor atrito, ou seja, da melhor distribuição de deformações. A ruptura em (b) ocorre em uma região mais próxima ao pólo (extremidade) do punção e não há a formação de um anel circunferencial.

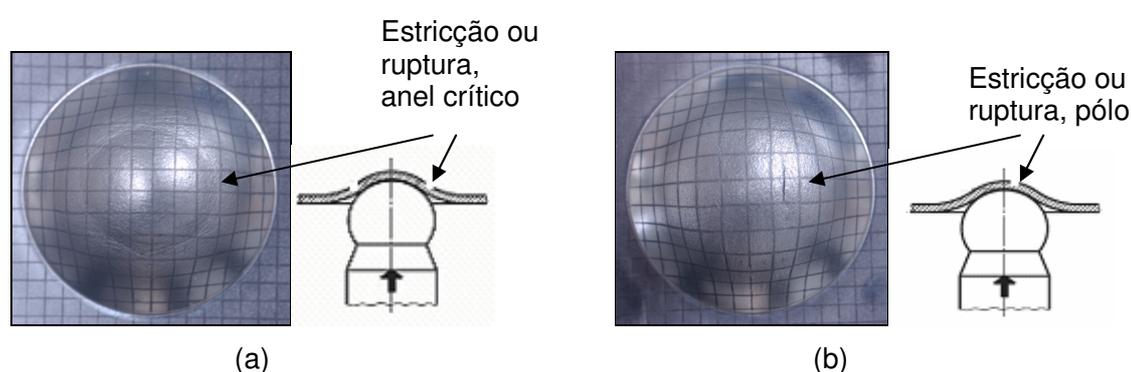


Figura 5-7 – Localização e característica da fratura para corpos de prova não soldados ensaiados com lubrificação (a) graxa e (b) polietileno.

Para os corpos de prova soldados a análise visual mostra que a ruptura dos corpos de prova ensaiados com graxa foi, invariavelmente, no anel crítico e transversalmente à solda. Já no caso dos corpos de prova ensaiados com polietileno a ruptura ocorre mais próxima do topo (pólo) do corpo de prova e, muitas vezes, longitudinalmente à solda. Nesta região, as deformações parecem ser mais acentuadas para a lubrificação com polietileno. A Figura 5-8(a) e (b) mostra a ruptura de corpos de prova soldados lubrificados com graxa. Note que a diferença entre estas está na ocorrência da fratura em um ou ambos os lados da solda, nos dois casos a fratura ocorreu no anel crítico. As fotos (c) e (d) mostram os modos de ruptura para corpos de prova lubrificados com polietileno. Neste caso há uma mudança importante na característica da fratura. Em (c) esta é transversal à solda, enquanto que em (d) é longitudinal. Note que as fraturas (b) e (c) são semelhantes, mas a distância da fratura de (b) (graxa) em relação ao pólo do corpo de prova é superior à distância da fratura em (c) (polietileno), que está acima do raio do punção. Segundo Yasuda et al (1984), isto ocorre em função do maior atrito

quando da lubrificação com graxa que desloca o ponto de ruptura para fora do pólo do corpo de prova.

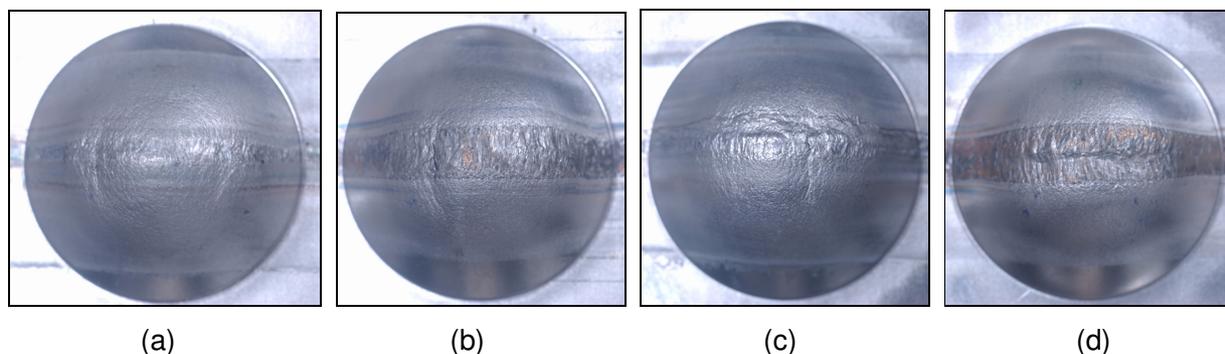


Figura 5-8 – Localização e característica da fratura para corpos de prova soldados ensaiados com lubrificação (a) e (b) graxa e, (c) e (d) polietileno. (Classificação semelhante pode ser observada em Chung et al 1999).

A Figura 5-9 (Yasuda et al 1984) mostra as deformações dos corpos de prova à medida que a distância ao polo aumenta. Nesta figura nota-se que as máximas deformações ocorrem mais próximas do centro (pólo) do corpo de prova para a lubrificação com polietileno ao mesmo tempo em que a distribuição destas deformações é mais homogênea, o que vai ao encontro aos resultados do presente trabalho.

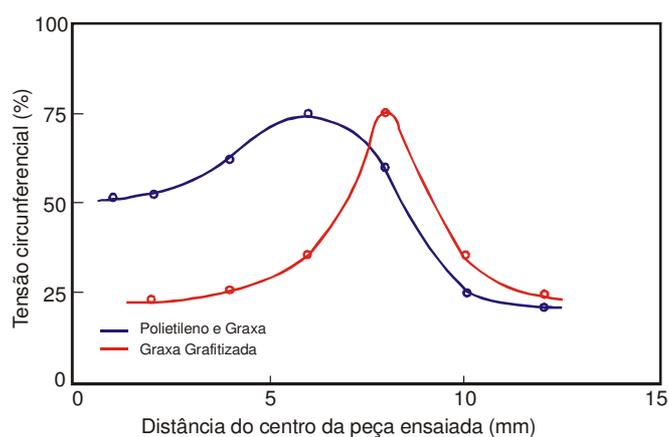


Figura 5-9 - Deformações versus distância ao pólo do corpo de prova. (Yasuda et al, 1984).

As deformações ocorridas nos corpos de prova gerados no ensaio Erichsen foram analisadas por meio do software ASAME (seção 4.2.5.3) para cada uma das condições de ensaio. A análise das deformações buscou contemplar a região da solda, de modo a avaliar a deformação da mesma em relação ao metal base.

Nas Figura 5-10 e Figura 5-15 comparam-se as deformações no metal base lubrificado com graxa e polietileno. Analisando as Figura 5-10 e Figura 5-11 (graxa) e as Figura 5-13 e Figura 5-14 (polietileno), nota-se que o polietileno promove a distribuição das deformações mais homogêneas no topo do corpo de prova, ou seja, acima da região do anel crítico, enquanto a graxa concentra estas deformações no anel crítico. Os valores das deformações máximas e médias observados na Tabela 5-6 mostram que estas deformações tendem a ser maiores com o uso do polietileno. Este fato deve-se, provavelmente, à distribuição mais homogênea das deformações para a lubrificação com polietileno. Quando o material deforma de maneira mais homogênea, este distribui as perdas de espessuras o que deveria levar a maiores valores Erichsen. No entanto, isto não foi constatado nos ensaios, ficando os valores Erichsen para a lubrificação com polietileno nos mesmos patamares da lubrificação com graxa.

A Figura 5-12 e a Figura 5-15 são perfis de deformação ao longo das linhas destaque (verde e negrito) respectivamente na Figura 5-10 e na Figura 5-13. A origem dos perfis nas figuras está indicada pela seta em vermelho e negrito, o mesmo tem final na outra extremidade da linha em verde. Buscou-se tomar um perfil que, ao mesmo tempo mostrasse a região de maior deformação e que também abrangesse o centro do corpo de prova, ou seja, a região onde está localizada a solda. No caso da lubrificação com graxa o centro não coincide com a região de maior deformação, já para a lubrificação com polietileno a região de maior deformação, em geral, coincidiu com a região central do corpo de prova ou foi muito próxima desta. Os perfis mostram as deformações: transversal à solda (major strain), longitudinal à solda (minor strain) e na espessura (thickness strain). Nota-se que a perda de espessura é a deformação, em termos percentuais, mais acentuada, seguida pelo estiramento transversal e longitudinal.

Para ambas as lubrificações, deformações de mesma amplitude formam circunferências ao longo da superfície de deformação. Para as amostras com graxa, a circunferência que está na

altura do raio do punção tem os maiores valores de deformação. Para o polietileno as maiores deformações tendem a localizar-se no topo do corpo de prova.

Tabela 5-6 - Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-12 e na Figura 5-15. Condição de ensaio: metal base (sem solda).

		Lubrificação	
		Graxa	PVC
Deformação Máxima(%)	Transversal	45	42
	Longitudinal	22	35
	Espessura	68	79
Deformação Média (%)	Transversal	26	27
	Longitudinal	21	25
	Espessura	46	52

Analisando da Figura 5-16 a Figura 5-21, que mostram as deformações em corpos de prova soldados, fica clara a diferença entre as deformações do corpo de prova soldados (Figura 5-17 e Figura 5-20) em função das diferentes lubrificações. A exemplo dos corpos de prova não soldados, para a lubrificação com graxa (Figura 5-17) as deformações concentram-se no raio do punção, enquanto que para a lubrificação com polietileno as maiores deformações tendem a concentrar-se acima do raio do punção.

Em termos percentuais, a Figura 5-18 e a Figura 5-21 mostram que as deformações máximas com o uso do polietileno foram superiores às deformações máximas com o uso da graxa. No entanto, a deformação média dos corpos de prova ensaiados com polietileno foi inferior à deformação média dos corpos de prova ensaiados com graxa, o que explica os melhores resultados de valores Erichsen observados no item 10.2.1 para os corpos de prova ensaiados com graxa. A Tabela 5-7 mostra os valores percentuais de deformações.

Tabela 5-7 – Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-18 e Figura 5-21. Condição de ensaio: punção contra raiz, alta energia de soldagem.

		Lubrificação	
		Graxa	Polietileno
Deformação Máxima(%)	Transversal	35	40
	Longitudinal	25	28
	Espessura	60	65
Deformação Média (%)	Transversal	22	18
	Longitudinal	20	17
	Espessura	42	36

Estes dois fatos, maiores deformações máximas com polietileno e maiores deformações médias com graxa levam a três hipóteses:

- o polietileno tende a concentrar as deformações no topo do corpo de prova.
- o polietileno distribui as tensões mais homogeneamente em todo o corpo de prova fazendo com que a solda sofra estiramento, pouco importando se sua dureza é superior ou não à dureza do metal base.
- a graxa concentra às deformações no anel crítico estirando o metal base e preservando a solda, já que o anel crítico, em geral, localiza-se no metal base, ou seja, a maior área comprometida pelo anel crítico localiza-se no metal base e este sofre as maiores deformações.

Comparando-se a Figura 5-20 com a Figura 5-23 (a única diferença entre os dois ensaios foi o lado de atuação do punção, no primeiro caso contra raiz e no segundo contra face) não é possível notar diferença significativa entre as superfícies de deformação. As deformações máximas e médias estão muito próximas nos dois casos e, portanto, não se nota diferença significativa entre os dois modos de ensaio para a condição de soldagem analisada. A Tabela 5-8 traz os valores aproximados das deformações máximas e médias.

Tabela 5-8 - Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-21 e na Figura 5-24. Condição de ensaio: lubrificação com polietileno, alta energia de soldagem.

		Punção contra	
		Face	Raiz
Deformação Máxima(%)	Transversal	42	40
	Longitudinal	30	28
	Espessura	70	65
Deformação Média (%)	Transversal	18	18
	Longitudinal	17	17
	Espessura	36	36

É importante que, para comparar-se duas soldas, o lado do ensaio seja estabelecido para minimizar-se possíveis efeitos geométricos que podem interferir no resultado do ensaio. A geometria do cordão de solda é uma variável importante do processo e, na maioria dos casos, de difícil controle e avaliação. O lado do ensaio deve ser escolhido em virtude do que se deseja avaliar na solda, considerando o lado mais propício à falha e a geometria da face e da raiz, em outras palavras, deve-se definir se é a raiz ou a face o lado mais crítico e minimizar a interferência do reforço de solda ou excesso de penetração removendo-os. Se por um lado, o punção deve atuar no lado oposto ao lado mais propício a falha (para tracionar o lado mais crítico), por outro o punção deve atuar no lado onde a geometria é mais plana para minimizar variações no estado de tensões e deformações. A geometria do cordão de solda e o alinhamento do cordão em relação ao punção podem ser consideradas as variáveis mais críticas do ensaio, uma vez que o controle das mesmas é muito difícil.

Da Figura 5-22 a Figura 5-27 pode-se comparar os resultados de deformação para diferentes energias de soldagem. Nota-se uma pequena diferença entre as superfícies de deformação da Figura 5-23 (alta energia) e Figura 5-26 (baixa energia), as deformações mostradas na Figura 5-23 estão mais concentradas no topo do corpo de prova do que na Figura 5-26, no entanto, as deformações máximas aparecem acima do anel crítico em ambos os corpos de prova. As deformações máximas são, de modo geral, similares para ambas as energias, enquanto as médias são maiores para a condição de mais baixa energia, o que indica uma maior

concentração das deformações para o caso de mais alta energia. A Tabela 5-9 mostra as deformações máximas e médias para os dois casos.

Tabela 5-9 - Valores percentuais aproximados das deformações nos corpos de prova mostrados na Figura 5-24 e na Figura 5-27. Condição de ensaio: lubrificação com polietileno, punção contra face.

		Energia de Soldagem	
		Alta	Baixa
Deformação Máxima(%)	Transversal	43	38
	Longitudinal	29	35
	Espessura	72	72
Deformação Média (%)	Transversal	18	24
	Longitudinal	17	23
	Espessura	36	46

Provavelmente, a maior concentração das deformações no caso de mais alta energia está ligada a condições da geometria da solda. Os maiores resultados de deformação média para a junta soldada de mais baixa energia sugere um melhor desempenho desta solda, como já mostrado na Figura 5-3. No entanto, a Figura 5-4(a) mostra valores Erichsen em um mesmo patamar para ambas as energias, principalmente, devido à grande dispersão dos resultados, mostrando que existem outras variáveis no ensaio (ex.:geometria do cordão) que podem interferir nos resultados de valores Erichsen. Uma alternativa de análise seria fazer uma maior variação entre as energias de soldagem para maximizar o efeito desta variável, minimizando a interferência de outras, tais como geometria e alinhamento. No entanto, a variação de energia de soldagem fica limitada pela espessura do metal base.

A julgar pelos resultados dos testes Erichsen para as condições de soldagem GTAW mostradas neste capítulo, as melhores condições de ensaio seriam: lubrificação com polietileno, por concentrar as maiores deformações acima do anel crítico, o que promove maiores deformações no cordão de solda; punção contra raiz, em função da maior planicidade desta região quando comparada com a face da solda, a atuação do punção nesta região teria o objetivo de minimizar a interferência da geometria do cordão de solda na deformação do mesmo. No entanto, estas conclusões devem ser verificadas para a soldagem GMAW.

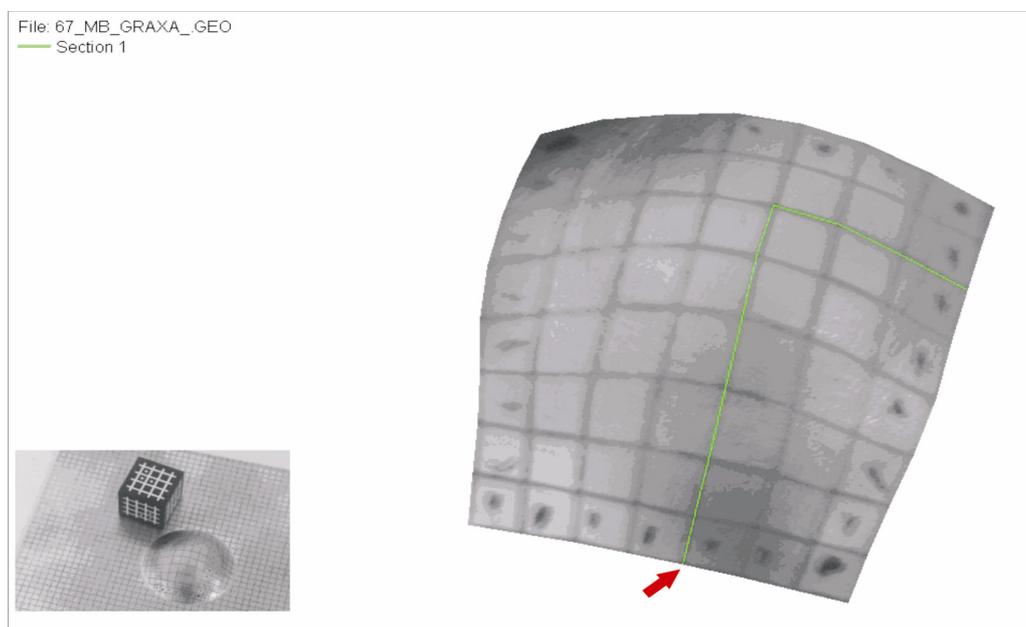


Figura 5-10 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-11

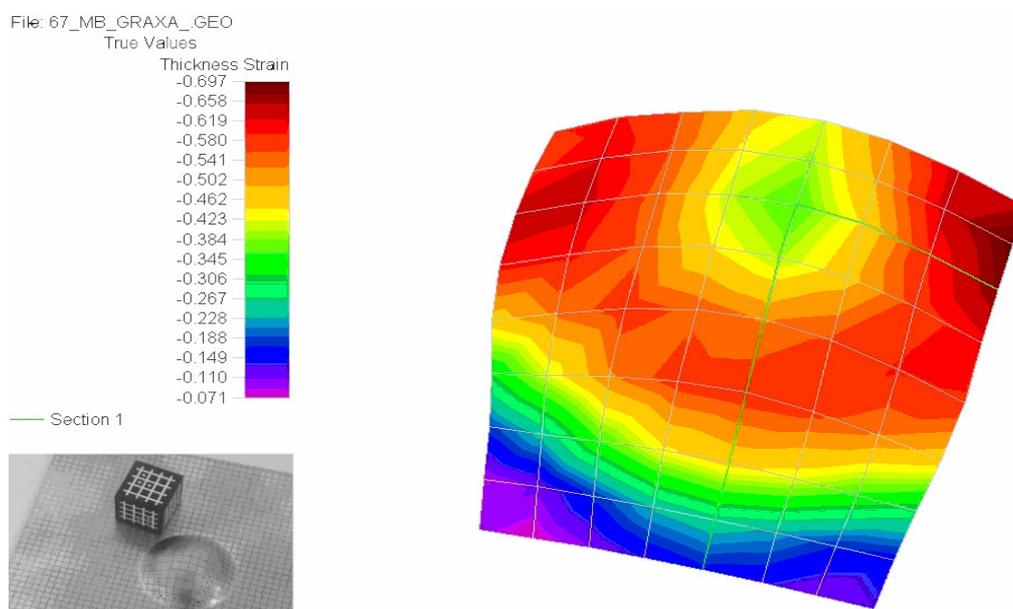


Figura 5-11 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: lubrificação com graxa, corpo de prova sem solda.

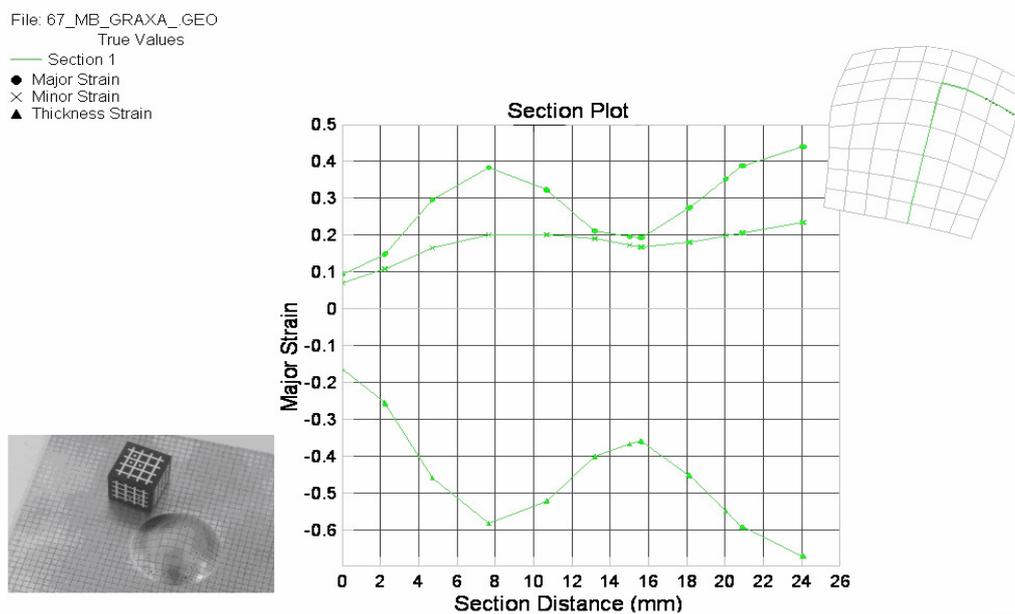


Figura 5-12 - Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-10.

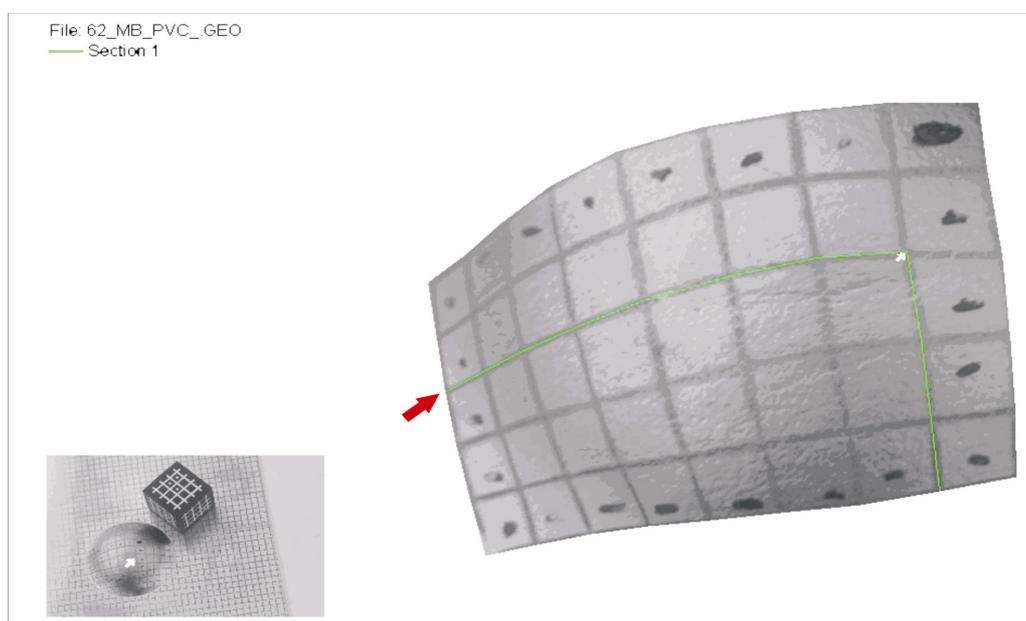


Figura 5-13 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-14

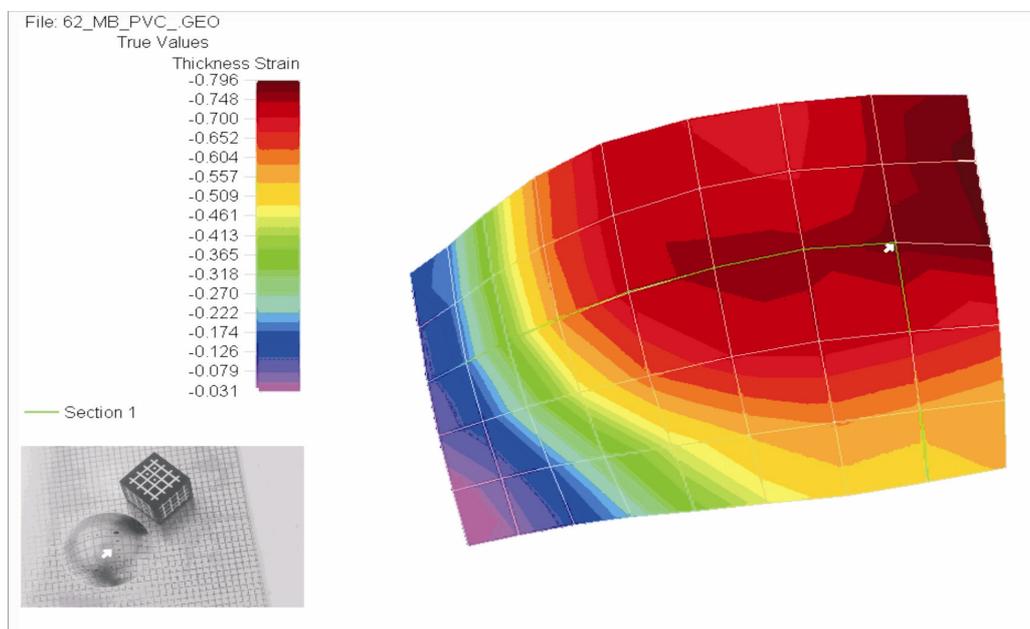


Figura 5-14 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: lubrificação com polietileno, corpo de prova sem solda.

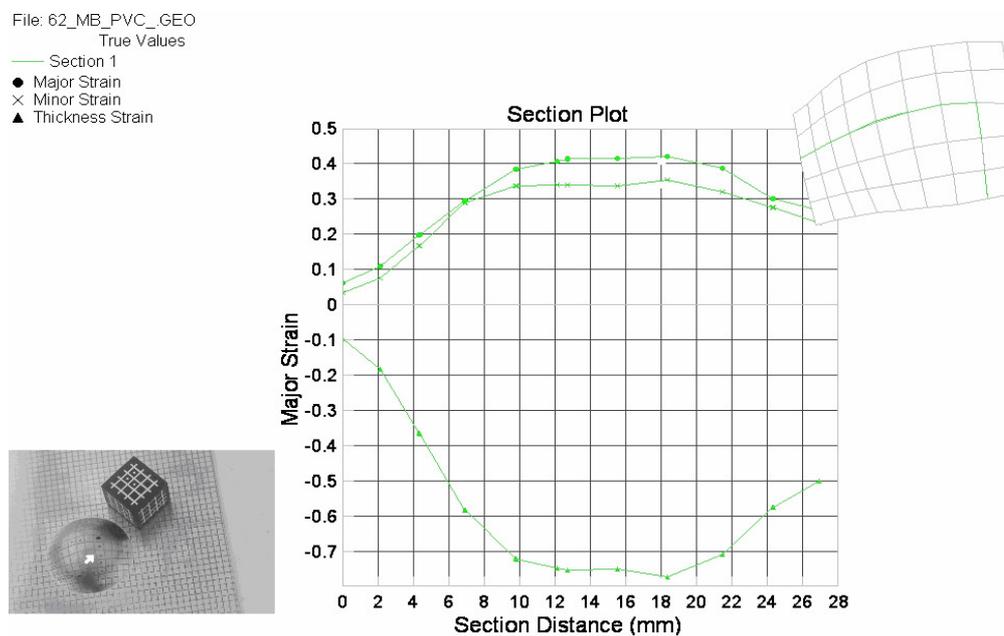


Figura 5-15 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-13.

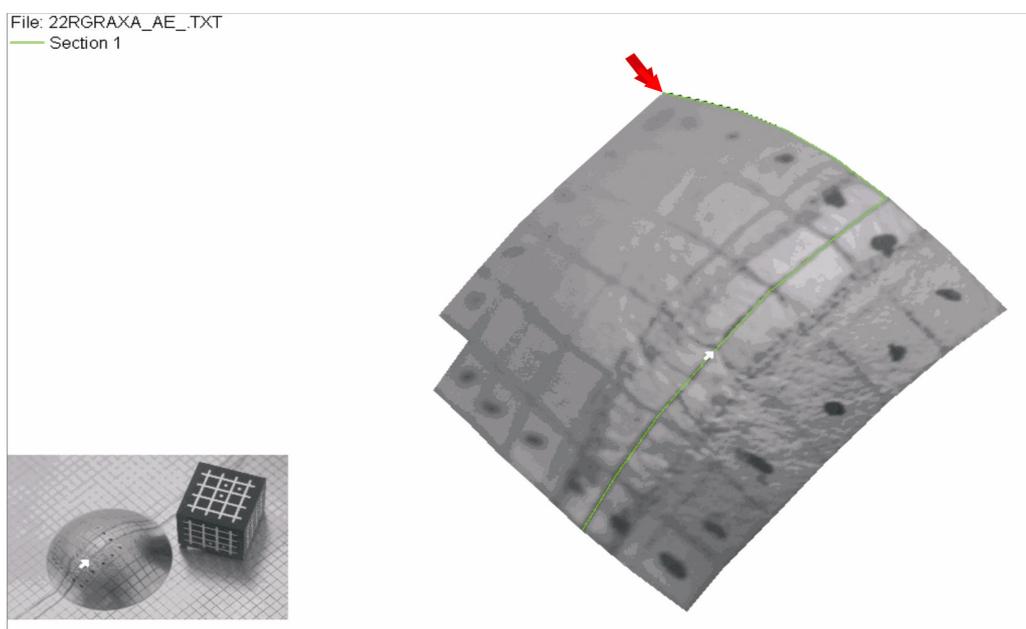


Figura 5-16 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-17.

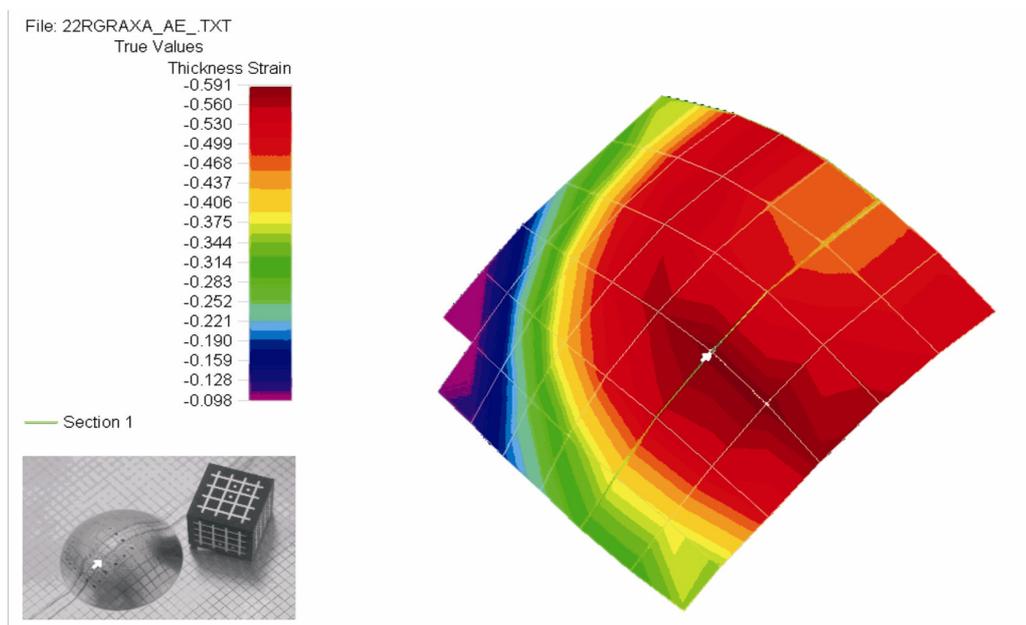


Figura 5-17 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra raiz, lubrificação com graxa, alta energia de soldagem.

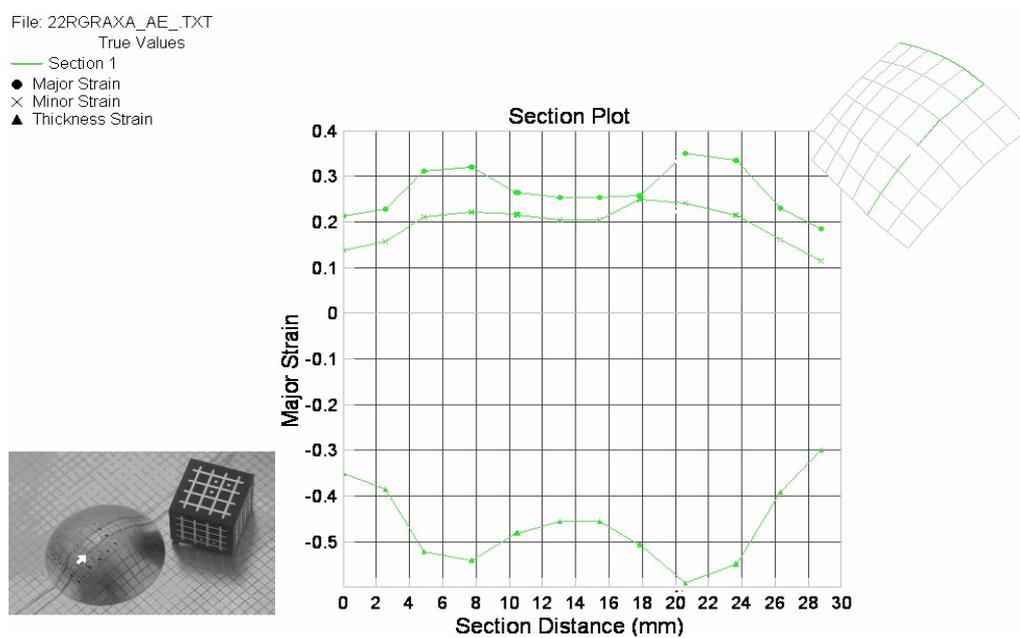


Figura 5-18 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-16.

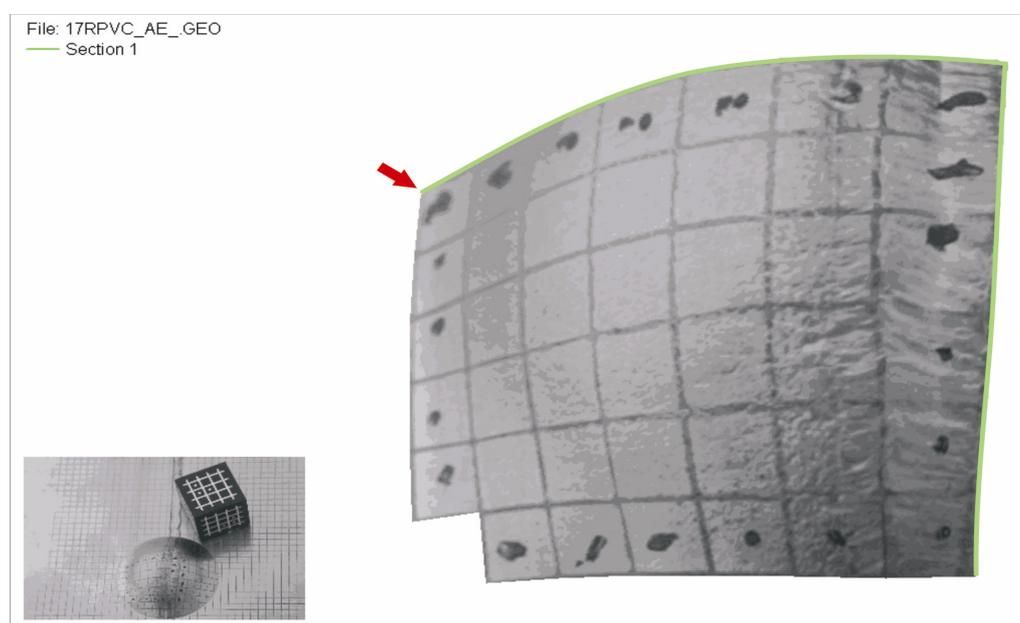


Figura 5-19 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-20.

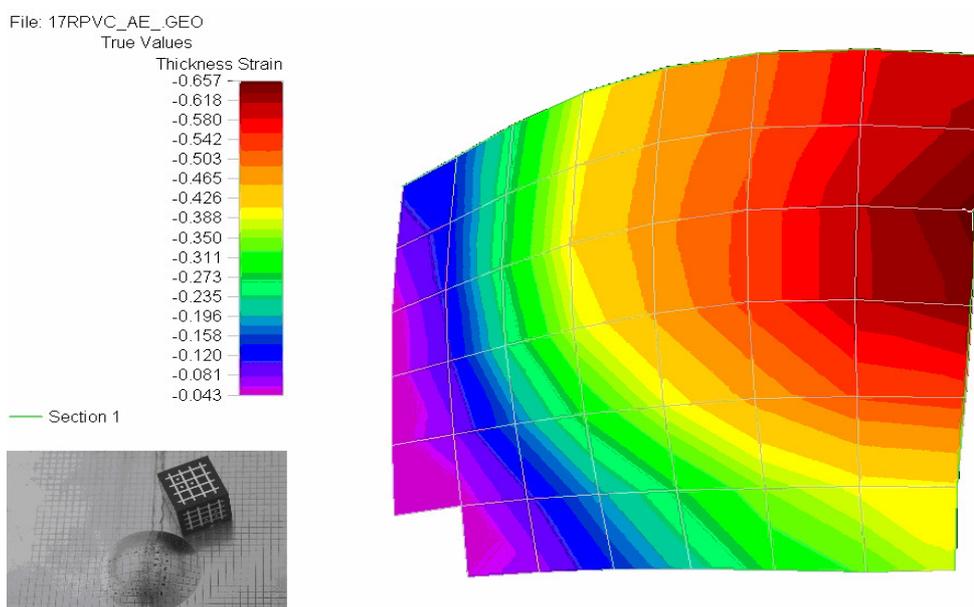


Figura 5-20 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra raiz, lubrificação com polietileno, alta energia de soldagem.

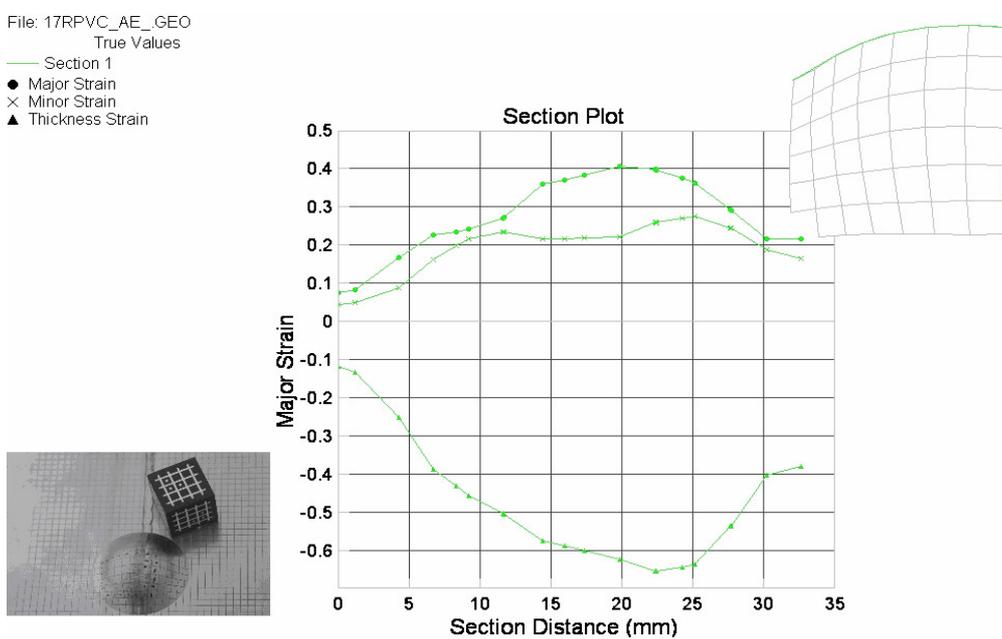


Figura 5-21 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-19.

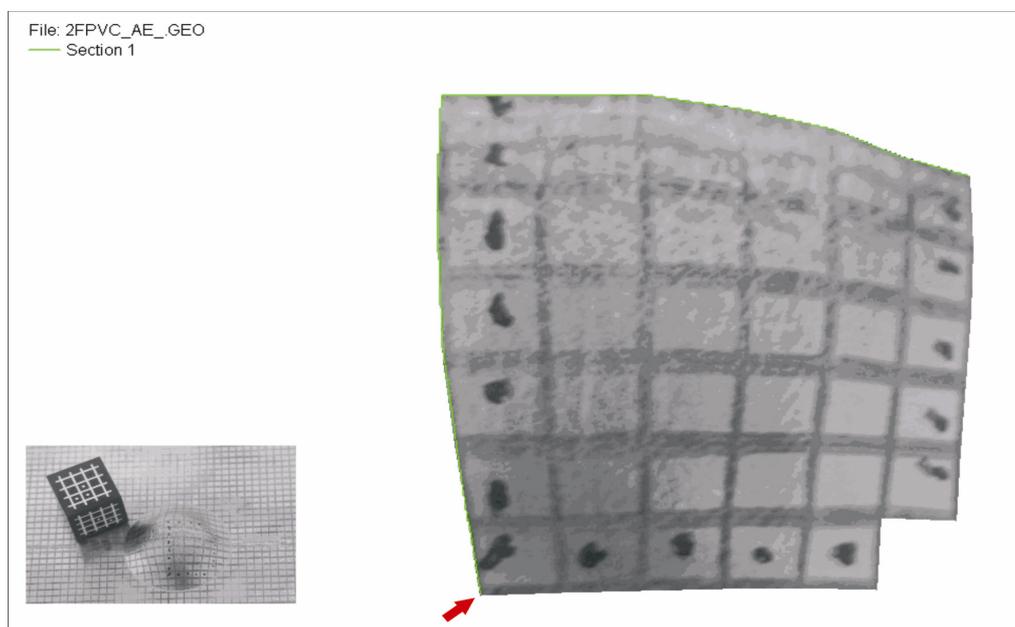


Figura 5-22 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-23

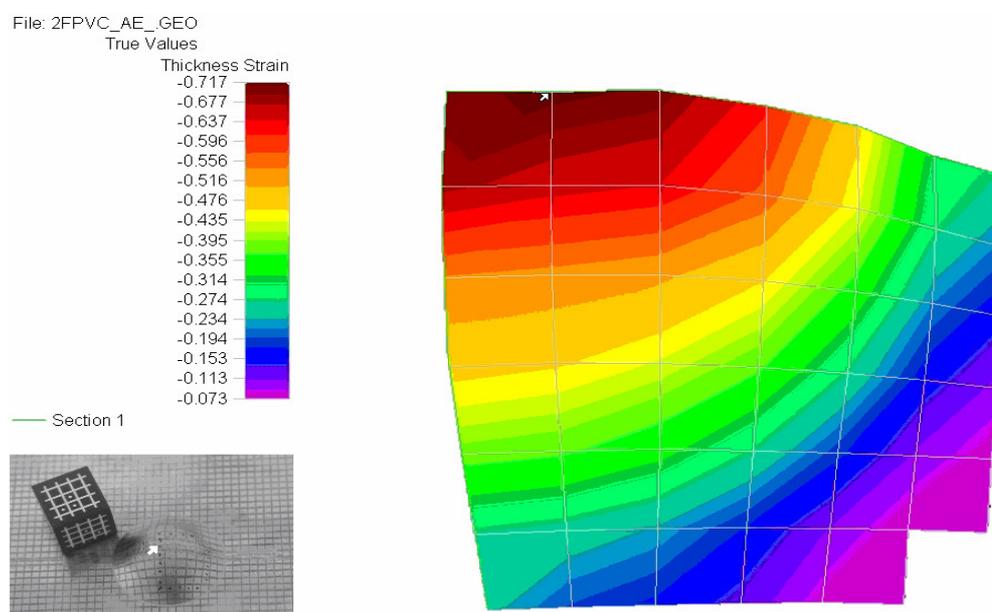


Figura 5-23 - Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra face, lubrificação com polietileno, alta energia de soldagem.

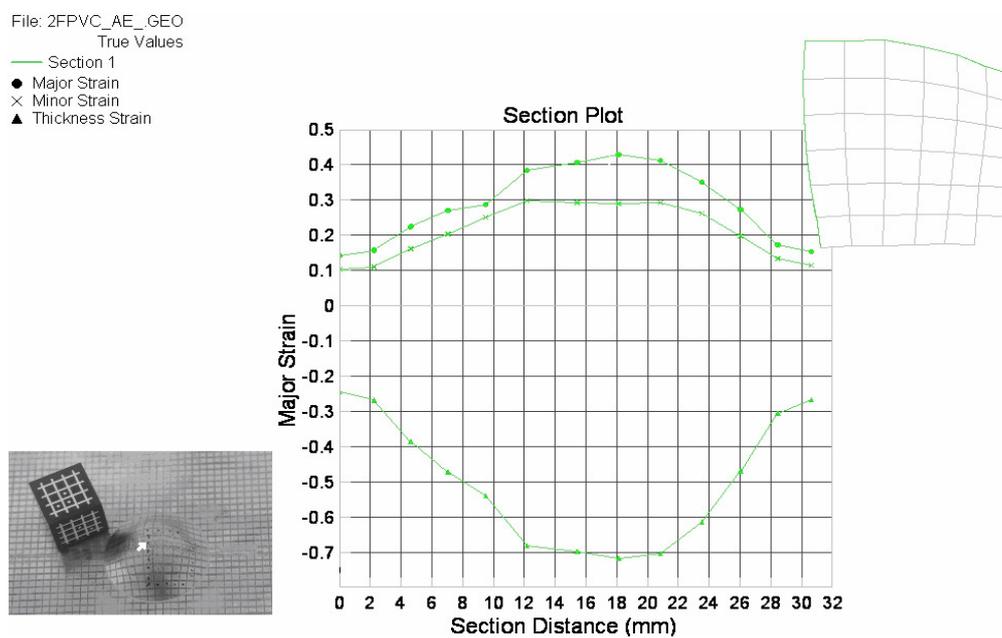


Figura 5-24 - Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-22.

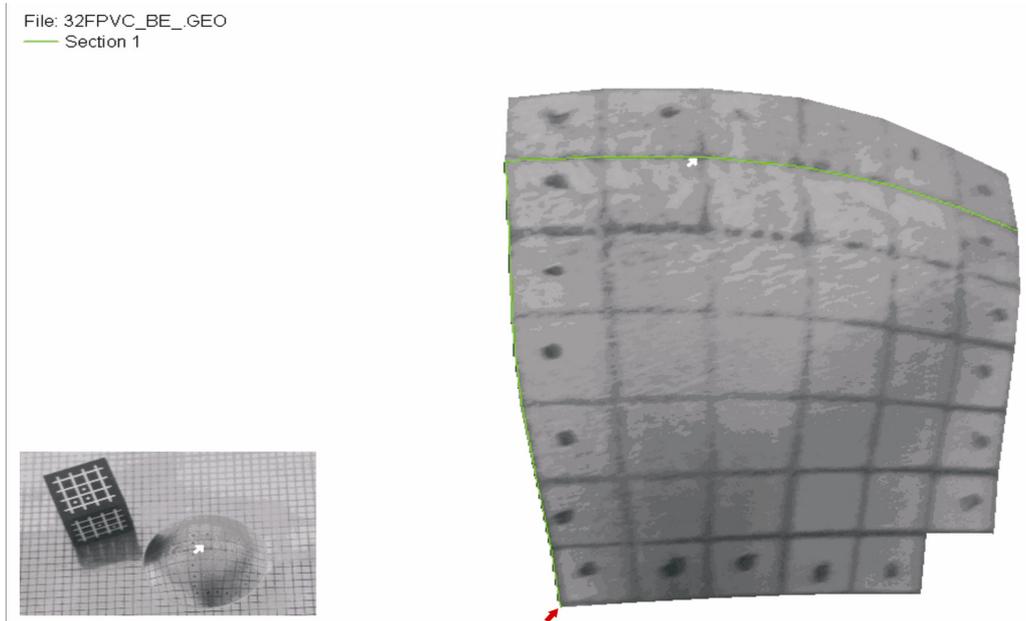


Figura 5-25 – Superfície de análise relacionada à Figura 5-26

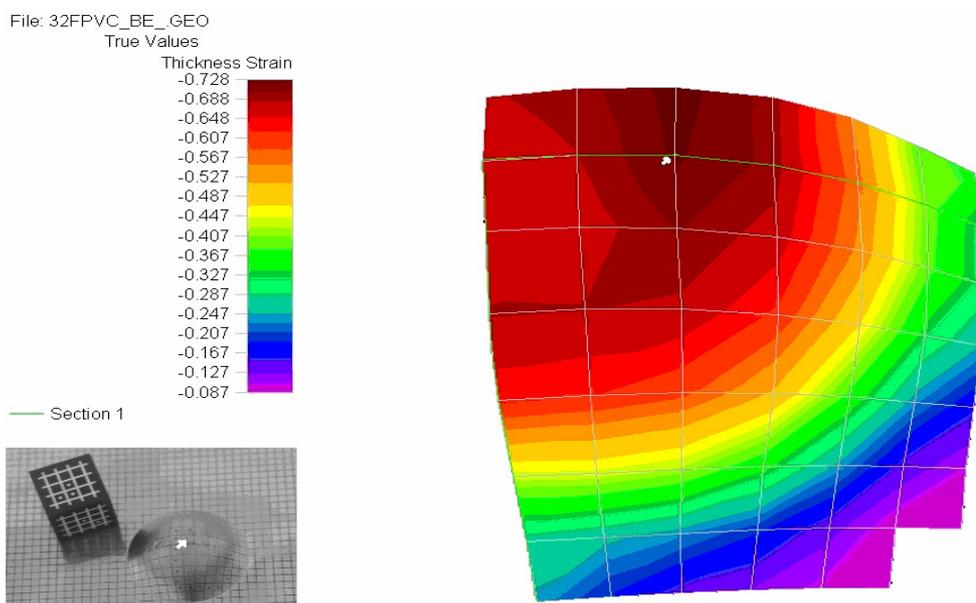


Figura 5-26 – Superfície de deformações gerada no software ASAME. Condição de ensaio: punção contra face, lubrificação com polietileno, baixa energia de soldagem.

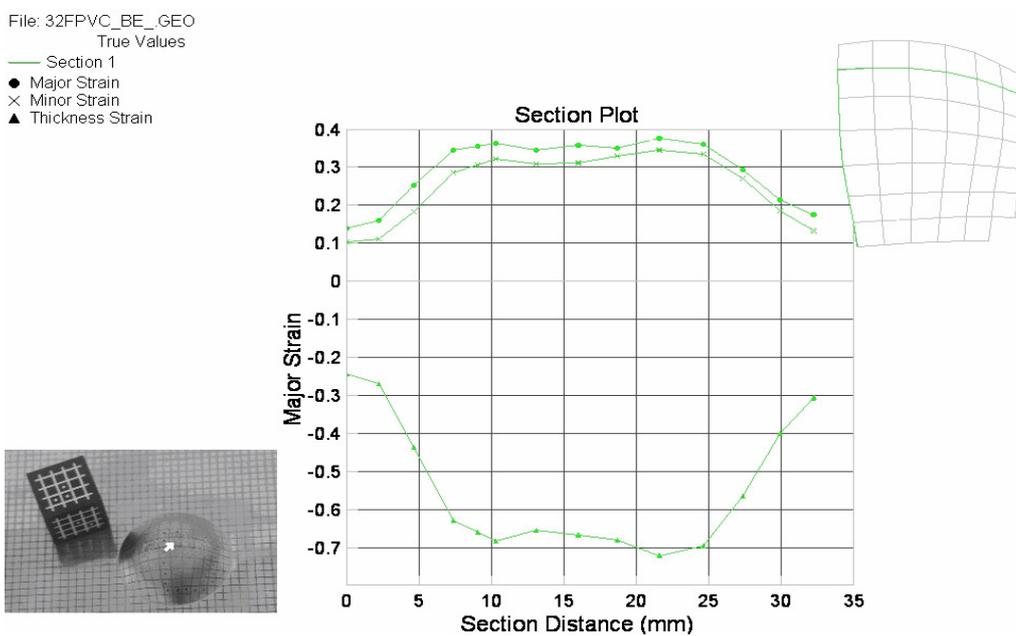


Figura 5-27 – Seção da superfície de análise, correspondente à linha verde observada na Figura 5-25.

#### 5.1.4. Deformação dos corpos de prova soldados pelo processo GMAW.

A Figura 5-28 mostra a secção transversal das soldas realizadas para as quatro energias da Tabela 4-4. Note que a Figura 5-28 (a), (b) e (c) mostram soldas que não obtiveram penetração total. Já a foto (d) revela penetração total e, pode-se dizer, que há um excesso de energia provocando penetração excessiva. Além disso, nota-se uma microestrutura típica da soldagem de aços inoxidáveis ferríticos com crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e grãos colunares na zona fundida (ZF). O grande reforço de solda que pode ser observado é devido ao fato da soldagem ter sido realizada sobre chapa e sem chanfro, note que o reforço aumenta com o aumento da energia de soldagem, o que era esperado uma vez que a velocidade de alimentação foi mantida constante e variou-se apenas a velocidade de soldagem.

Para a realização do ensaio Erichsen os reforços de solda foram removidos por aplainamento da superfície, de modo a igualar a espessura do metal base e da zona fundida e, assim, poder comparar o comportamento da zona fundida e do metal base em condições similares uma vez que a redução da espessura é o que leva a ruptura dúctil que é o que deve ocorrer caso o corpo de prova testado tenha boa ductilidade.

O teste Erichsen foi realizado variando-se a lubrificação e o lado de ensaio para as quatro energias. A

Tabela 5-10 traz os resultados encontrados para os ensaios Erichsen. Os campos destacados (em vermelho e negrito) na

Tabela 5-10 se referem a corpos de prova que sofreram fratura aparentemente frágil, ou seja, corpos de prova que apresentaram trincas mais abertas e superfície de fratura brilhante, o que é típico de falha frágil. Note que, a terceira e quarta energia de soldagem (as duas, dentre as quatro, que promoveram penetração total) são condições que levaram a uma pior qualidade da junta soldada. Neste ponto, o ensaio Erichsen mostra-se efetivo para detectar esta pior condição. As maiores energias de soldagem levam a grãos mais colunares e maiores na zona fundida, o que foi, provavelmente, a principal razão para a ocorrência destas fraturas frágeis.

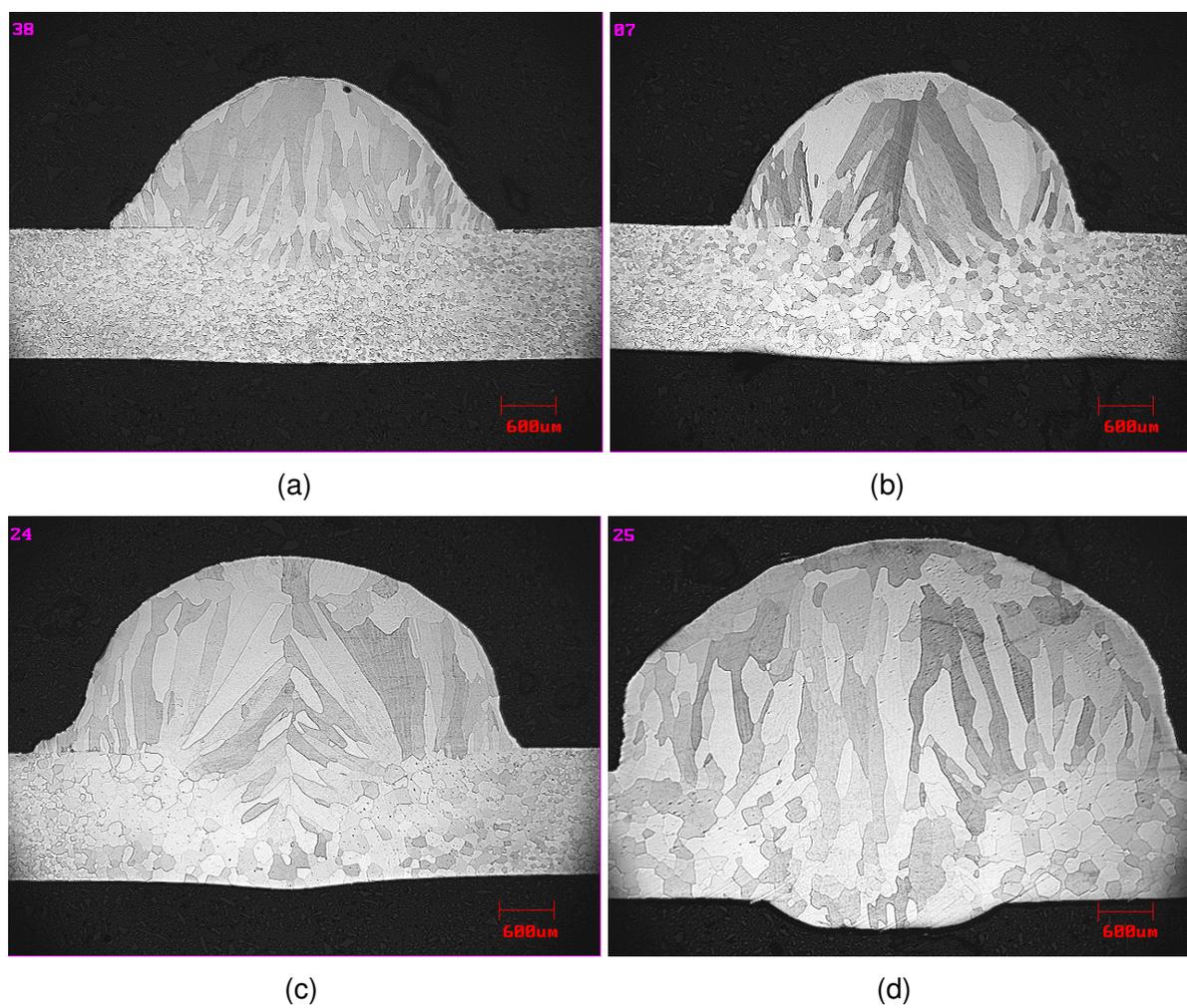


Figura 5-28 – Seções transversais das soldas realizadas por processo GMAW para as energias de soldagem (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4, mostradas na Tabela 4-4.

Tabela 5-10 – Resultados do ensaio Erichsen para as quatro energias de soldagem.

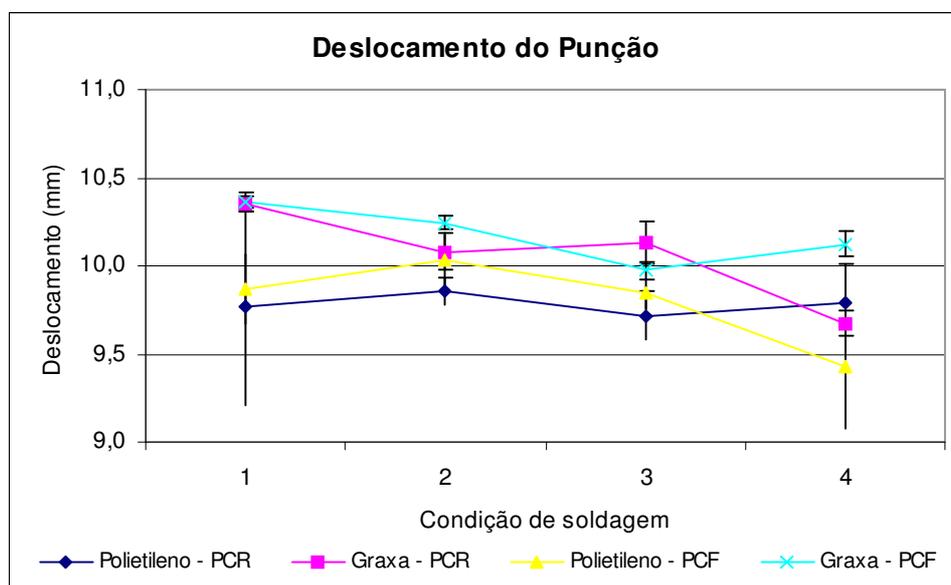
	Primeira Condição				Segunda Condição				Terceira Condição				Quarta Condição				
	CP	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)	CP	Lubrificante	Deslocamento Punção(mm)	Carga Máxima (KN)	CP	Lubrificante	Deslocamento Punção(mm)	Carga Máxima (KN)	CP	Lubrificante	Deslocamento Punção(mm)	Carga Máxima (KN)	
Punção contra raiz	1	Polietileno	9,99	30,90	1	Polietileno	9,42	30,50	1	Polietileno	9,26	32,70	1	Polietileno	10,02	31,80	
	2	Polietileno	9,58	30,50	2	Polietileno	9,37	30,70	2	Polietileno	10,40	34,40	2	Polietileno	10,20	32,00	
	3	Polietileno	9,93	30,10	3	Polietileno	9,85	30,50	3	Polietileno	9,92	31,60	3	Polietileno	10,42	30,70	
	4	Polietileno	9,98	29,90	4	Polietileno	9,88	30,90	4	Polietileno	9,57	32,00	4	Polietileno	7,56	23,60	
	5	Polietileno	9,82	30,90	5	Polietileno	10,07	30,80	5	Polietileno	3,11	5,70	5	Polietileno	10,65	30,60	
		<b>Média</b>	9,86	30,46	<b>Média</b>	9,72	30,68	<b>Média</b>	8,45	27,28	<b>Média</b>	9,77	29,74				
		<b>Dev. Padrão</b>	0,17	0,46	<b>Dev. Padrão</b>	0,31	0,18	<b>Dev. Padrão</b>	3,02	12,11	<b>Dev. Padrão</b>	1,26	3,49				
		<b>Erro</b>	0,08	0,20	<b>Erro</b>	0,14	0,08	<b>Erro</b>	1,35	5,42	<b>Erro</b>	0,56	1,56				
	1	Graxa	10,35	33,00	1	Graxa	10,44	33,90	1	Graxa	9,57	33,10	1	Graxa	10,46	32,90	
	2	Graxa	10,24	32,80	2	Graxa	10,22	34,00	2	Graxa	9,91	33,80	2	Graxa	10,43	32,60	
3	Graxa	10,05	32,00	3	Graxa	9,90	32,20	3	Graxa	4,03	6,50	3	Graxa	10,36	33,00		
4	Graxa	9,76	32,50	4	Graxa	10,31	32,80	4	Graxa	9,58	32,20	4	Graxa	10,22	32,90		
5	Graxa	10,00	31,90	5	Graxa	9,81	32,20	5	Graxa	9,63	33,80	5	Graxa	10,28	32,60		
	<b>Média</b>	10,08	32,44	<b>Média</b>	10,14	33,02	<b>Média</b>	8,54	27,88	<b>Média</b>	10,35	32,80					
	<b>Dev. Padrão</b>	0,23	0,48	<b>Dev. Padrão</b>	0,27	0,88	<b>Dev. Padrão</b>	2,53	11,97	<b>Dev. Padrão</b>	0,10	0,19					
	<b>Erro</b>	0,10	0,22	<b>Erro</b>	0,12	0,40	<b>Erro</b>	1,13	5,35	<b>Erro</b>	0,04	0,08					
Punção contra face	1	Polietileno	9,66	30,00	1	Polietileno	9,76	30,50	1	Polietileno	9,80	31,70	1	Polietileno	10,12	30,90	
	2	Polietileno	10,07	30,30	2	Polietileno	9,94	31,00	2	Polietileno	10,18	33,50	2	Polietileno	9,95	31,20	
	3	Polietileno	10,37	31,10	3	Polietileno	9,85	30,80	3	Polietileno	8,40	28,70	3	Polietileno	9,11	28,90	
	4	Polietileno	9,77	30,40	4	Polietileno	9,58	30,50	4	Polietileno	9,32	32,00	4	Polietileno	9,96	30,20	
	5	Polietileno	10,30	30,50	5	Polietileno	10,08	31,30	5	Polietileno	7,14	20,20	5	Polietileno	10,22	32,20	
		<b>Média</b>	10,03	30,46	<b>Média</b>	9,84	30,82	<b>Média</b>	8,97	29,22	<b>Média</b>	9,87	30,68				
		<b>Dev. Padrão</b>	0,31	0,40	<b>Dev. Padrão</b>	0,19	0,34	<b>Dev. Padrão</b>	1,22	5,33	<b>Dev. Padrão</b>	0,44	1,23				
		<b>Erro</b>	0,14	0,18	<b>Erro</b>	0,08	0,15	<b>Erro</b>	0,55	2,39	<b>Erro</b>	0,20	0,55				
	1	Graxa	10,27	33,70	1	Graxa	10,11	33,90	1	Graxa	9,94	34,70	1	Graxa	10,36	33,80	
	2	Graxa	10,37	34,20	2	Graxa	9,95	33,50	2	Graxa	10,14	34,70	2	Graxa	10,48	34,00	
3	Graxa	10,17	32,90	3	Graxa	9,99	32,40	3	Graxa	10,08	34,20	3	Graxa	10,24	33,30		
4	Graxa	10,18	32,00	4	Graxa	9,80	32,20	4	Graxa	10,03	35,50	4	Graxa	8,02	24,10		
5	Graxa	10,24	32,80	5	Graxa	10,02	32,80	5	Graxa	10,33	34,60	5	Graxa	7,23	23,30		
	<b>Média</b>	10,25	33,12	<b>Média</b>	9,97	32,96	<b>Média</b>	10,10	34,74	<b>Média</b>	9,27	29,70					
	<b>Dev. Padrão</b>	0,08	0,85	<b>Dev. Padrão</b>	0,11	0,72	<b>Dev. Padrão</b>	0,15	0,47	<b>Dev. Padrão</b>	1,53	5,49					
	<b>Erro</b>	0,04	0,38	<b>Erro</b>	0,05	0,32	<b>Erro</b>	0,07	0,21	<b>Erro</b>	0,68	2,46					

$$* Erro = \frac{Desv.Padrão}{\sqrt{5}} \quad (63\% \text{ de confiabilidade})$$

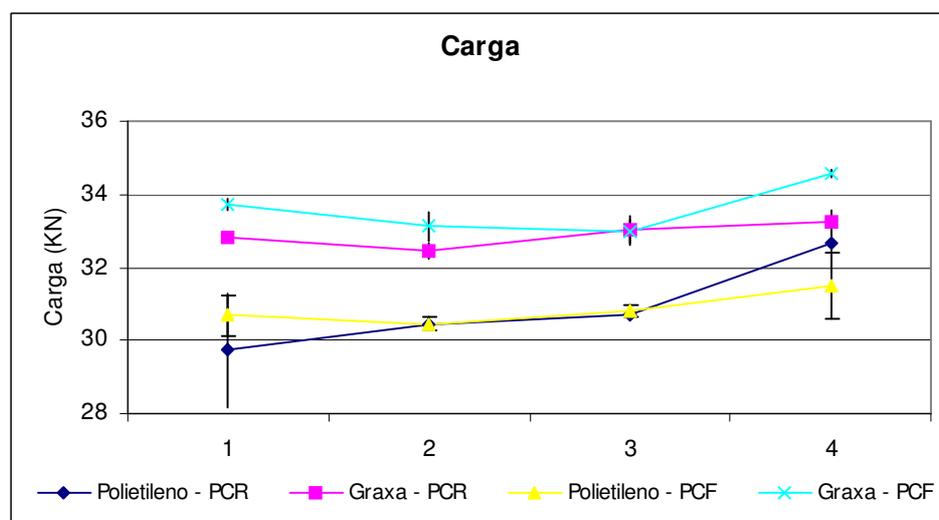
A Figura 5-29 mostra os resultados em forma gráfica. O primeiro fato a ser observado é que as curvas de deslocamento mostradas no gráfico (a) e a de carga mostradas no gráfico (b) tendem a seguir um padrão similar. Os valores de deslocamento e, principalmente, da carga são um pouco maiores para os corpos de prova ensaiados com graxa, o que já havia sido constatado nos ensaios para a solda GTAW. A explicação para tal fato vem da menor participação do metal base na deformação quando da utilização do polietileno como lubrificante. A menor dispersão dos resultados para os valores de carga também vão ao encontro aos resultados anteriores. Outro dado relevante é que a variação da energia de soldagem não levou a modificações significativas nos valores de deslocamento e/ou carga, apesar das grandes diferenças microestruturais mostradas na Figura 5-28. Ou seja, ao contrário dos testes realizados nos corpos de prova soldados por processo GTAW, o ensaio Erichsen não foi capaz de quantificar a

diferença de ductilidade existente entre as soldas de diferentes energias para o processo GMAW, no entanto, o ensaio detectou de forma efetiva uma pior qualidade para as soldas de terceira e quarta energias de soldagem, mostrando-se seletivo também para os corpos de prova soldados por GMAW.

Figura 5-30 mostra as fotos dos corpos de prova após o ensaio Erichsen. As deformações observadas nos corpos de prova soldados pelo processo GMAW são similares às deformações dos corpos de prova soldados por processo GTAW, assim como não houve alteração nas deformações para a maioria dos corpos de prova com a mudança de energia de soldagem. Novamente, a lubrificação com polietileno mostrou-se mais efetiva e as deformações dos corpos de prova ensaiados com o uso deste lubrificante tiveram suas deformações mais homoganeamente distribuídas no topo do corpo de prova. Os corpos de prova ensaiados com graxa mostraram deformação concentrada no raio do punção. Alguns corpos de prova ensaiados com polietileno e atuação do punção na face apresentaram o anel crítico característico de lubrificação ineficiente, no entanto, este anel está mais próximo do topo quando comparada com a lubrificação com graxa (compare as fotos (c) e (d) para a segunda energia de soldagem), este fato deve-se à superfície usinada para remoção do reforço de solda (face) apresentar rugosidade muito superior à raiz, o que promoveu atrito mesmo com a lubrificação com polietileno. Este fato corrobora com a hipótese de que o aumento do atrito concentra as deformações exigindo menos da região da solda.



(a)



(b)

Figura 5-29 - Resultados Erichsen (a) deslocamento do punção e (b) carga.

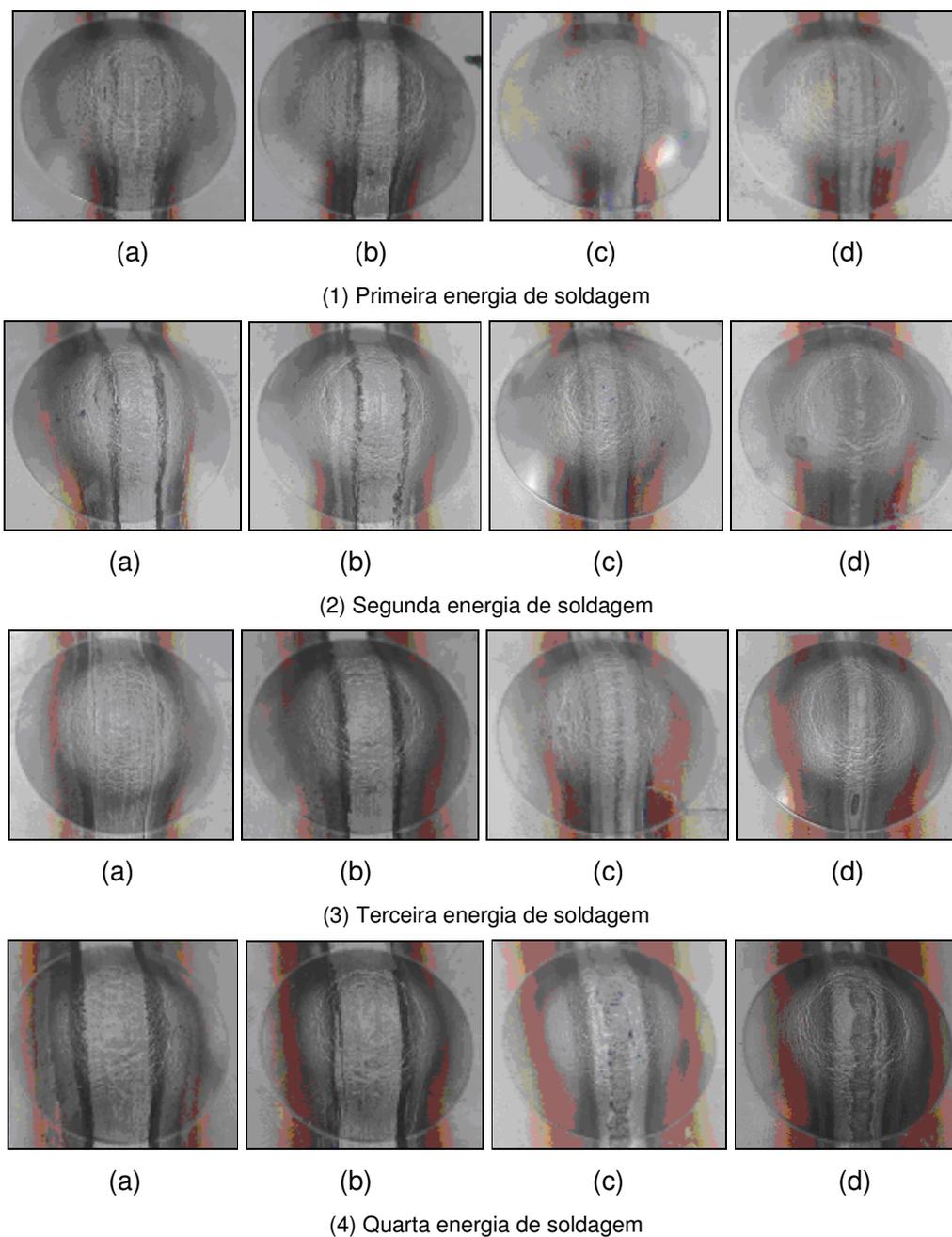


Figura 5-30 – Corpos de prova após ensaio Erichsen, soldados pelo processo GMAW, gás de proteção Ar2%O2, arame 430LNb. Condições do ensaio Erichsen (a) punção contra raiz, lubrificação com polietileno, (b) punção contra raiz, lubrificação com graxa, (c) punção contra face, lubrificação com polietileno, (d) punção contra face, lubrificação com graxa.

A ruptura dos corpos de prova ensaiados com graxa ocorre, na grande maioria das vezes, no raio do punção e transversalmente à solda. Nos corpos de prova ensaiados com polietileno a fratura ocorre, em geral, acima do raio do punção, podendo ser transversal ou longitudinal à solda.

Com base nestes resultados pode-se dizer que a condição de ensaio Erichsen com a qual ter-se-á maior chance de avaliar-se efetivamente a ductilidade do cordão de solda é:

- lubrificação com polietileno devido a promover maiores deformações na região da solda.
- punção contra raiz em função das menores dispersões dos resultados e da menor rugosidade e maior planicidade da superfície de atuação do punção.

## **5.2. Comparação do Desempenho dos Arames**

Esta é a terceira etapa do trabalho e mostrará os resultados das análises microestruturais e dos testes mecânicos realizados para as juntas soldadas nas condições mostradas na Tabela 4-6. O foco do trabalho foi comparar os arames ferríticos 430Ti e 430LNb. Para isto foram utilizados dois gases de proteção, Ar2%O<sub>2</sub> e Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>. Foram também, realizadas soldas com o arame austenítico 308LSi para servir de referencia para os resultados dos arames ferríticos, já que o uso do 308LSi é consagrado para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados.

### **5.2.1. Condições de soldagem**

Para a condição de soldagem 3 mostrada na Tabela 4-4, foram medidos os sinais de saída de tensão e corrente para as diferentes combinações entre arames e gases. Tais medidas são mostradas na Tabela 5-11. A Figura 5-31 mostra os valores médios de corrente para cada par arame/gás. Nota-se que os valores de corrente são maiores para o arame 430Ti, independentemente do gás de proteção utilizado. O valor de corrente com o uso do Ar2%O<sub>2</sub> é maior para o 430LNb em relação ao 308LSi, portanto, pode-se dizer que o valor médio da

corrente tende a ser maior para os arames ferríticos, principalmente, para o 430Ti. A Figura 5-32 mostra os valores médios de tensão, note que os valores de tensão tendem a ser maiores quando é utilizado o gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>, no entanto, a faixa de variação é muito pequena (menos de 1V) e não deve interferir no resultado final do processo. Estes valores de tensão muito próximos são devido à soldagem ter sido realizada com tensão constante, ou seja, o valor de tensão é imposto ao sistema. As Figura 5-33 e Figura 5-34 mostram, respectivamente, o número de curtos e o fator de curto-circuito, que é a razão entre o tempo de curto e o tempo de arco (medido pelo sinal de tensão). O maior número de curtos e fator de curto circuito para o 430LNb indicam, possivelmente, uma maior estabilidade do processo para este arame, seguido do 308LSi. O menor número de curtos do 430Ti indica uma maior dificuldade deste arame em realizar a transferência por curto-circuito e, o alto valor do fator de curto-circuito para o 430Ti e Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> mostra uma tendência deste arame realizar contatos mais longos com a poça fundida. Deve-se considerar que esta análise não foi o foco deste trabalho e que está baseada em um conjunto limitado de dados. Na prática, o que se pode afirmar é que a estabilidade do 430LNb e do 308LSi foi similar, já o 430Ti apresentou uma estabilidade muito inferior aos demais. O gás de proteção não teve influência notável na estabilidade do processo, apesar do número de curtos e fator de curto-circuito indicar uma estabilidade maior com o uso do Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

Tabela 5-11 – Sinais de saída para as combinações entre arames e gases.

Teste	W (m/min)	U (V)	Vs (cm/min)	Corrente				Tensão				Tempos médios (milisegundos)						
				Média	Desvio	Eficaz	Erro	Média	Desvio	Eficaz	Erro	Nº de curtos	Período	de pico	de curto	Fcc	Potência	
				430LNb Ar2%O2	1	4,5	16,5	43	97,9	41,3	106,2	0,337	15,6	6,5	16,9	0,053	224	13,4
	2	4,5	16,5	43	96,2	40,7	104,4	0,332	15,6	6,3	16,8	0,052	212	14,1	11,1	2,9	20,9	1511
	3	4,5	16,5	43	98,0	41,7	106,5	0,341	15,3	6,6	16,7	0,054	227	13,2	10,2	3,0	22,9	1513
	Média				97,3	41,2	105,7	0,337	15,5	6,5	16,8	0,053	221	13,5	10,6	2,9	21,8	1521
430Ti Ar2%O2	1	4,5	17,0	43	105,6	36,6	111,7	0,299	15,8	4,0	16,3	0,033	105	27,8	24,7	3,1	11,1	1657
	2	4,5	17,0	43	104,0	38,1	110,8	0,311	15,9	3,2	16,2	0,026	58	50,4	46,7	3,6	7,2	1637
	3	4,5	17,0	43	106,5	36,9	112,7	0,302	15,8	3,7	16,2	0,031	89	33,5	30,3	3,2	9,5	1671
	Média				105,4	37,2	111,7	0,304	15,8	3,7	16,2	0,030	84	37,2	33,9	3,3	9,3	1655
308LSi Ar2%O2	1	4,5	16,5	43	92,3	37,2	99,5	0,304	15,6	4,7	16,3	0,038	123	24,1	20,9	3,2	13,2	1447
	2	4,5	16,5	43	90,7	32,9	96,5	0,269	15,7	4,8	16,5	0,039	150	19,8	17,1	2,8	14,0	1437
	3	4,5	16,5	43	91,1	32,8	96,8	0,267	15,7	4,7	16,4	0,038	140	21,1	18,3	2,8	13,2	1441
	Média				91,4	34,3	97,6	0,280	15,7	4,7	16,4	0,039	138	21,7	18,8	2,9	13,5	1442
430LNb Ar2%N2 3%CO2	1	4,5	16,5	43	93,3	48,3	105,1	0,394	15,5	7,1	17,0	0,058	238	12,6	9,3	3,3	26,0	1453
	2	4,5	16,5	43	93,8	46,8	104,8	0,382	15,3	7,2	17,0	0,059	251	11,9	8,6	3,3	27,6	1453
	3	4,5	16,5	43	95,2	47,6	106,4	0,389	15,5	7,2	17,1	0,059	243	12,3	9,1	3,2	26,2	1489
	Média				94,1	47,5	105,4	0,388	15,4	7,2	17,0	0,058	244	12,3	9,0	3,3	26,6	1465
430Ti Ar2%N2 3%CO2	1	4,5	17,0	43	104,2	38,9	111,2	0,318	15,6	3,9	16,1	0,032	105	28,3	25,3	3,0	10,7	1615
	2	4,5	17,0	43	102,3	35,1	108,2	0,287	15,6	3,9	16,1	0,032	106	27,7	16,3	11,3	41,0	1590
	3	4,5	17,0	43	101,9	37,5	108,6	0,306	15,8	3,4	16,2	0,028	68	43,4	39,8	3,5	8,2	1598
	Média				102,8	37,2	109,3	0,304	15,7	3,8	16,1	0,031	93	33,1	27,2	6,0	19,9	1601
308LSi Ar2%N2 3%CO2	1	4,5	16,5	43	95,0	38,5	102,5	0,315	15,6	5,6	16,6	0,046	171	17,4	14,4	3,1	17,6	1495
	2	4,5	16,5	43	94,2	39,2	102,0	0,320	15,6	5,5	16,6	0,045	161	18,5	15,4	3,2	17,1	1480
	3	4,5	16,5	43	94,2	41,2	102,8	0,336	15,7	5,5	16,6	0,045	152	19,6	16,3	3,3	16,6	1487
	Média				94,5	39,6	102,4	0,324	15,7	5,5	16,6	0,045	161	18,5	15,4	3,2	17,1	1487

$$* Erro = \frac{Desv.Padrão}{\sqrt{15000}} \text{ (63\% de confiabilidade)}$$

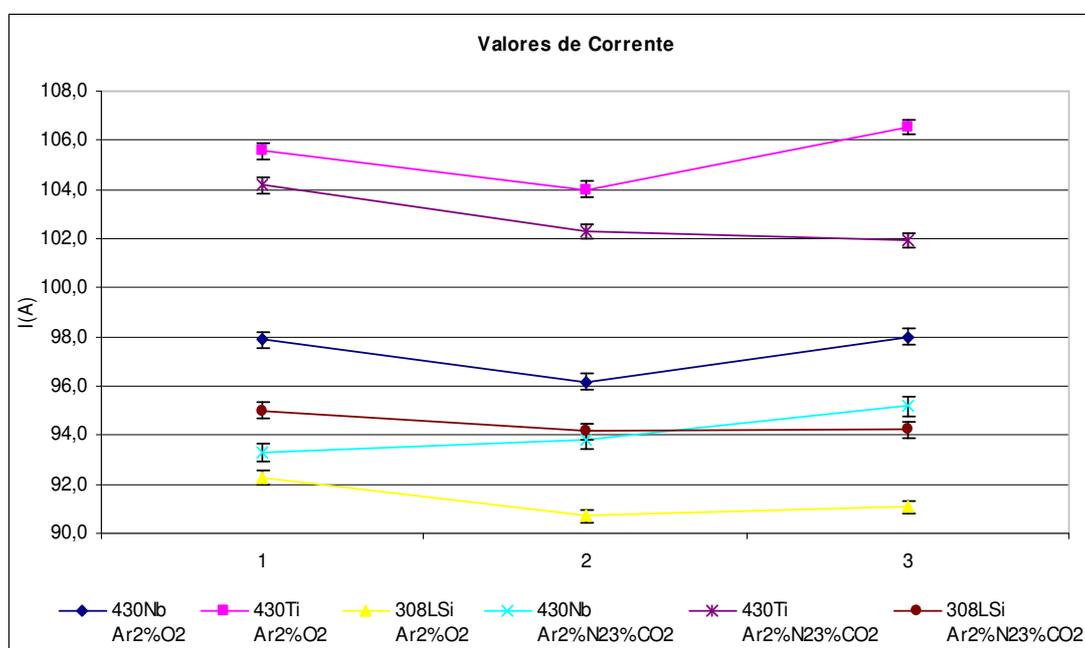


Figura 5-31 – Valores de corrente medidos na saída (tocha).

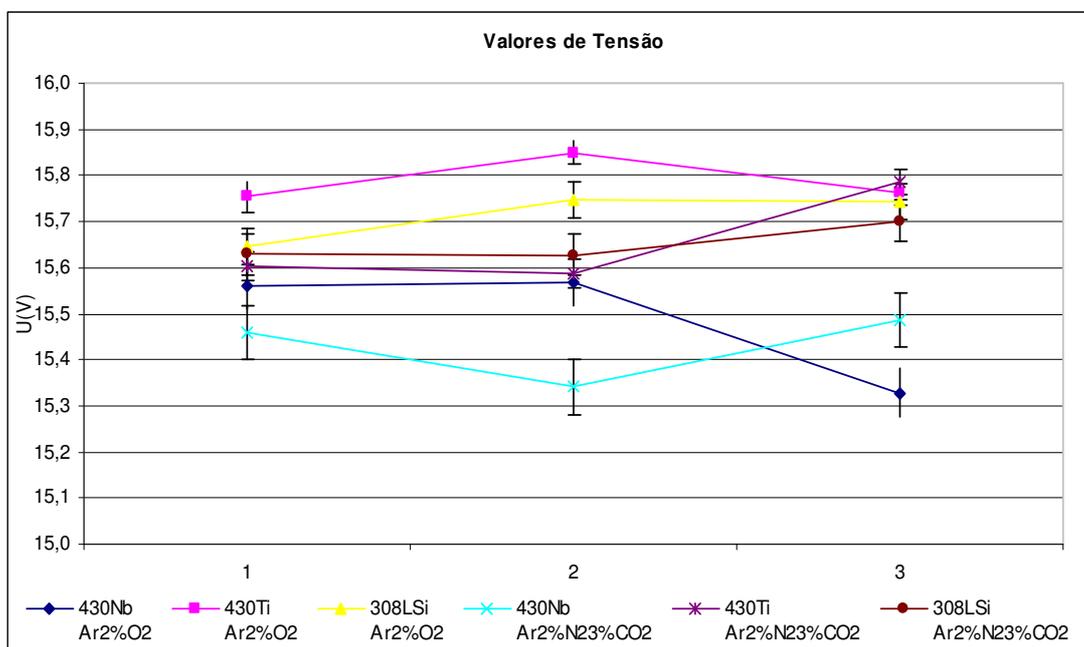


Figura 5-32 – Valores de tensão medidos na saída (tocha).

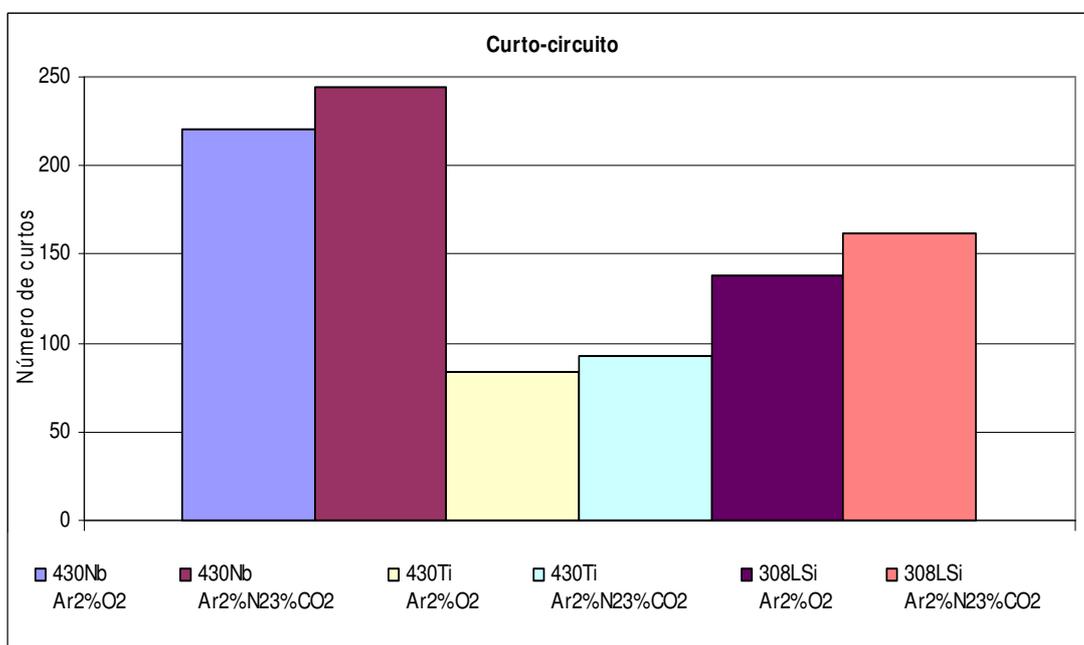


Figura 5-33 – Números de curtos.

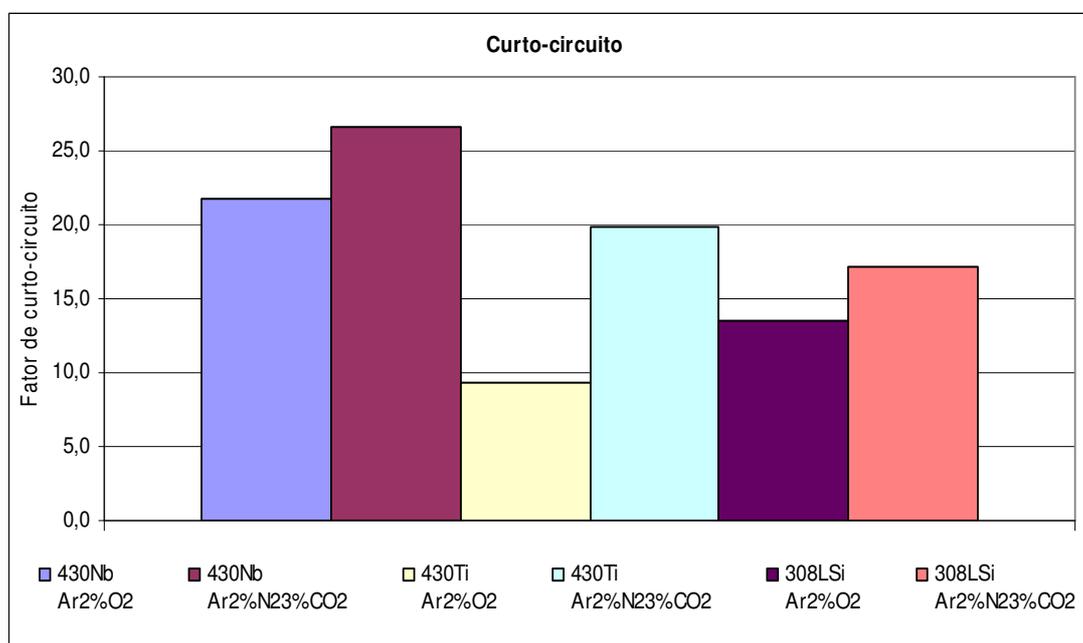


Figura 5-34 – Fatores de curto-circuito.

### 5.2.2. Oscilogramas

A Figura 5-35 mostra os sinais de tensão para as quatro condições de soldagem. O tipo de transferência metálica predominante nas quatro condições é a transferência por curto-circuito. Os oscilogramas confirmam a análise feita na seção anterior, ou seja, o maior número de curtos quando é utilizado o arame 430LNb. O uso do gás de proteção Ar2%N23%CO<sub>2</sub> também aumentou o número de curtos, principalmente, com o uso do 430Ti. O maior número de curtos indica maior frequência de transferência, que por sua vez, sugere uma maior estabilidade do processo. O tempo de arco com o uso da 430Ti e o gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub> é tal que levanta a hipótese de que outros tipos de transferência estejam ocorrendo, juntamente com o curto-circuito, para a condição de soldagem aqui utilizada. O mesmo pode estar ocorrendo com o uso do Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>. Já o arame 430LNb apresentou, para os parâmetros de soldagem utilizados, curto-circuito típico, independentemente, do tipo de gás de proteção. Pode-se dizer que para o tipo de transferência por curto-circuito o arame 430LNb tem maior estabilidade de processo quando comparado ao 430Ti. A estabilidade do 308LSi e do 430LNb são similares.

Maiores detalhes a respeito do comportamento em processo destes arames são mostrados por Resende, 2007.

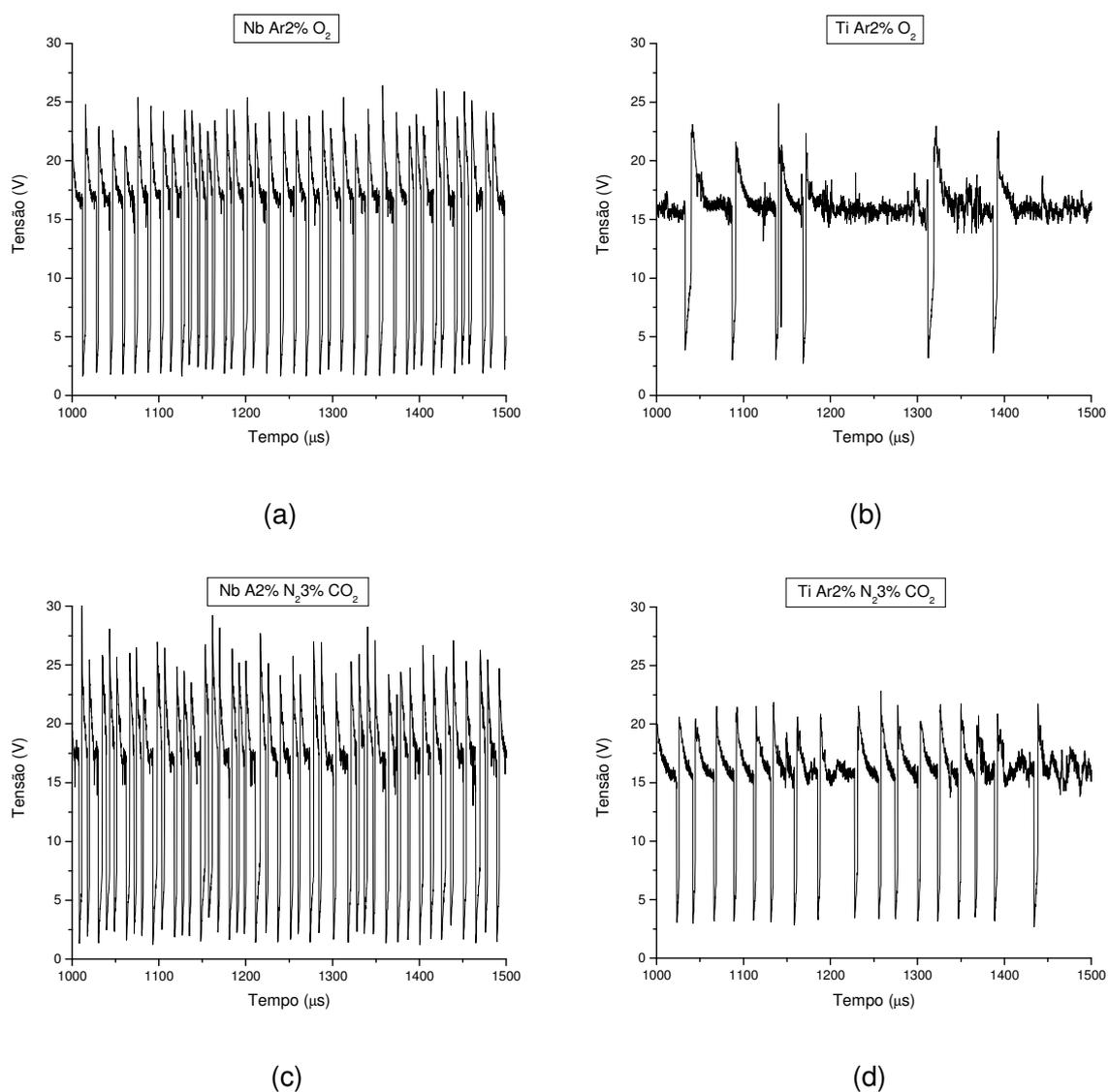


Figura 5-35 - Oscilogramas de tensão no tempo (a) 430LNb com Ar2%O<sub>2</sub> (b) 430Ti com Ar2%O<sub>2</sub> (c) 430LNb com Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> e (d) 430Ti com Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

As seções seguintes têm o objetivo de estudar as diferenças na precipitação dos nitretos e carbonetos de titânio e nióbio na zona fundida e na zona termicamente afetada, assim como, a ocorrência dessas precipitações quando utilizados metais de adição estabilizados ao titânio ou ao nióbio e ainda a influência do gás de proteção na precipitação. Esta fase incluiu análise dos precipitados via microscopia ótica, microscopia eletrônica e também uma análise quantitativa da presença dos precipitados na ZF e na ZTA. As análises foram mais concentradas nos precipitados de *Ti* uma vez que os de *Nb* são muito finos na zona fundida e o tamanho reduzido impossibilita a análise dos mesmos pelos métodos utilizados. A partir da seção 5.2.6 serão mostrados os resultados dos testes mecânicos.

### 5.2.3. Previsão da composição química das zonas fundidas

As composições químicas dos arames (430Ti, 430LNb e 308LSi) e do metal base (aço inoxidável com 17% de cromo bi-estabilizado ao titânio e nióbio) utilizado estão mostradas na Tabela 5-12. As equações utilizadas para o cálculo dos  $\Delta Ti$  e  $\Delta Nb$ , excesso de elemento estabilizante em relação ao teor necessário para estabilização completa, foram:

$$\Delta Ti = Ti - 4C - 3,42N \quad (\text{aço monoestabilizado ao } Ti) \quad (1)$$

$$\Delta Nb = Nb - 7,74(C + N) \quad (\text{aço monoestabilizado ao } Nb) \quad (2)$$

$$\Delta Ti = Ti - 4x0,3C - 3,42N \quad (\text{aço bi-estabilizado ao } Ti \text{ e } Nb) \quad (3)$$

$$\Delta Nb = Nb - 7,74x0,7C \quad (\text{aço bi-estabilizado ao } Ti \text{ e } Nb) \quad (4)$$

As equações (1) e (2) são mostradas por Sato e Tanoue (1995) e as (3) e (4) por Fujimura e Tsuge (1999).

Note que o arame 430Ti tem um  $\Delta Ti$  negativo, ou seja, neste arame não há *Ti* suficiente para combinar-se com todo o *C* e *N* disponíveis, principalmente, em função do seu grande teor de *C*.

O arame 430LNb tem  $\Delta Nb$  positivo, ou seja, a estabilização deste arame é suficiente para que todo o  $C$  e  $N$  combinem-se com  $Nb$  e ainda assim haverá  $Nb$  em solução sólida. O metal base que é bi-estabilizado mostra  $\Delta Ti$  e  $\Delta Nb$  positivos, ou seja, estes dois elementos estão presentes no metal base na forma de precipitados e em solução sólida.

A partir das composições químicas dos arames e do metal base e das diluições de cada uma das ZF's (Tabela 5-13), calculadas por meio de análise de imagens, calculou-se a composição química provável das mesmas utilizando-se a equação:

$$X_{ZF} = \gamma \% X_{MB} + (1 - \gamma) \% X_{MA}$$

Onde  $X_{ZF}$  é o teor de um determinado elemento na ZF;  $\gamma$  é a diluição do metal base na ZF;  $\% X_{MB}$  é o teor do elemento no metal base; e  $\% X_{MA}$  é o teor do elemento no metal de adição. Este cálculo não leva em conta o efeito do gás de proteção e as perdas por volatilização, mas é um indicativo do teor de cada um dos elementos que estarão presentes na zona fundida.

As prováveis composições químicas são mostradas nas Tabela 5-13 e Tabela 5-14. Percebe-se que o teor de  $C$  e  $Ti$  é superior na zona fundida quando o metal de adição é o 430Ti que tem maiores teores destes elementos. A presença de  $Nb$  torna-se maior quando o metal de adição é o 430LNb. O teor de  $N$  é muito próximo para todas as condições que envolvem os arames ferríticos. A soma dos valores dos  $\Delta Ti$  e  $\Delta Nb$  para as ZF's de 430LNb é superior à soma para as ZF's de 430Ti, ou seja, a estabilização das ZF's de 430Ti é menor. A diluição foi suficiente para tornar um  $\Delta Ti$  negativo no metal de adição 430Ti num valor positivo na ZF, principalmente, devido à redução no teor de carbono. Para as zonas fundidas do 308LSi o teor de  $C$  é menor e a presença de  $N$  é um pouco superior ao encontrado nos ferríticos. Os teores de  $Ti$  e  $Nb$  nas ZF's de 308LSi são provenientes do metal base, já que não há presença destes elementos na composição química do arame. Apesar dos baixos teores de  $Ti$  e  $Nb$  as ZF's compostas pelo 308LSi não devem estar sujeitas à precipitação em função dos baixíssimos teores de carbono e da maior solubilidade de  $C$  e  $N$  na austenita. Outra diferença é a presença de  $Mn$  na ZF deste arame, que tem o objetivo de estabilizar a austenita e inibir a fragilidade a quente pela formação

de *MnS*. Os gases de proteção podem influenciar a composição química da ZF. Durante um processo de soldagem GMAW os gases são dissociados e ionizados e, assim, gases com elementos tais como *C*, *N* ou *O* podem aumentar o teor destes elementos na ZF, como poderá ser visto nas seções 5.2.4 e 5.2.5.

Tabela 5-12 – Composições químicas do metal base e metais de adição.

Composição Química	C	N	Ti	Nb	Ni	Cr	Mn	Si	S	ΔTi	ΔNb
430Ti	0,108	0,014	0,350	0,000	0,400	17,450	0,650	1,040	0,002	-0,130	-
430LNb	0,027	0,014	0,004	0,440	0,215	17,660	0,425	0,430	0,004	-	0,123
308LSi	0,018	0,056	0,012	0,000	10,290	19,620	1,930	0,750	0,012	-	-
METAL BASE	0,009	0,010	0,178	0,188	0,210	17,253	0,162	0,409	0,000	0,133	0,140

\*Resultados em vermelho indicam que o aço não está completamente estabilizado.

Tabela 5-13 - Diluições e composições químicas estimadas da zona fundida.

Condição	Diluição			Composição química estimada da zona fundida									
	Área (mm²)		Diluição	Teor (%)									
	Área Reforço	Área total		Média	C	N	Ti	Nb	Ni	Cr	Mn	Si	S
430LNb Ar2%O <sub>2</sub>	77751	99930	0,222	0,184	0,023	0,013	0,043	0,384	0,214	17,570	0,367	0,425	0,003
	82831	98729	0,161		0,024	0,013	0,032	0,399	0,214	17,594	0,383	0,427	0,003
	84770	101980	0,169		0,024	0,013	0,033	0,397	0,214	17,591	0,381	0,426	0,003
430Ti Ar2%O <sub>2</sub>	90861	130560	0,304	0,274	0,078	0,013	0,298	0,057	0,342	17,390	0,502	0,848	0,002
	99787	133410	0,252		0,083	0,013	0,307	0,047	0,352	17,400	0,527	0,881	0,002
	94141	128420	0,267		0,081	0,013	0,304	0,050	0,349	17,397	0,520	0,872	0,002
308LSi Ar2%O <sub>2</sub>	83510	95123	0,122	0,117	0,016	0,050	0,032	0,023	9,059	19,331	1,714	0,708	0,011
	82400	92027	0,105		0,017	0,051	0,029	0,020	9,236	19,372	1,745	0,714	0,011
	80160	91627	0,125		0,016	0,050	0,033	0,024	9,029	19,324	1,709	0,707	0,011
430LNb Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	79273	100430	0,211	0,222	0,023	0,013	0,041	0,387	0,214	17,574	0,370	0,426	0,003
	84401	107220	0,213		0,023	0,013	0,041	0,386	0,214	17,573	0,369	0,426	0,003
	88907	117230	0,242		0,023	0,013	0,046	0,379	0,214	17,562	0,362	0,425	0,003
430Ti Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	1018	1363	0,253	0,312	0,083	0,013	0,307	0,048	0,352	17,400	0,527	0,880	0,002
	814	1216	0,330		0,075	0,013	0,293	0,062	0,337	17,385	0,489	0,832	0,002
	718	1108	0,351		0,073	0,013	0,290	0,066	0,333	17,381	0,479	0,818	0,002
308LSi Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	84971	108100	0,214	0,214	0,016	0,046	0,048	0,040	8,133	19,114	1,552	0,677	0,010
	93530	122130	0,234		0,015	0,045	0,051	0,044	7,929	19,066	1,516	0,670	0,009
	94916	117680	0,193		0,016	0,047	0,044	0,036	8,340	19,162	1,588	0,684	0,010

Tabela 5-14 – Composição química média da zona fundida para os elementos C, N, Ti e Nb.

Condição	C	N	Ti	Nb	$\Delta Ti$	$\Delta Nb$	$\Delta(Ti+Nb)$
430LNb Ar2%O2	0,024	0,013	0,036	0,394	<b>-0,038</b>	<b>0,266</b>	<b>0,228</b>
430Ti Ar2%O2	0,081	0,013	0,303	0,052	<b>0,161</b>	<b>-0,385</b>	<b>-0,224</b>
308LSi Ar2%O2	0,016	0,051	0,032	0,022	<b>x</b>	<b>x</b>	<b>x</b>
430LNb Ar2%N23%CO2	0,023	0,013	0,043	0,384	<b>-0,030</b>	<b>0,260</b>	<b>0,230</b>
430Ti Ar2%N23%CO2	0,077	0,013	0,297	0,059	<b>0,160</b>	<b>-0,358</b>	<b>-0,198</b>
308LSi Ar2%N23%CO2	0,016	0,046	0,048	0,040	<b>x</b>	<b>x</b>	<b>x</b>

\*Resultados de  $\Delta(Ti+Nb)$  negativos indicam que o aço não está completamente estabilizado.

Com base nas composições químicas prováveis de cada ZF e no conceito do produto de solubilidade discutido na seção 3.4.4 é possível inferir alguns resultados sobre a precipitação no metal de solda. Utilizando-se dos valores das constantes definidas por Akamatsu et al (1994) e Fujimura e Tsuge (1999), mostradas na Tabela 3-1, pode-se estimar as temperaturas de precipitação para os diversos carbonetos e nitretos, assim como relacioná-las com os teores de elementos intersticiais (C ou N) e estabilizantes (Nb e Ti) em solução sólida.

Do conceito do produto de solubilidade tem-se que

$$\%M\%X = Ks \quad (1)$$

onde  $\%M$  é o teor (% em massa) do elemento  $M$  em solução sólida,  $\%X$  é o teor máximo do elemento  $X$  (ex:  $M \Rightarrow Ti$  e  $X \Rightarrow N$ ) em solução.

Sabendo-se que a razão entre os pesos atômicos dos elementos  $M$  e  $X$  é dada pela constante  $K_m$ , pode-se considerar a equação da reta definida por esta razão como sendo:

$$M = M_o + (X - X_o)K_m \quad (2)$$

Onde  $M$  e  $X$  são os teores dos elementos na intersecção entre a curva definida pelo produto de solubilidade e a reta definida pela razão entre os pesos atômicos destes elementos.  $M_o$  e  $X_o$  são os teores iniciais em solução sólida destes elementos a uma temperatura suficientemente alta, ou seja, são os teores destes elementos na liga. Resolvendo este sistema de duas equações, por exemplo, substituindo-se em (2) o valor  $X$  pela relação  $K_s/M$  correspondente a este valor pode-se encontrar os teores em solução sólida de cada elemento em uma dada temperatura. Assim foram construídas as curvas apresentadas nas Figura 5-36 e Figura 5-37.

A elaboração destas figuras levou em consideração o teor de solutos intersticiais e elementos estabilizantes presentes em cada zona fundida. A seqüência de precipitação também foi considerada de modo que os teores de elementos envolvidos na formação de um precipitado fossem expurgados para cálculo da formação do precipitado seguinte, ou seja, foram removidos elementos consumidos no cálculo de precipitados que se formam a temperaturas mais altas. Para o cálculo do (TiNb)C foi considerada a hipótese de que o C se combinaria numa proporção de 80% com o Ti e 20% com o Nb. O efeito da introdução de elementos por meio do gás de proteção não foi considerado, mas os gases que contêm elementos tais como  $C$  e  $N$  podem interferir na composição química final da ZF.

Considerando somente a composição química das ZF's (Tabela 5-14) onde o teor de  $N$  é o mesmo independentemente do arame ferrítico utilizado, poder-se-ia pensar que a quantidade de nitretos de titânio formada seria a mesma em todas as condições. No entanto, deve-se levar em conta que a formação dos precipitados dependem também dos teores de outros elementos, sendo assim, mesmo sendo o  $N$  um elemento limitador para a formação do  $TiN$ , o maior teor de  $Ti$  presente na ZF composta pelo arame 430Ti favorecerá a precipitação deste composto a temperaturas mais altas, dando mais tempo para que ocorra o crescimento dos precipitados. O

maior teor de carbono poderá contribuir com este processo, agregando-se aos nitretos de titânio e dando origem aos carbonitretos de titânio. Além disso, a maior presença de *Ti* aumenta a probabilidade de formação do precipitado. Em outras palavras, as Figura 5-36 e Figura 5-37 mostram que os primeiros precipitados a se formarem são os *TiN* e que, a maior presença de *Ti* na ZF formada pelo arame 430Ti promoverá a formação destes precipitado a uma temperatura cerca de 200 °C superior quando comparado ao mesmo precipitado da ZF do arame 430LNb. Os demais precipitados formam-se a temperaturas inferiores à de fusão do metal base e, portanto, terão tamanho inferior aos *TiN* além de não poderem servir de pontos de nucleação para novos grãos durante a solidificação. Analisando-se as duas figuras em conjunto nota-se que a ZF formada pelo arame 430Ti não é completamente estabilizada, pois, após a formação dos precipitados (*TiNb*)C ainda há carbono em solução sólida, ou seja, carbono que irá formar outros precipitados como, por exemplo, carbonetos de cromo. Já a ZF formada pelo arame 430LNb está completamente estabilizada uma vez que após a formação dos últimos precipitados *NbC* e *NbN* ainda há *Nb* em solução sólida.

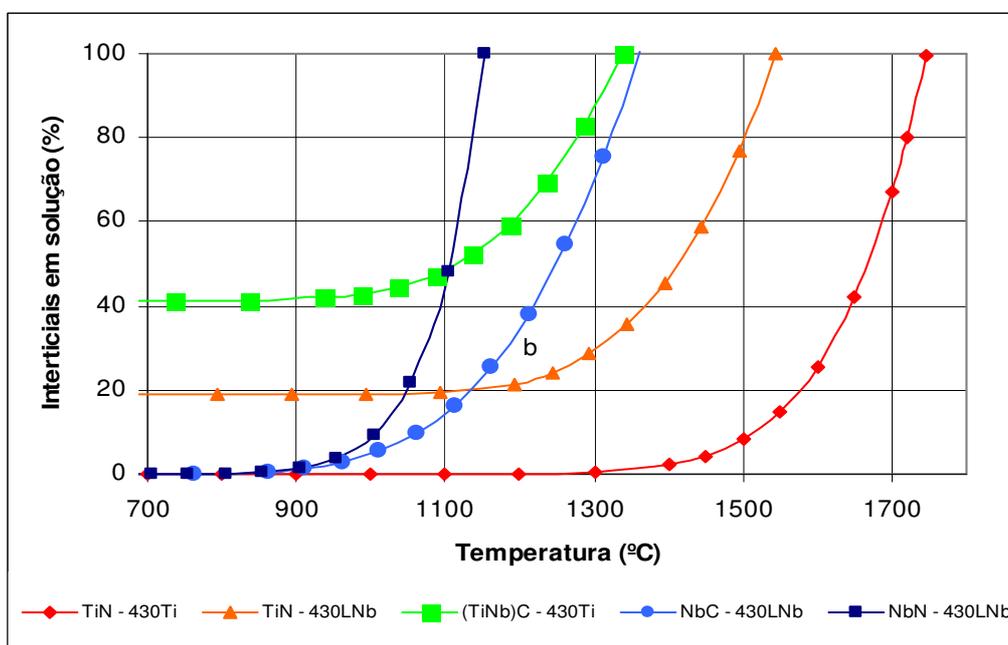


Figura 5-36 – Temperatura de formação dos precipitados e quantidade de elementos intersticiais (C ou N) em solução.

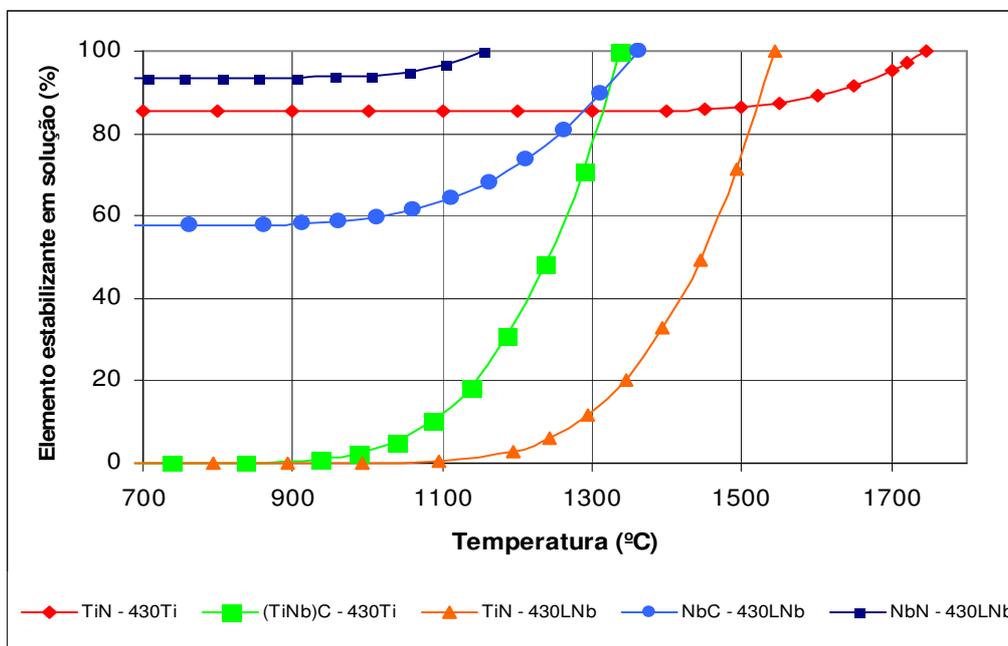


Figura 5-37 - Temperatura de formação dos precipitados e quantidade de elementos estabilizantes (Ti ou Nb) em solução.

#### 5.2.4. Análise metalográfica

As seções transversais das juntas soldadas para as seis condições da Tabela 4-6 são mostradas na Figura 5-38. No que diz respeito ao formato, o cordão para o arame 430Ti apresentou uma irregularidade maior ao longo de sua extensão, isto é, a largura do cordão e a altura do reforço de solda variaram muito ao longo do mesmo. Para o metal e adição 308LSi o uso da mistura ternária  $Ar_2\%N_23\%CO_2$  aumentou em muito a penetração. Este efeito não ficou evidente para os arames ferríticos. O uso do arame 430Ti promoveu quebra dos grãos colunares ao mesmo tempo em que apresentou uma microestrutura mais heterogênea, mesclando grãos colunares e equiaxiais. O uso do gás de proteção  $Ar_2\%N_23\%CO_2$  intensificou o refino de grão, principalmente, na parte superior da ZF e fez com que mesmo os grãos colunares apresentassem uma menor largura. Para o 430LNb a microestrutura da zona fundida apresentou, na sua maioria, grãos colunares. Note que uso do gás de proteção  $Ar_2\%N_23\%CO_2$

promoveu refino de grão na parte superior do ZF também para o 430LNb. Em alguns casos a ZF apresentou duas regiões distintas, uma com refino de grão (na parte superior da ZF) e outra sem refino de grão ou com refino de grão menos intenso (parte inferior da ZF). Acredita-se que esta diferença deve-se a um efeito combinado de menor fluxo de calor e segregação de elementos tais como *C*, *N*, *Ti* e *O* na parte superior da ZF, que é a última a solidificar-se. A segregação destes elementos promoveria a formação mais intensa de precipitados, principalmente de *TiN* e *TiO<sub>2</sub>*, que serviriam de núcleo para a formação e crescimento de novos grãos. Adiciona-se a este efeito o fluxo de calor que se torna menos intenso na região superior da ZF por estar mais afastada da barra de cobre e do metal base. Um fluxo de calor menos intenso dificulta o crescimento colunar dos grãos. Segundo Davies e Garland (1975), o efeito de formação de grãos equiaxiais pode ser visto também em lingotes, exatamente, na região central do mesmo onde o fluxo de calor é menos intenso e o uso de elementos de liga tais como *Ti* e *Al* intensifica o fenômeno. Segundo Inui et al (2003), a combinação entre os elementos *Al* e, principalmente, *Ti* e *N* em teores adequados seria capaz de promover o refino de grão na ZF. No entanto, um refino efetivo dos grãos está também relacionado com as condições de soldagem.

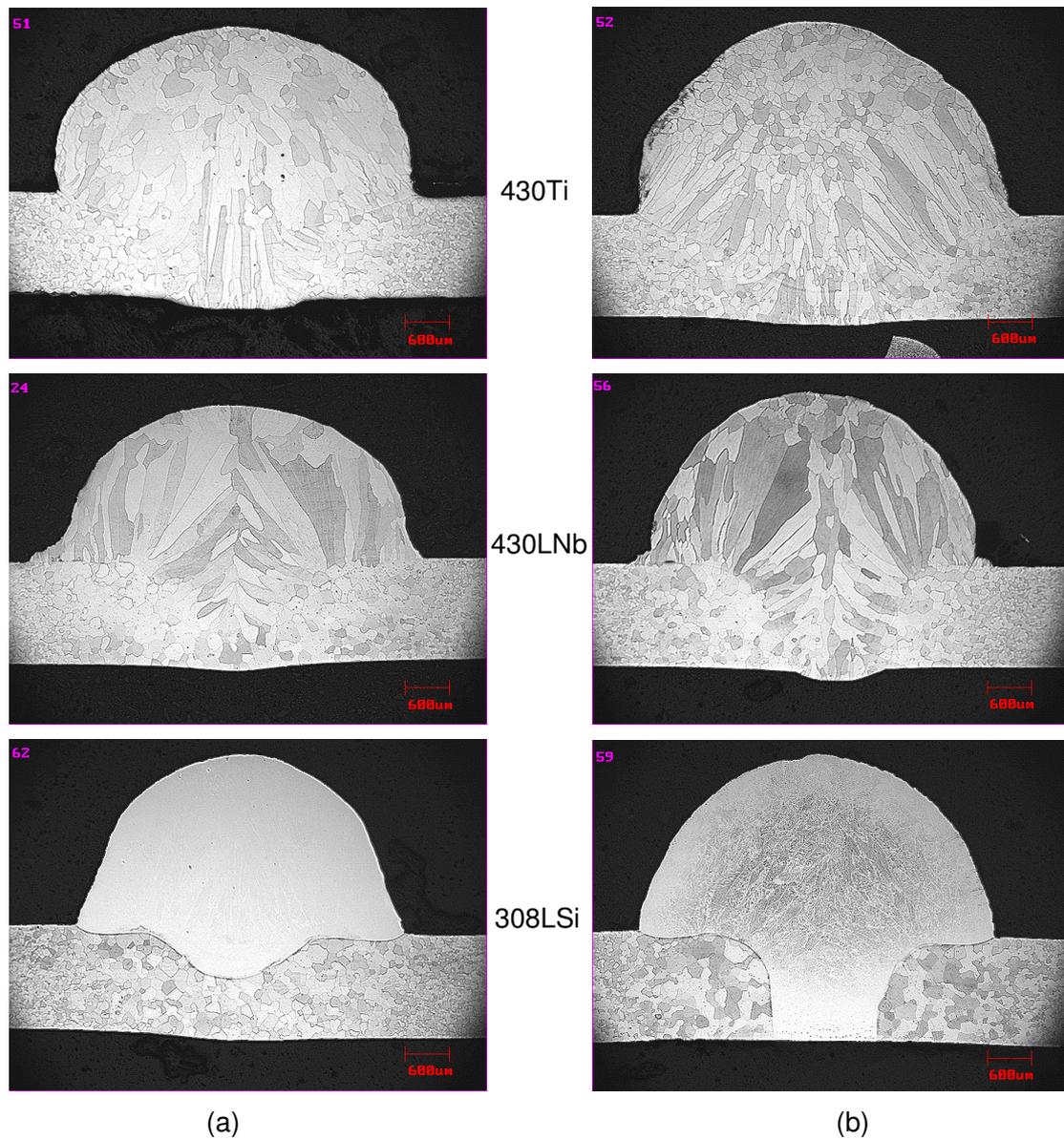


Figura 5-38 – Perfis dos cordões de solda para as seis condições da Tabela 4-6 (a) gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e (b) gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>. Ataque Villela.

As microestruturas dos cordões de solda mostradas na Figura 5-38 foram analisadas com o uso de microscopia ótica e eletrônica. A Figura 5-39 ilustra as regiões analisadas para cada cordão de solda.

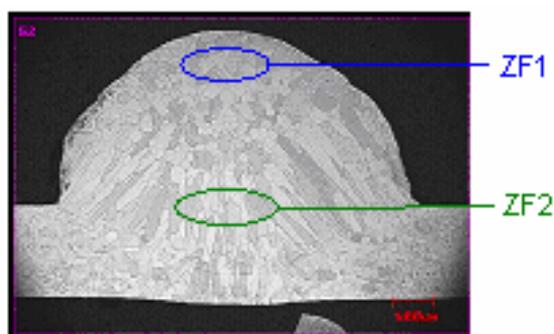


Figura 5-39 – Regiões analisadas da ZF.

É importante ressaltar que os precipitados presentes no metal base são dissolvidos e reprecipitam-se durante a soldagem. A reprecipitação ocorre num intervalo de tempo curto, pois o processo de solidificação e resfriamento da zona fundida é mais rápido que durante a solidificação de um lingote. Assim, os precipitados presentes na zona fundida têm um tamanho muito menor e são, portanto, mais difíceis de caracterizar que os precipitados presentes no metal base. A Figura 3-20 exemplifica este aspecto.

A primeira análise realizada foi a dos precipitados via microscopia ótica e MEV. A Figura 5-40 compara os resultados com os dois arames quando utilizado gás de proteção  $Ar2\%O_2$ . A penetração foi maior com o uso do 430Ti, provavelmente, devido aos valores médios de corrente terem sido maiores para este arame para a mesma regulagem da máquina de soldagem, como mostrado no item 5.2.1. Note que a diferença na microestrutura é nítida com grãos mais finos para o 430Ti. A presença de grãos colunares que partem da base de cobre em sentido da fonte de calor são resultado, provavelmente, da forte retirada de calor por parte da base de cobre uma vez que a zona fundida chegou a tocar a mesma. A microestrutura da zona fundida com o uso do 430LNb é mais homogênea, isto é, os grãos colunares têm tamanho menos variável. Esta homogeneidade deve-se, provavelmente, ao fluxo de calor ter sofrido uma

menor influência de contato da ZF com a barra de cobre. Por outro lado, é de se esperar que a maior presença de titânio em função do uso do 430Ti como metal de adição promova pontos de nucleação (óxidos e nitretos de titânio) na ZF tornando sua microestrutura mais heterogênea, com presença de grãos colunares finos e grãos equiaxiais. Quanto à precipitação, a primeira observação a ser feita é a maior presença de nitretos de titânio (TiN) na ZF1 (os nitretos de titânio são os pontos mais escuros das micrografias em MEV ou os pontos maiores e mais claros das micrografias em ótico, este fato foi comprovado por análise química dos precipitados e foi mostrado mais adiante) quando comparada com a ZF2. Também a presença de nitretos parece ser mais acentuada com o uso do arame 430Ti podendo ser observada a formação de compostos nos contornos de grão. Estes compostos em contorno de grão podem estar associados à precipitação de carbonetos de cromo, uma vez que a previsão da composição química da ZF mostra um valor de delta negativo para a relação de estabilização, principalmente, em função do maior teor de *C* do arame 430Ti.

Observando a Figura 5-40(b) nota-se mais precipitados com menor tamanho quando do uso do 430LNb. Este fato pode ser explicado pelo menor teor de titânio nesta zona fundida o que reduz a temperatura de precipitação e a probabilidade de formação de *TiN*. Assim, haverá condições menos favoráveis para crescimento dos precipitados. Para a solda com 430Ti, nota-se que houve um refino de grão acentuado no topo do reforço de solda, provavelmente, devido à maior presença de nitretos nesta região. A presença dos nitretos, especificamente nesta região pode ser entendida em função do fluxo de calor e de solidificação. O topo do cordão foi a última região a solidificar-se e, por isso, tem maiores teores de elementos de liga e de impurezas (*Ti*, *Nb*, *C* e *N*) favorecendo a precipitação. Como o fluxo de calor é menos intenso nesta região, o crescimento dos precipitados também é favorecido devido ao maior tempo de resfriamento. Outra hipótese menos provável é a de que os nitretos formados em outras regiões do cordão podem ter sobrenadado e acabando por se concentrarem no topo do reforço de solda. O refino de grão no topo do reforço de solda ocorre de modo similar ao que acontece durante a solidificação de lingotes no centro do molde, por aumento da taxa de nucleação devido à segregação de elementos de liga e ao menor fluxo de calor. A Figura 5-41 ilustra esta similaridade.

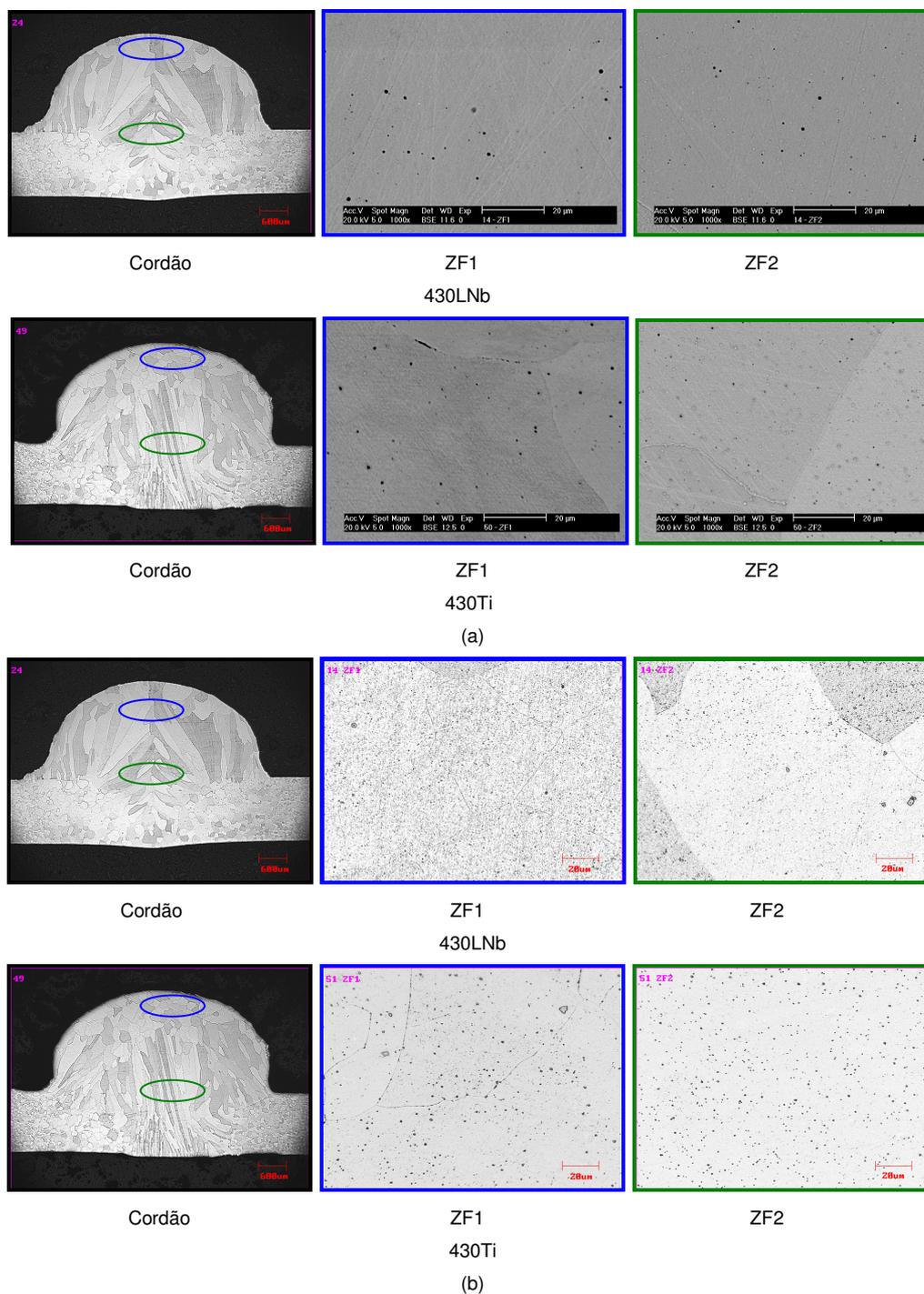


Figura 5-40 – Comparação entre zonas fundidas com gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{O}_2$  (a) MEV e (b) microscópio óptico.

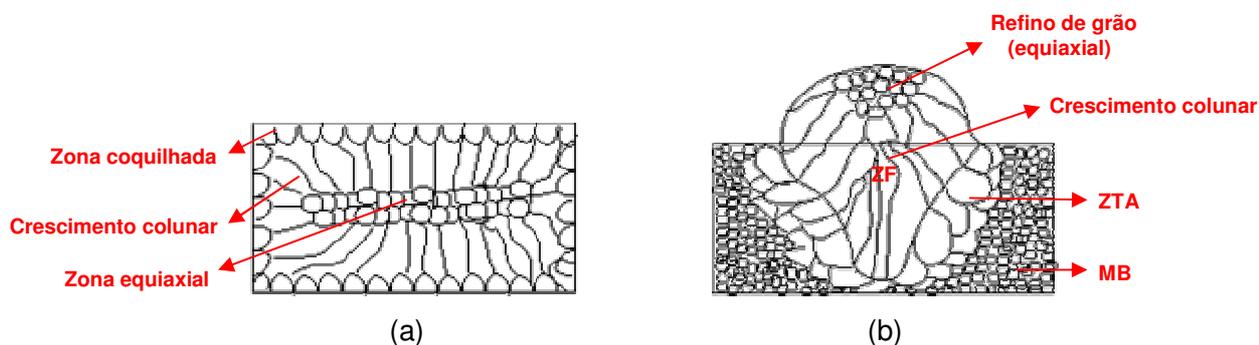


Figura 5-41 – Similaridade entre solidificação : (a) em um molde e (b) em uma poça de fusão.

A Figura 5-42 compara as zonas fundidas com o uso do gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$ . Os precipitados de  $\text{TiN}$  estão presentes em maior quantidade na solda com 430Ti. Esta maior presença de nitretos ou carbonitretos de  $\text{Ti}$  é explicada uma vez que o nitrogênio, que era o elemento limitante da precipitação do precipitado  $\text{TiN}$ , estar presente no gás de proteção. Assim, apesar do cálculo da composição química apontar teores próximos de nitrogênio para todas as zonas fundidas pode-se esperar um maior teor deste elemento quando utilizado o gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$ . Um aumento no teor de carbono da ZF também é esperado, devido à presença de  $\text{CO}_2$  na composição do gás de proteção. A precipitação de nitretos e carbonitretos foi maior para o 430Ti e, ainda, houve a formação destes precipitados nos contornos de grão, principalmente, na ZF1 (Figura 5-42 (a) e (b) 430Ti). Fica difícil julgar se a diferença é apenas no tamanho dos precipitados, em função do maior teor de  $\text{Ti}$ , o que levaria a formação dos nitretos em temperaturas superiores ou se a introdução de nitrogênio, por meio do gás de proteção, teria sido efetiva a ponto de levar a um aumento da fração volumétrica dos precipitados de  $\text{Ti}$ . O refino de grão foi muito acentuado no topo do reforço de solda da zona fundida do 430Ti, este refino coincide com a maior presença de nitretos e carbonitretos de titânio nesta região. Também na ZF2 nota-se que os grãos são menos colunares para o 430Ti ou pelo menos mais estreitos. Não foi mensurado o tamanho dos grãos uma vez que a geometria dos mesmos é muito diferente e, assim, entende-se que uma análise qualitativa é suficiente. Ainda observando as Figura 5-40 e Figura 5-42 nota-se uma maior presença de nitretos e carbonitretos de titânio para o gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$ , independentemente do arame utilizado. Este fato deve-se, provavelmente, ao aumento do teor de nitrogênio na zona fundida devido ao uso deste gás. A presença de  $\text{Ti}$  quando utilizado o 430LNb é garantida

pela diluição do metal base. Esta última foi ligeiramente maior quando utilizado o gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$ , o que, pode ter contribuído com o aumento do teor de  $Ti$  e, conseqüentemente, de precipitados na ZF. Acredita-se que este é um efeito secundário, sendo a introdução de  $N$  a principal causa do aumento do tamanho dos precipitados. Estes resultados foram confirmados na seção 5.2.5.

Outro ponto que ainda não foi mencionado e que merece atenção é a possibilidade da presença do oxigênio contribuir para a formação de precipitados de titânio em altas temperaturas ( $TiO_2$ ). Este precipitado forma-se a temperaturas superiores à temperatura de formação do  $TiN$  e, assim, pode servir de núcleo para a precipitação dos nitretos e carbonitretos de titânio justificando o maior tamanho dos mesmos quando há maior presença de  $Ti$ , mesmo que o teor de  $N$  seja limitado. Estes óxidos também podem colaborar com o refino de grão da zona fundida.

A análise química dos precipitados foi realizada no MEV com o uso do EDS (espectrômetro de energia dispersiva). Esta técnica, quando aplicada em precipitados muito pequenos, o que é o presente caso, pode sofrer influência do metal base, pois, o volume excitado pelo feixe de elétrons ultrapassa as dimensões do precipitado. Desta forma é possível identificar os principais elementos presentes no precipitado, mas deve-se ter em mente que parte dos elementos mostrados na análise são parte integrante da matriz. Outro fato importante é que a análise não fornece o teor de carbono.

A Figura 5-43 mostra óxidos de titânio ( $TiO_2$ ) na ZF com 430LNb e gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{O}_2$ . Note que no espectro 1 não há presença de  $N$  ao passo que no espectro 2 há. Pela análise química, pode-se inferir que os precipitados tratam-se de óxidos de titânio com precipitação periférica de  $TiN$  e  $NbC$ . Alguns elementos mostrados na tabela da Figura 5-43 tais como  $Fe$  e  $Cr$  são, possivelmente, influência da matriz, esta influência é maior no espectro 1 devido ao menor tamanho do precipitado. Exceto pelo tamanho mais reduzido dos precipitados, os mesmos resultados puderam se observados na ZF2.

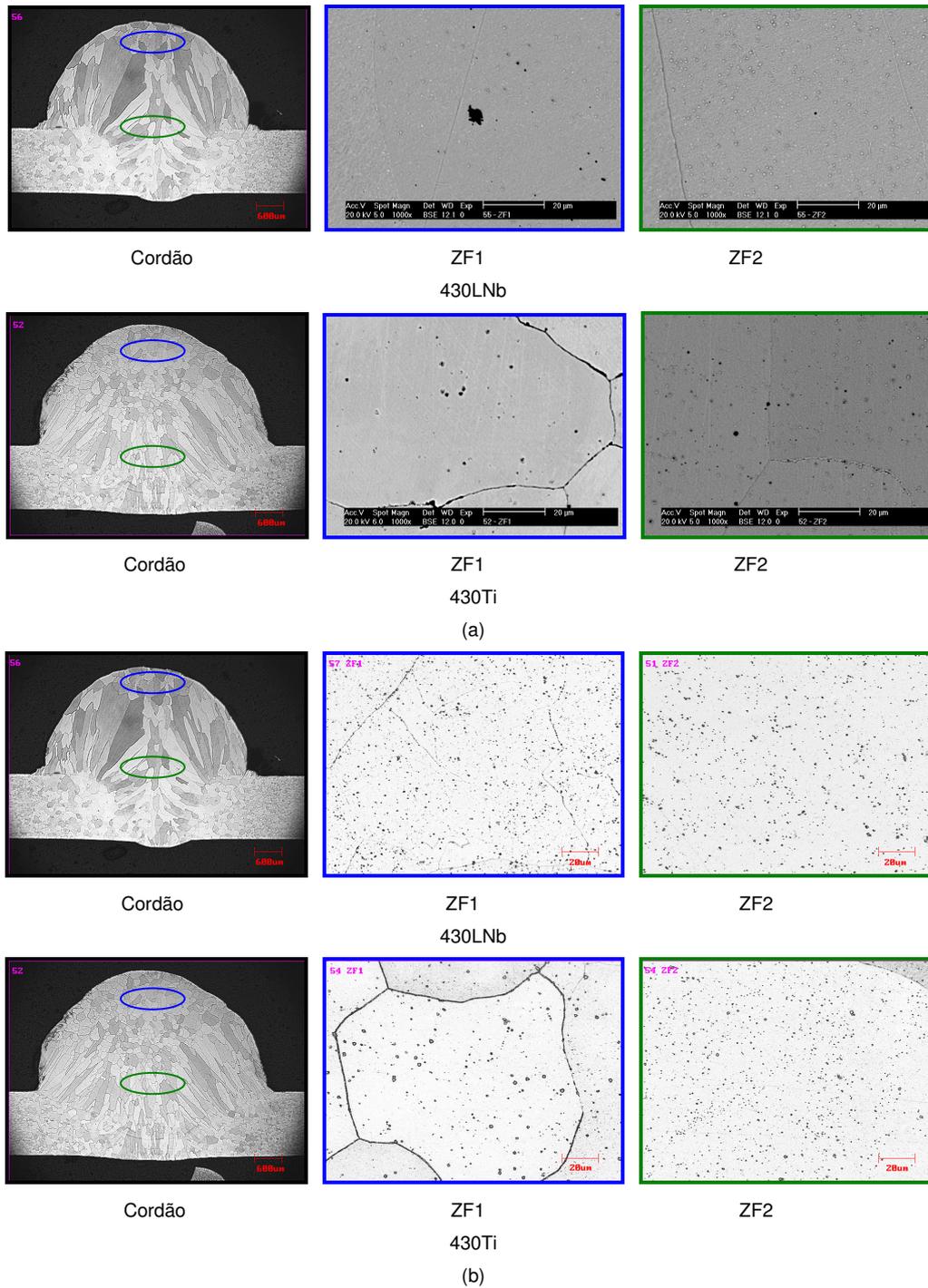


Figura 5-42 - Comparação entre zonas fundidas com gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$  (a) MEV e (b) microscópio óptico.

A Figura 5-44 mostra um precipitado de  $TiO_2$  na ZF1 gerada com o metal de adição 430LNb e gás de proteção  $Ar2\%N_23\%CO_2$ . Note que desta vez a influência do metal base na análise química foi menor devido ao maior tamanho do precipitado. Exceto pelo tamanho mais reduzido dos precipitados, os mesmos resultados puderam se observados na ZF2.

A Figura 5-45 mostra um precipitado de  $TiO_2$  mais  $TiN$  na ZF1 gerada com metal de adição 430Ti e gás de proteção  $Ar2\%O_2$  e um precipitado, que não foi possível identificar por esta técnica, no contorno de grão. Contudo, em função do elevado teor de  $Cr$  (maior que o teor do metal base) e da composição química estimada para a ZF, pode se tratar de carbonetos de cromo. A análise química do primeiro precipitado (espectro 1) mostra teores de  $O$ ,  $N$  e  $Ti$  elevados, o que indica que se trata de um precipitado de  $TiO_2$  circundado por  $TiN$ . A análise química do contorno de grão (espectro 2) mostra a presença de  $O$ ,  $Ti$  e  $Nb$ , podendo tratar-se de um precipitado de  $TiO_2$  com precipitação secundária de carbonetos ou carbonitretos de nióbio. Em ambos os espectros há influência do metal base sendo que, no segundo, esta é mais intensa. Os mesmos resultados foram encontrados para a ZF2 com exceção dos precipitados em contorno de grão que não estavam presentes.

A Figura 5-46 mostra a precipitação de  $TiN$  na ZF1 para o metal de adição 430Ti e gás de proteção  $Ar2\%N_23\%CO_2$ . Neste caso, a presença de titânio imposta pelo metal de adição e, provavelmente, de nitrogênio devido ao gás de proteção facilitou a precipitação de nitretos de titânio que estão presentes por toda a matriz e também nos contornos de grão. Em alguns casos, como no mostrado no espectro 1, houve precipitação secundária de  $NbC$ . Deve-se novamente salientar a interferência do metal base nos resultados.

Nas ZTAs de todos os corpos de prova foram encontrados grandes precipitados de  $TiN$  como mostra a Figura 5-47 e a Figura 5-48. A Figura 5-47 mostra a composição de um precipitado rico em titânio na ZTA. Ao centro do precipitado (espectro 1) nota-se a presença de  $TiO_2$ , a uma distância intermediária do centro (espectro 2), há presença de  $TiN$  e, na periferia do precipitado (espectro 3), a composição química indica a presença de carboneto de titânio e nióbio ( $(Nb, Ti)C$ ). Note que, no centro do precipitado, a interferência do metal base foi pequena na

medição da composição química dado o maior tamanho dos precipitados presentes na ZTA. Nos outros dois espectros a influência do metal base foi maior devido à maior proximidade da borda do precipitado. Deve-se considerar a influência da composição química de uma região do precipitado sobre o resultado da análise química da região adjacente. Assim, a análise do espectro 3 pode ser interpretada também como a presença de um precipitado de  $NbC$  (o  $Ti$  pode ter sido interferência da região adjacente à região analisada). Um outro precipitado de  $TiN$  é mostrado da Figura 5-48 (espectro 1). Neste caso, o nitreto de titânio nucleou-se sem a presença do precipitado de  $TiO_2$ . A composição química mostrada no espectro 2 é também de um precipitado de  $TiN$ , mas neste caso, a presença de  $Nb$  indica que pode ter havido precipitação de  $NbC$  na periferia do precipitado apesar da forte interferência do metal base na análise química. A tonalidade clara das bordas dos precipitados indica a presença de  $Nb$ .

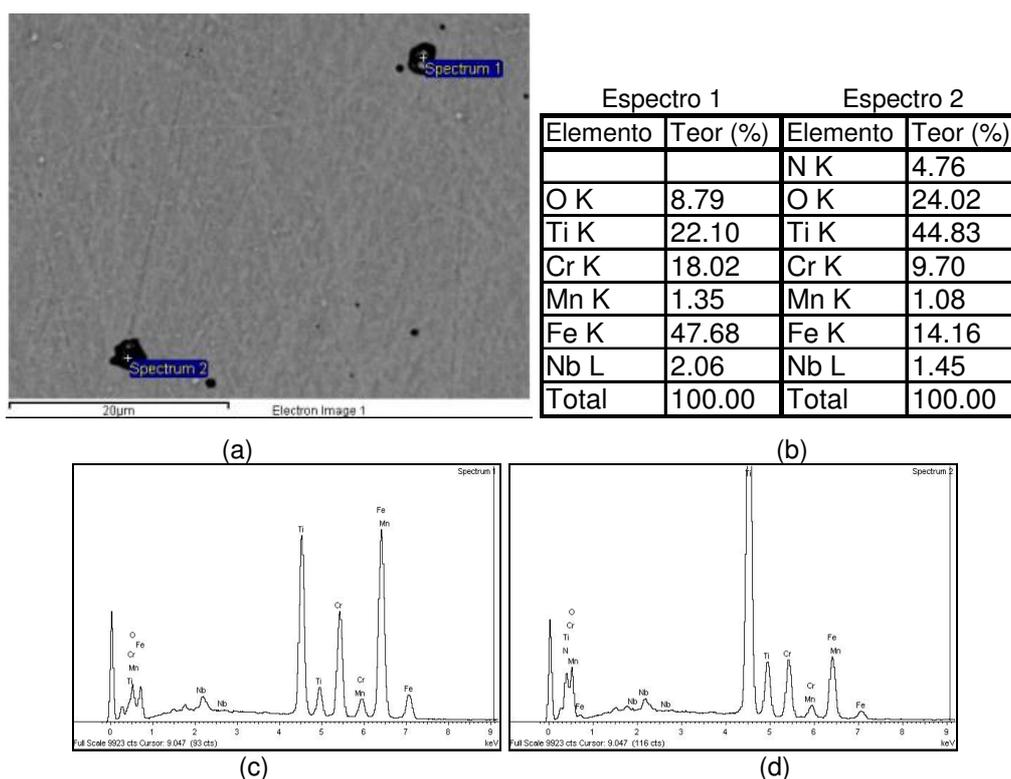


Figura 5-43 –  $TiO_2$  na ZF1 da zona fundida gerada com metal de adição 430LNb e gás de proteção  $Ar2\%O_2$  (a) imagem dos precipitados no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2.

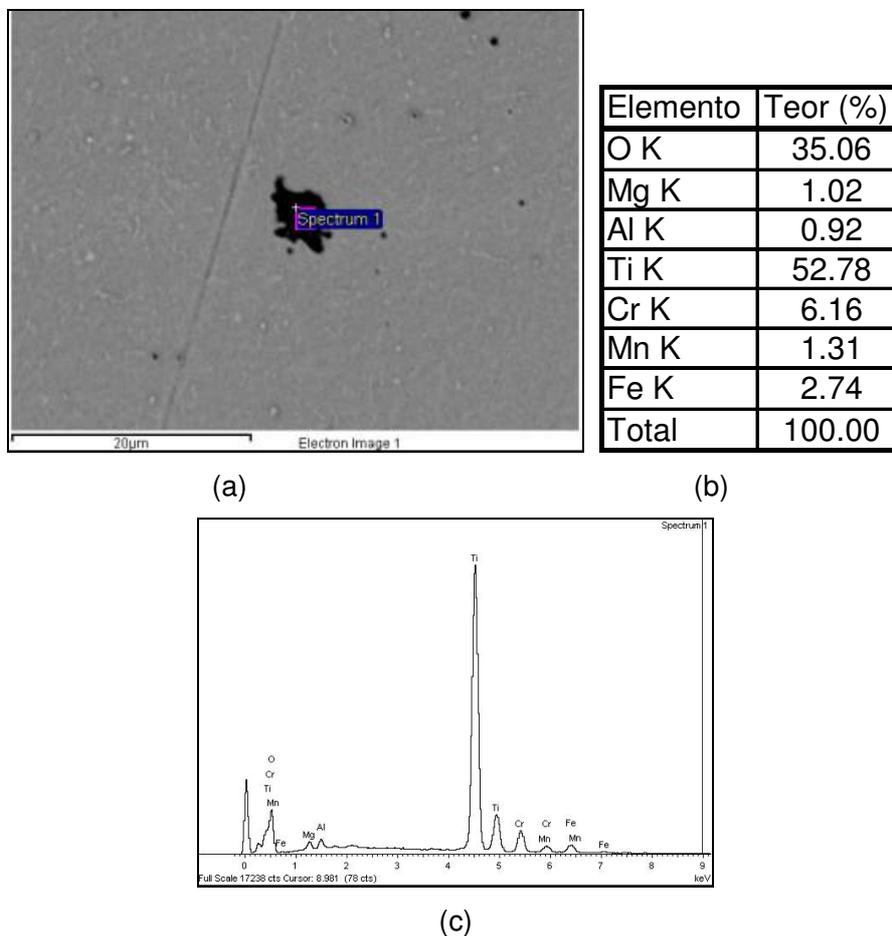


Figura 5-44 –  $\text{TiO}_2$  na ZF1 da poça de fusão gerada com metal de adição 430LNb e gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$  (a) imagem do precipitado no MEV (b) teor dos elementos encontrados e (c) espectro dos elementos.

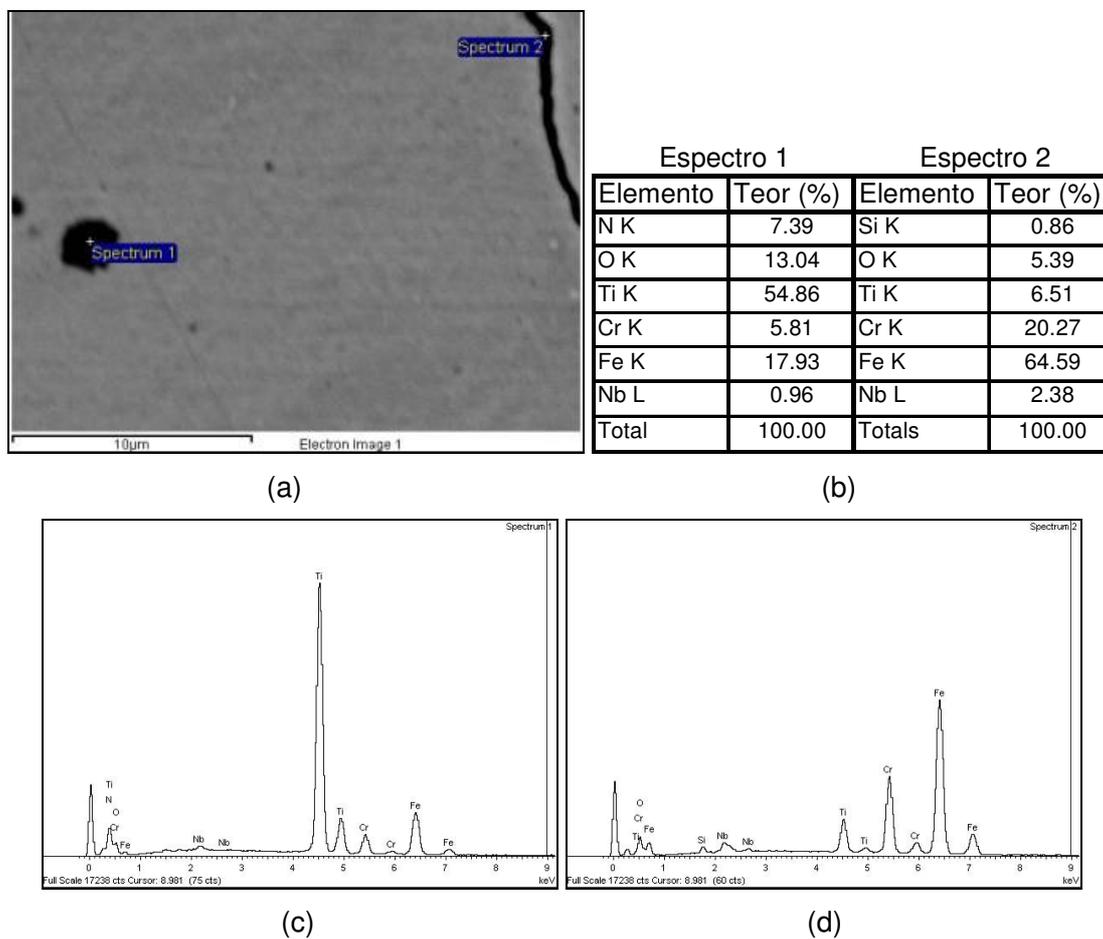


Figura 5-45 –  $\text{TiO}_2$  mais  $\text{TiN}$  e precipitação não identificada no contorno de grão na ZF1 da poça de fusão gerada com metal de adição 430Ti e gás de proteção  $\text{Ar}2\%\text{O}_2$  (a) imagem dos precipitado no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2.

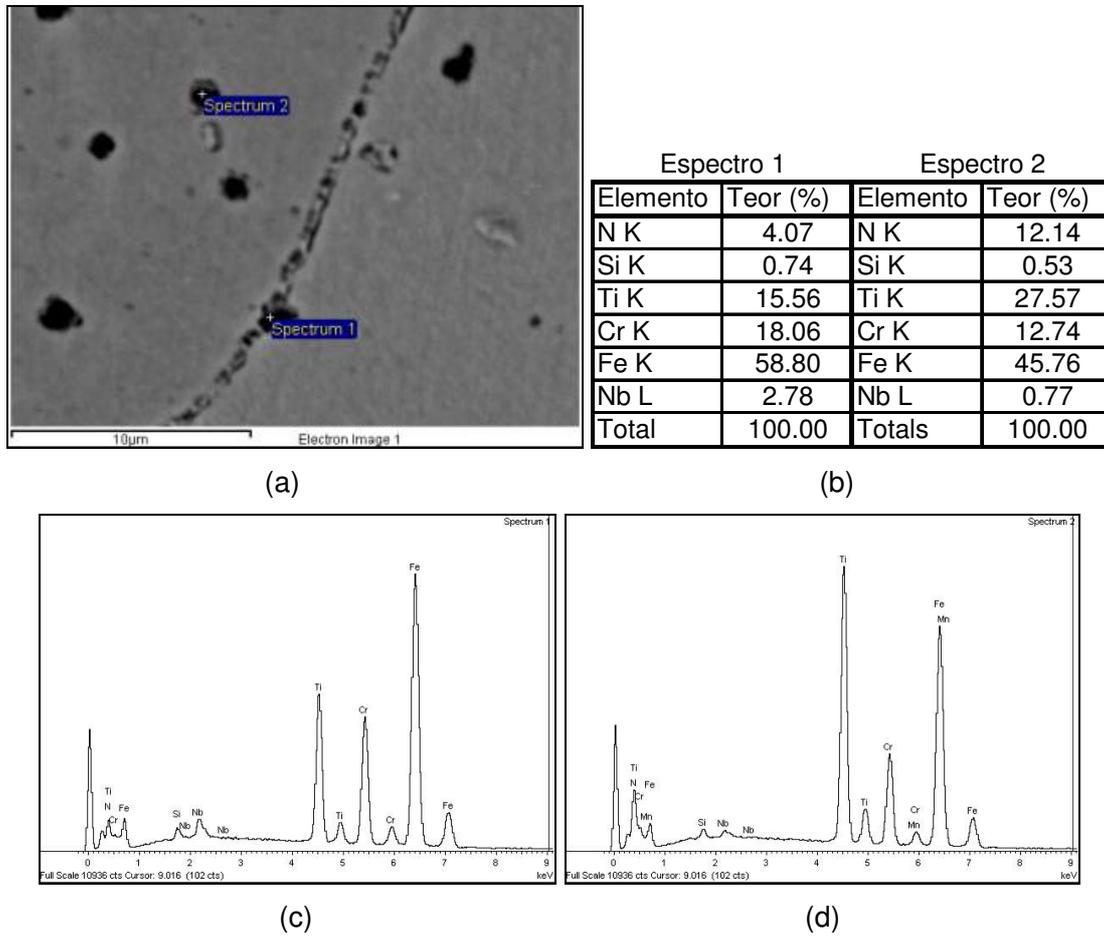


Figura 5-46 – TiN na ZF1 da poça de fusão gerada com metal de adição 430Ti e gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> (a) imagem dos precipitados no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2.

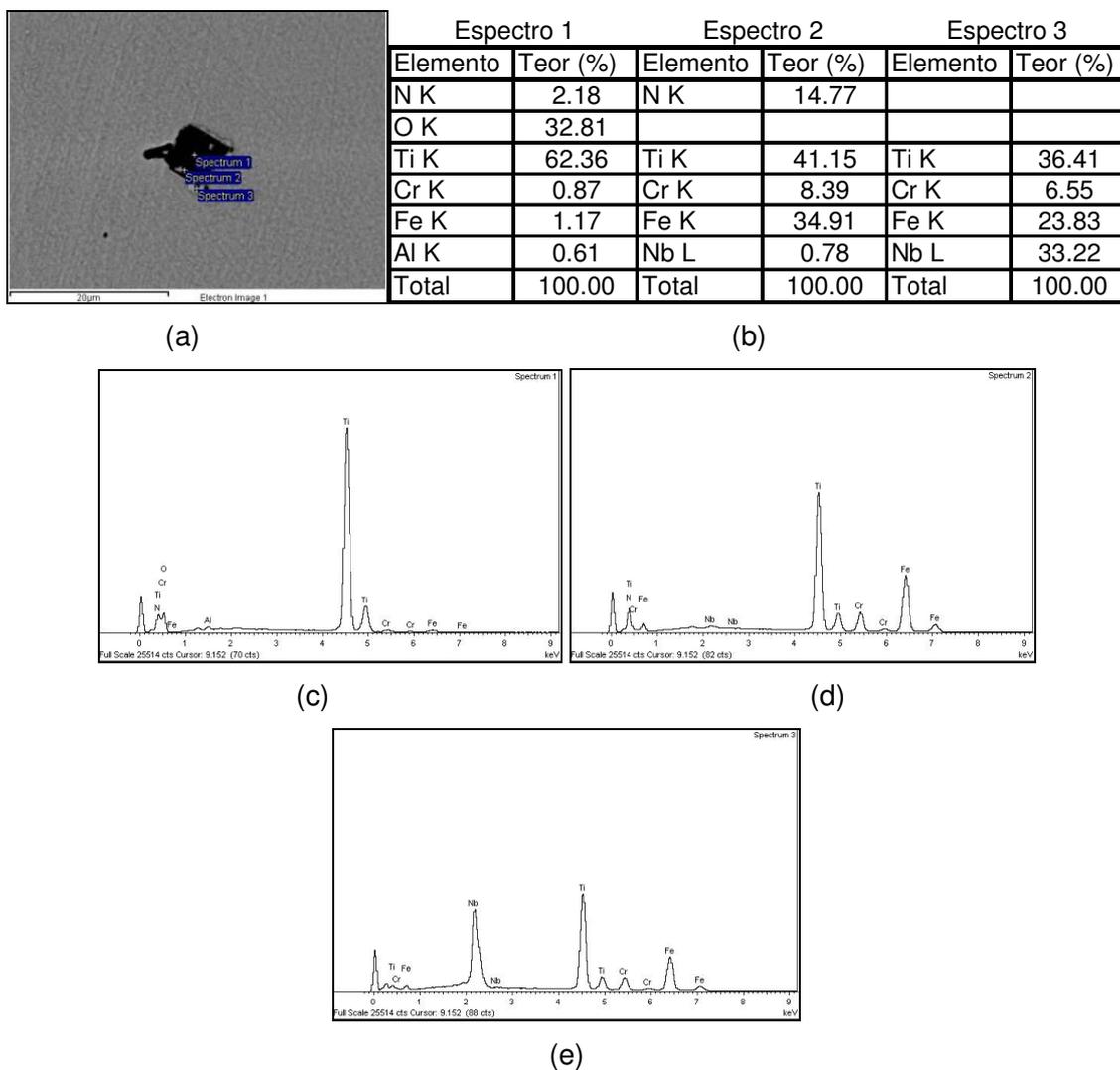


Figura 5-47 – Composição típica de um precipitado de titânio em uma ZTA ou metal base de um aço inoxidável ferrítico bi-estabilizado. (a) imagem do precipitado no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 (d) espectro 2 e (e) espectro 3.

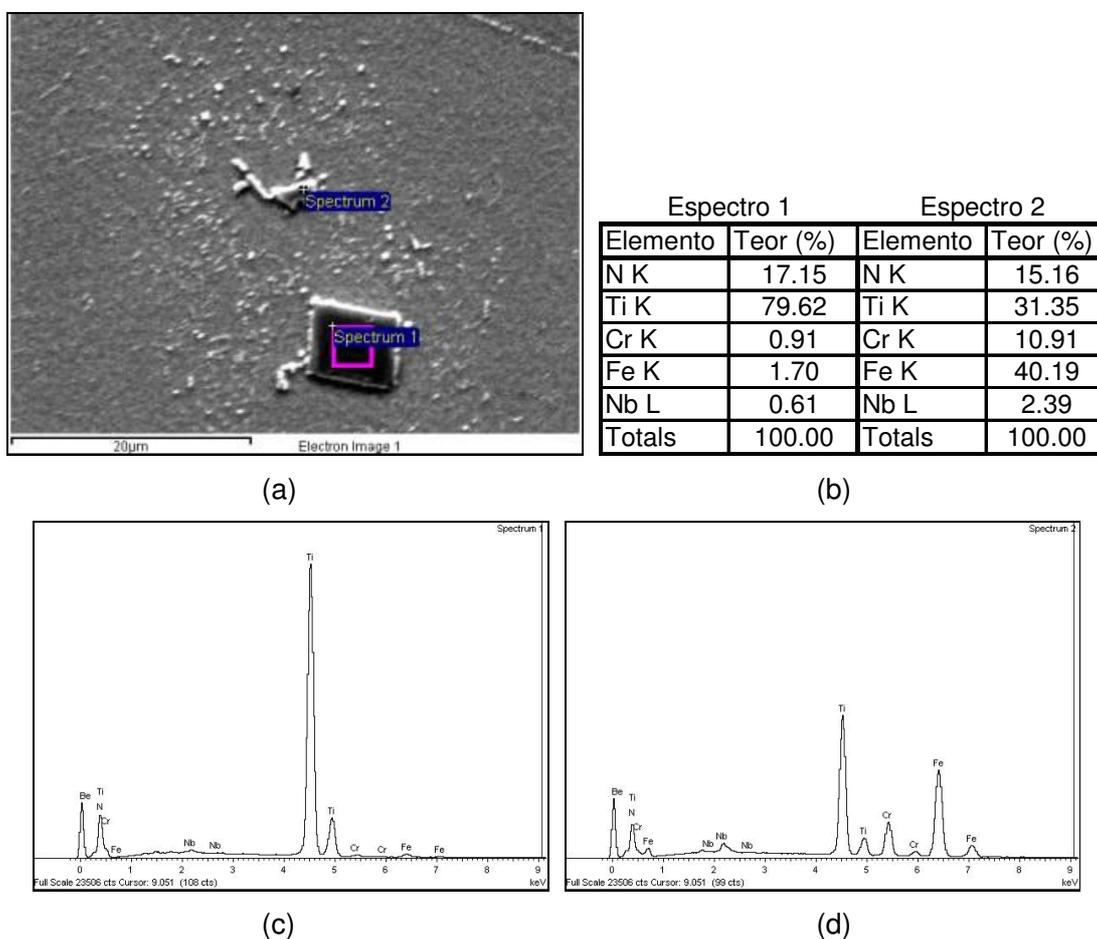


Figura 5-48 –  $TiN$  na ZTA (a) imagem dos precipitados no MEV (b) teor dos elementos encontrados (c) espectro 1 e (d) espectro 2.

Com base nos resultados de composição química e das análises metalográficas, decidiu realizar um ataque eletrolítico com ácido oxálico nos cordões de soldados com 430Ti para verificar a possibilidade de sensitização uma vez que houve precipitação em contorno de grão (devido ao seu tamanho reduzido o precipitado não pôde ser identificado com precisão pelo EDS) e a composição química (Tabela 5-14) das ZFs produzidas com 430Ti mostrou que há  $C$  e  $N$  em quantidades que tornam possível a precipitação de carbonetos de cromo no contorno de grão. A Figura 5-49 mostra as metalografias da ZF de 430Ti (a) e (b) com  $Ar2\%O_2$  e (c) e (d) com  $Ar2\%N_23\%CO_2$ . Note que a ZF obtida com  $Ar2\%O_2$  mostra menores indícios de

sensitização (ataque nas regiões adjacentes ao contorno de grão) do que ZF obtida com  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$ . As fotos (a) e (b) mostram que apenas as bordas da ZF sofreram ataque em contorno de grão enquanto nas fotos (c) e (d) este ataque é generalizado. O ataque nas regiões adjacentes ao contorno de grão significa que os precipitados presentes nos contornos de grão analisados na Figura 5-45 e Figura 5-46 têm alto teor de cromo, fazendo com que as regiões adjacentes aos mesmos tenham menor teor deste elemento ficando susceptíveis ao ataque pelo ácido oxálico.

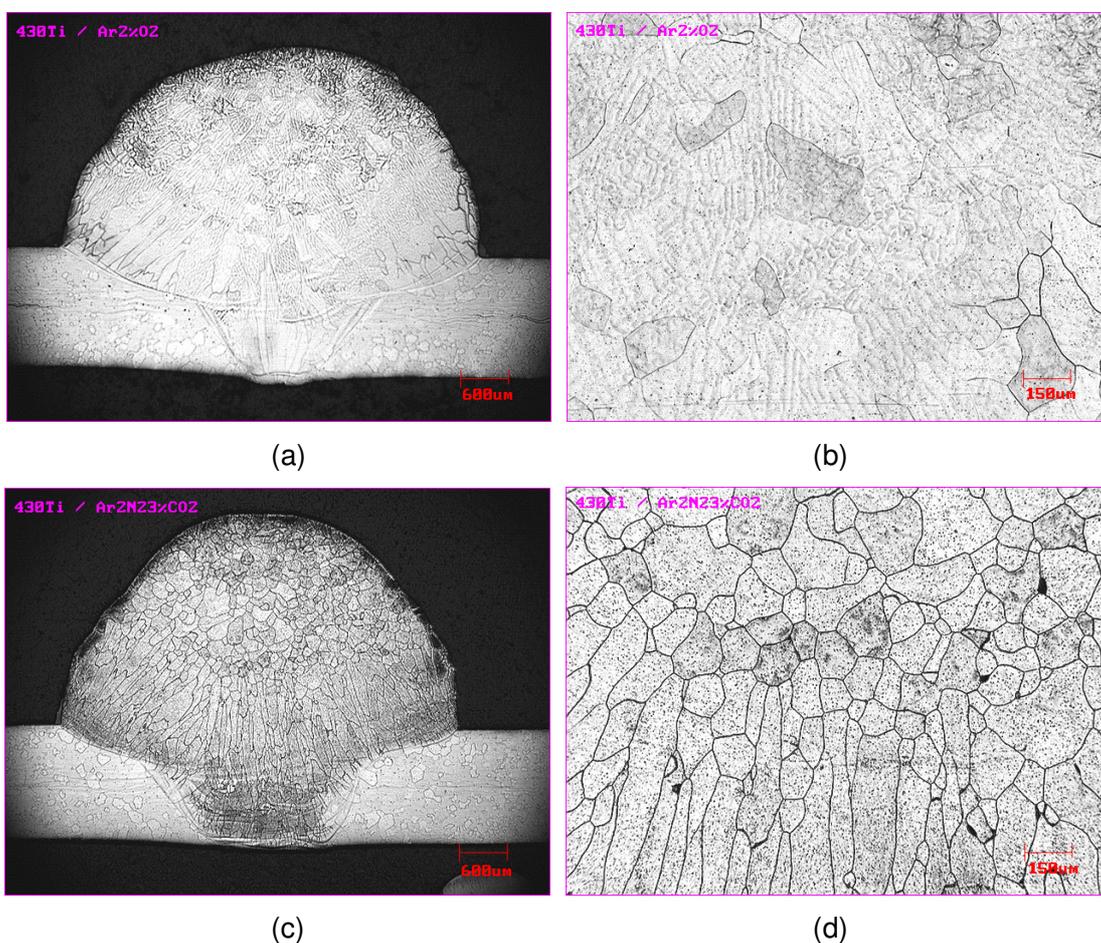


Figura 5-49 – Zona fundida do 430Ti, ataque oxálico : (a) e (b) 430Ti e  $\text{Ar}2\%\text{O}_2$ ; (c) e (d) 430Ti e  $\text{Ar}2\%\text{N}_23\%\text{CO}_2$ .

Em síntese, os resultados até aqui mostraram que:

- o arame 430Ti não é completamente estabilizado.
- a diluição é ligeiramente maior com o uso do gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> quando comparado com Ar2%O<sub>2</sub>. A diluição do metal base na ZF do 430Ti é maior que os demais.
- de acordo com os valores do produto de solubilidade (dados pela literatura), os precipitados de *TiN* formam-se em temperaturas superiores à temperatura de fusão, ao passo que os precipitados de *Nb* formam-se em temperaturas inferiores à de fusão.
- maior número de precipitados foi observado com o uso do arame 430Ti. A precipitação foi intensificada com o uso do gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, independentemente, do arame utilizado. A precipitação na parte superior da ZF (ZF1) foi mais intensa, provavelmente, devido à segregação de elementos de liga.
- a ZF obtida com o uso do 430Ti apresentou sensitização, confirmando a expectativa gerada a partir da previsão da composição química da ZF. O gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> introduziu *N* e/ou *C* na zona fundida, intensificando a precipitação de *TiN* e de carbonetos de cromo em contorno de grão.

### 5.2.5. Quantidade e tamanho dos precipitados

A Tabela 5-15 e a Tabela 5-16 mostram os resultados da análise quantitativa dos precipitados. A primeira mostra a área média dos precipitados em três regiões da junta soldada (ZF1, ZF2 e ZTA), para cada combinação metal de adição/gás de proteção. Já a Tabela 5-16 mostra o número de precipitados campo a campo. A contagem foi realizada em uma área com aumento de 200X, nesta área foram analisados 20 campos com aumento de 2000X.

Tabela 5-15 – Tamanho médio dos precipitados.

Amostra	Região	Area média ( $\mu\text{m}^2$ )					
		Número	Min	Max	Média	Desv.	Erro
430Ti Ar2%O <sub>2</sub>	ZF1	486	0	1,25	0,23	0,24	0,01
	ZF2	782	0	1,07	0,09	0,1	0,00
	ZTA	195	0,03	56,93	3,78	6,62	0,47
430LNb Ar2%O <sub>2</sub>	ZF1	238	0	4,51	0,2	0,42	0,03
	ZF2	412	0	0,51	0,1	0,1	0,00
	ZTA	173	0,03	38,74	4,18	4,99	0,38
430Ti Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	ZF1	378	0	3,96	0,29	0,47	0,02
	ZF2	500	0	2,19	0,2	0,35	0,02
	ZTA	150	0,03	41,55	3,96	6,17	0,50
430LNb Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	ZF1	290	0	3,25	0,16	0,27	0,02
	ZF2	187	0	0,87	0,09	0,11	0,01
	ZTA	166	0,03	23,88	3,6	4,22	0,33

$$* Erro = \frac{Desv.Padrão}{\sqrt{n^{\circ} \text{ precipitados}}} \quad (63\% \text{ de confiabilidade})$$

Tabela 5-16 – Número de precipitados campo a campo.

430Ti Ar2%O <sub>2</sub>	ZF1	14	16	27	26	25	22	26	28	30	25	19	26	42	22	16	20	39	24	16	23	24,30	7,12	1,59	486
	ZF2	37	46	41	31	46	34	51	39	37	31	42	38	42	31	44	39	34	21	39	24	37,24	7,21	1,61	782
	ZTA	8	8	8	8	11	4	15	15	12	18	13	9	2	13	17	11	4	3	8	8	9,75	4,56	1,02	195
430LNb Ar2%O <sub>2</sub>	ZF1	4	6	5	9	14	9	20	8	16	12	7	10	13	12	16	17	12	18	17	13	11,90	4,59	1,03	238
	ZF2	22	27	18	24	19	23	19	22	21	25	20	25	22	21	14	14	15	23	18	20	21,00	3,65	0,82	412
	ZTA	14	8	13	6	7	4	11	14	6	9	11	12	9	9	12	7	3	6	3	9	8,65	3,42	0,77	173
430Ti Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	ZF1	26	24	24	18	14	13	14	21	20	15	15	19	14	8	24	15	19	33	12	30	18,90	6,39	1,43	378
	ZF2	14	25	28	18	27	28	41	25	23	18	34	22	30	27	27	29	19	20	23	22	25,00	6,13	1,37	500
	ZTA	7	8	4	11	7	8	9	9	5	1	2	4	5	6	10	12	11	7	12	12	7,50	3,32	0,74	150
430LNb Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	ZF1	9	20	12	17	11	23	19	9	11	14	15	13	12	21	21	10	10	21	9	13	14,50	4,75	1,06	290
	ZF2	19	5	10	9	4	10	13	1	4	11	11	9	11	10	12	12	10	13	7	6	9,35	4,02	0,90	187
	ZTA	9	14	9	9	5	4	11	4	5	3	8	9	1	7	8	12	15	9	14	10	8,30	3,83	0,86	166
308LSi Ar2%N <sub>2</sub> 3%CO <sub>2</sub>	ZF1	15	15	14	17	15	8	6	17	7	17	23	8	12	15	13	14	29	31	36	18	16,50	7,92	1,77	330
	ZF2	29	35	23	32	24	22	24	32	31	21	33	26	45	25	22	28	18	41	28	29	28,40	6,74	1,51	568
	ZTA	13	13	8	9	4	13	8	8	14	12	11	10	13	8	15	6	11	10	14	5	10,25	3,18	0,71	205
308LSi Ar2%O <sub>2</sub>	ZF1	9	20	13	9	19	9	6	13	14	10	23	12	19	16	20	5	14	11	10	7	12,95	5,13	1,15	259
	ZF2	8	16	16	9	12	11	6	6	12	14	11	13	9	9	8	13	11	14	15	10	11,15	3,03	0,68	223
	ZTA	5	5	3	3	2	4	4	8	1	3	5	3	14	6	5	10	4	3	7	13	5,40	3,47	0,78	108

$$* Erro = \frac{Desv.Padrão}{\sqrt{20}} \quad (63\% \text{ de confiabilidade})$$

As Figura 5-50 e Figura 5-51 apresentam o resumo dos resultados da Tabela 5-15 e da Tabela 5-16. A Figura 5-50(a) compara o tamanho dos precipitados nas três regiões (ZF1, ZF2 e ZTA).

Nota-se, como era de se esperar, que os precipitados na ZTA apresentam tamanho (área média) superior aos precipitados da ZF. Isto ocorre, pois as temperaturas que são atingidas na ZTA não são suficientes para dissolver os nitretos de titânio (que são os maiores precipitados), ao passo que as temperaturas atingidas na ZF dissolvem os precipitados e a reprecipitação acontece em um intervalo de tempo muito curto de modo que não há tempo para que os precipitados cresçam a ponto de atingir suas dimensões iniciais. O gráfico (b) mostra o número de precipitados nas três regiões e revela que a ZTA tem o menor número. Levando-se em consideração que as regiões que têm maior número de precipitados têm também os menores precipitados, poder-se-ia dizer que há uma tendência em se manter a fração volumétrica. No entanto, o gráfico (b) mostra que a ZTA tem uma fração volumétrica de precipitados maior que as ZFs. Este fato pode ser explicado pelo fato de que nem todos os precipitados da ZF podem ser observados com a técnica utilizada devido ao seu tamanho reduzido. Entre uma ZTA e outra não há diferença significativa no tamanho ou número de precipitados, independentemente, do tipo de arame ou gás de proteção utilizado. Este fato já era esperado uma vez que as energias de soldagem foram muito próximas em todas as condições e, conseqüentemente, as variações de temperatura nas ZTAs devem ter sido similares.

A Figura 5-51 compara a precipitação na ZF1 e ZF2. Para auxiliar na análise da influência do arame e do gás de proteção na precipitação da ZF construiu-se gráficos que mostram a distribuição do número de precipitados em função da área dos mesmos. Estes gráficos são mostrados na Figura 5-52 e na Figura 5-53 e consideraram o número de precipitados a cada intervalo de  $0,05\mu\text{m}^2$  de área. Analisando as Figura 5-51, Figura 5-52 e Figura 5-53, a primeira observação a ser feita é que, de um modo geral, a ZF2 tem um maior número de precipitados pequenos, ao passo que o tamanho médio dos precipitados é maior na ZF1. O maior tamanho dos precipitados na ZF1 pode ser explicado devido ao sentido de solidificação (Figura 5-54) que leva à consideração de três hipóteses: maior tempo para crescimento, segregação de elementos de liga e a possibilidade dos precipitados terem sobrenadado. A região indicada como ZF1 é a última região a se solidificar, assim, os precipitados ali formados têm maior tempo para crescerem. Também devido ao sentido de solidificação, a ZF1 tem maior concentração de elementos como *C*, *N*, *Nb* e *Ti*, deste modo, a temperatura de formação dos precipitados foi maior (Figura 5-37) fazendo com que o tempo para crescimento seja também maior. A última

hipótese, e também a menos provável, é a de que alguns precipitados formados em outras regiões do cordão de solda possam sobrenadar no líquido fundido deslocando-se para a região onde a solidificação ocorre por último.

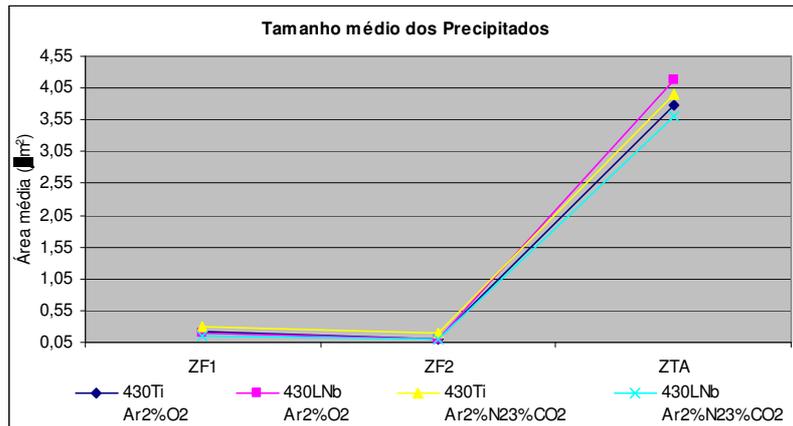
O uso do arame 430Ti provocou um aumento no tamanho e no número dos precipitados. Este fato deu-se pela maior presença de *Ti* na poça de fusão o que além de aumentar a probabilidade de formação de precipitados de *Ti*, eleva a temperatura de formação dos mesmos aumentando o tempo para crescimento dos precipitados.

Com relação aos gases de proteção, nota-se que o número de precipitados pequenos é reduzido com o uso do Ar2%N23%CO<sub>2</sub> comparado ao uso do Ar2%O<sub>2</sub>, ao passo, que o tamanho médio dos precipitados cresce para a combinação 430Ti mais Ar2%N23%CO<sub>2</sub>. Este resultado era esperado uma vez que a utilização da mistura Ar2%N23%CO<sub>2</sub>, provavelmente, introduz *N* à poça de fusão aumentando a probabilidade e a temperatura de formação dos nitretos de titânio. Para o arame 430LNb parece não haver influência significativa do gás de proteção

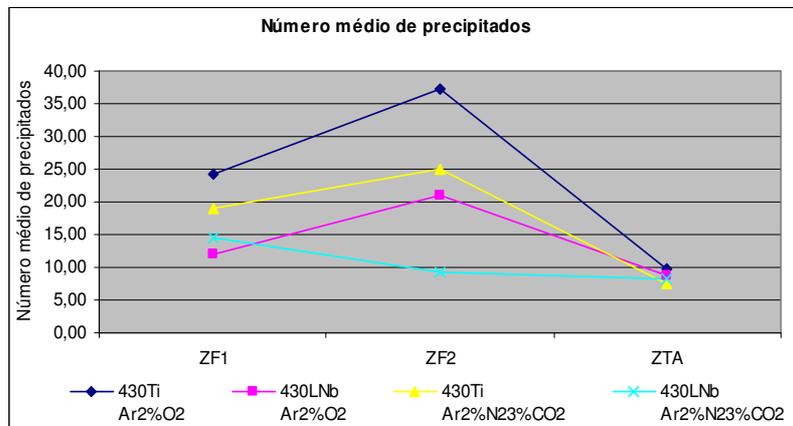
Com base nestes resultados, algumas hipóteses podem ser levantadas quanto à comparação entre os arames :

- Para o uso do 430LNb, a utilização do gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub> aumentou a quantidade de precipitados (Figura 5-50 e Figura 5-51). Uma hipótese que poderia explicar tal fato é a de que a introdução de *O* seria mais efetiva para a nucleação dos precipitados de titânio com a sua formação em temperaturas superiores comparativamente ao *N*, o que daria mais tempo para o crescimento dos precipitados tornando uma maior parte deles visíveis ou detectáveis pelo método de análise realizado.
- Para o uso do 430Ti, a utilização do gás de proteção Ar2%N23%CO<sub>2</sub> levou à presença de precipitados maiores. Neste caso a introdução de *N* juntamente com um  $\Delta Ti$  positivo (Tabela 5-14) promoveu a maior precipitação dos precipitados de *TiN*. Combinando-se maiores teores de *Ti* e *N* a formação dos precipitados de *TiN* é mais efetiva que a formação de precipitados quando há somente o aumento no teor de *Ti* sem que haja

maior presença de *N*. Isto é, a combinação entre teores de *Ti* e *N* é fundamental para que a precipitação dos nitretos de titânio seja, de fato, efetiva e colabore com o refino de grão da zona fundida.

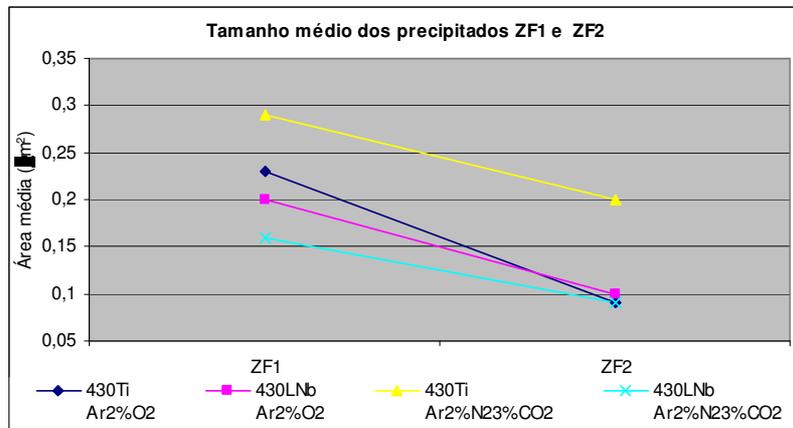


(a)

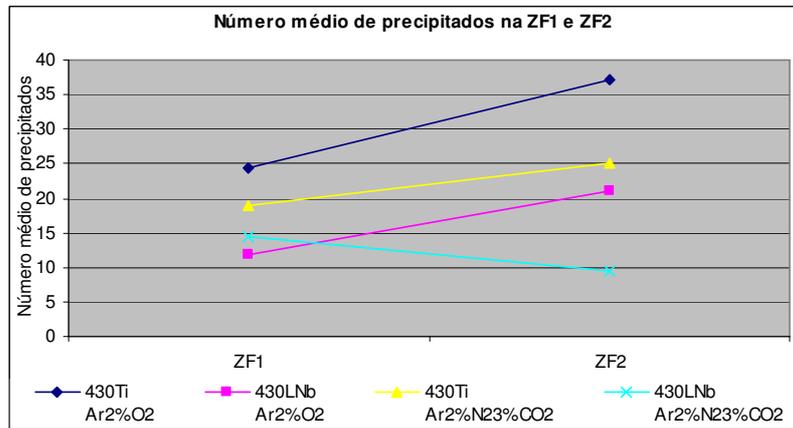


(b)

Figura 5-50 – ZF e ZTA (a) tamanho médio (b) número médio dos precipitados .



(a)



(b)

Figura 5-51 – ZF1 e ZF2 (a) tamanho médio e (b) número médio dos precipitados.

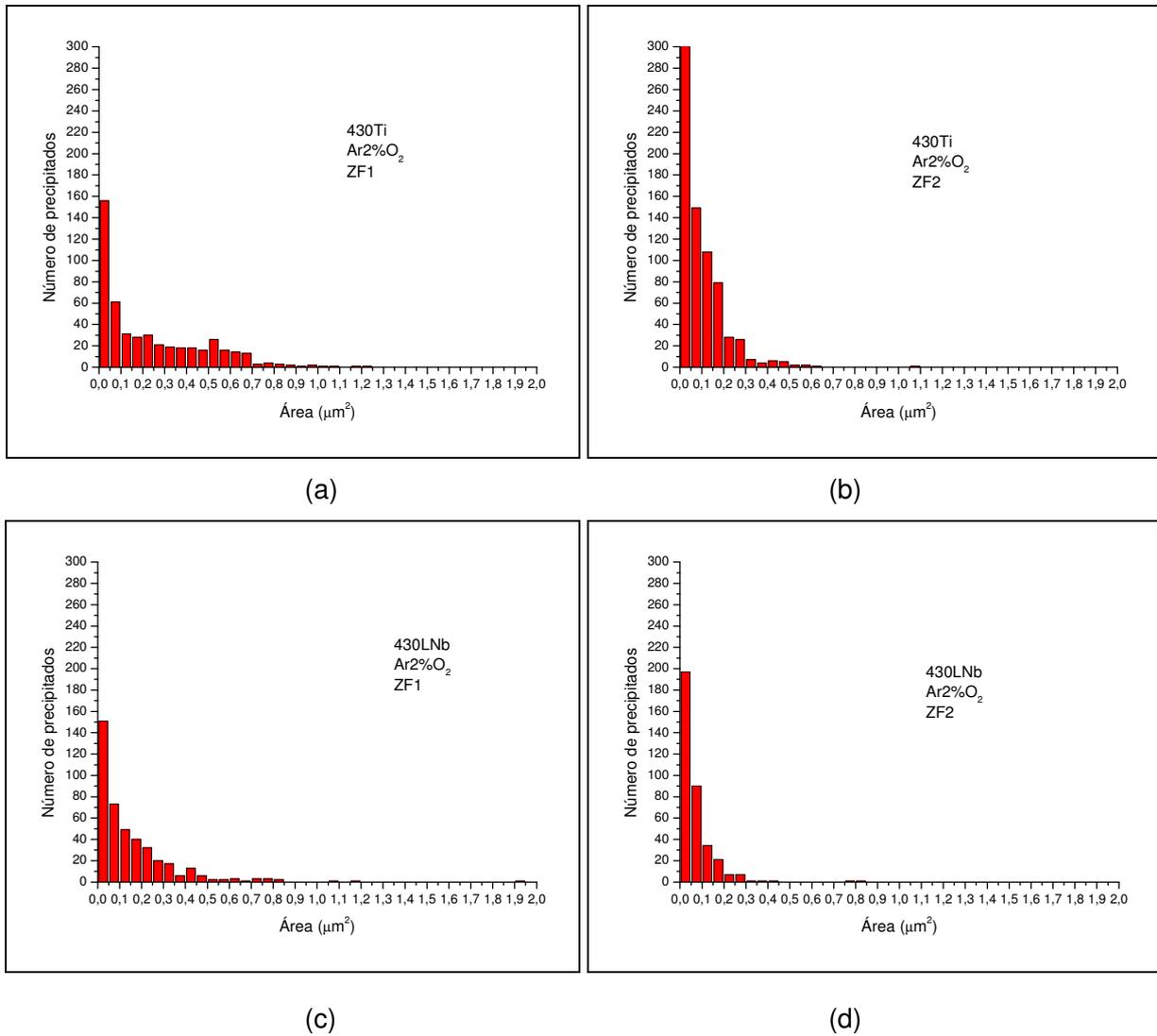


Figura 5-52 –Distribuição de tamanhos dos precipitados para soldagem com gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>.

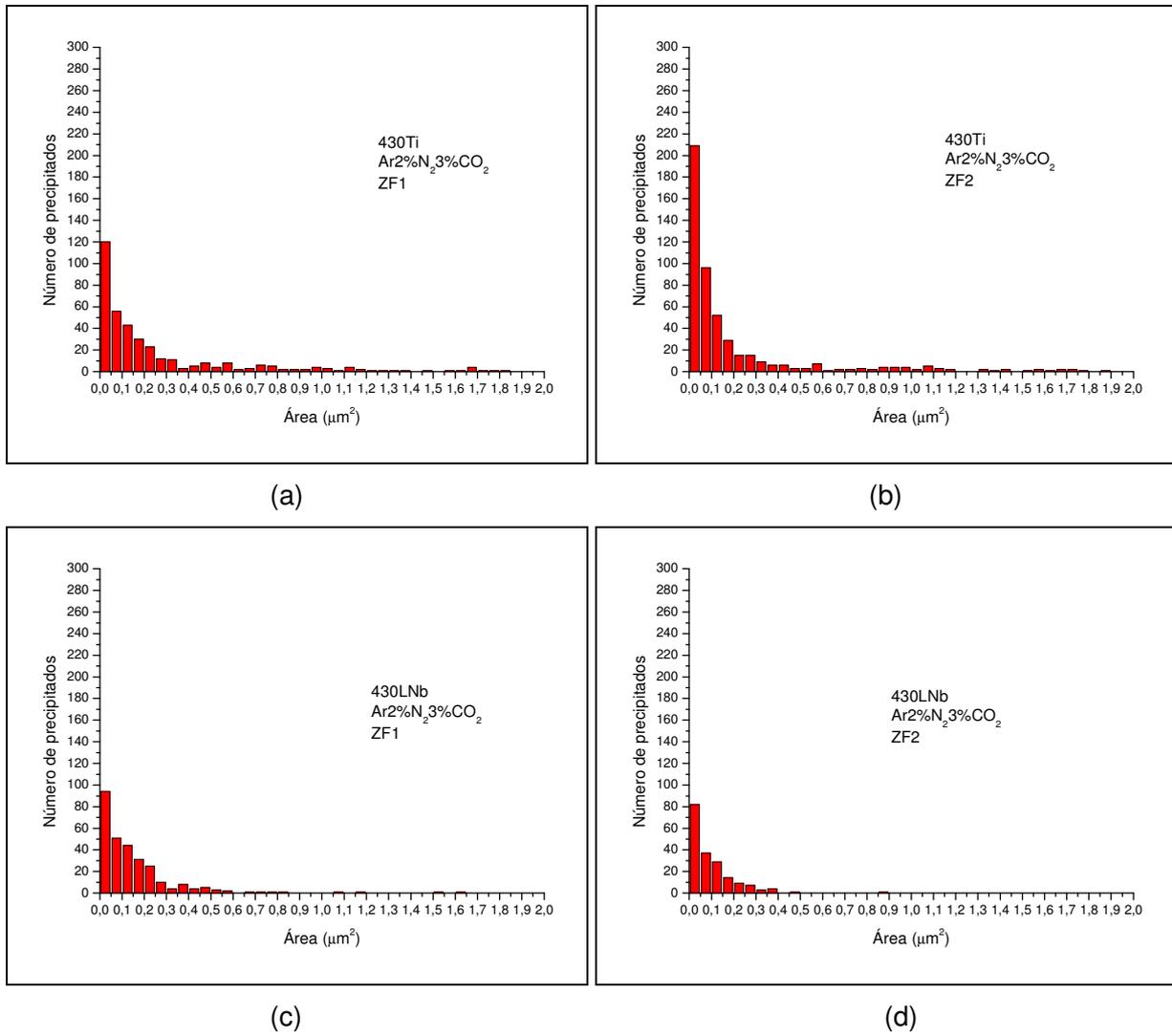


Figura 5-53 – Distribuição de tamanhos dos precipitados para soldagem com gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

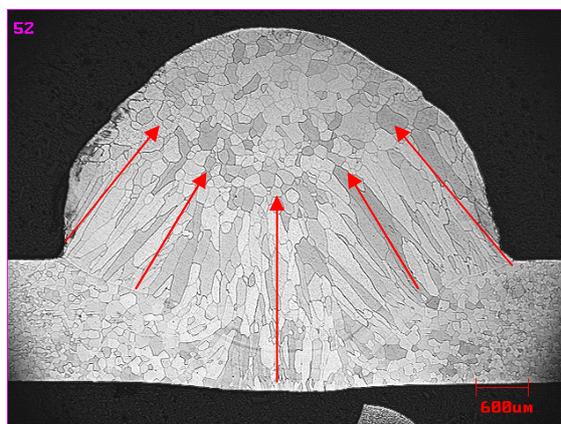


Figura 5-54 – Sentido da solidificação na secção transversal.

### 5.2.6. Ensaio Erichsen

Como definido na primeira etapa do trabalho, os testes Erichsen foram realizados com lubrificação de polietileno e atuação do punção contra a raiz da solda. Os reforços de solda foram retirados com o uso de uma plaina para fazer com que a espessura da região da solda ficasse a mais próxima possível da espessura do metal base.

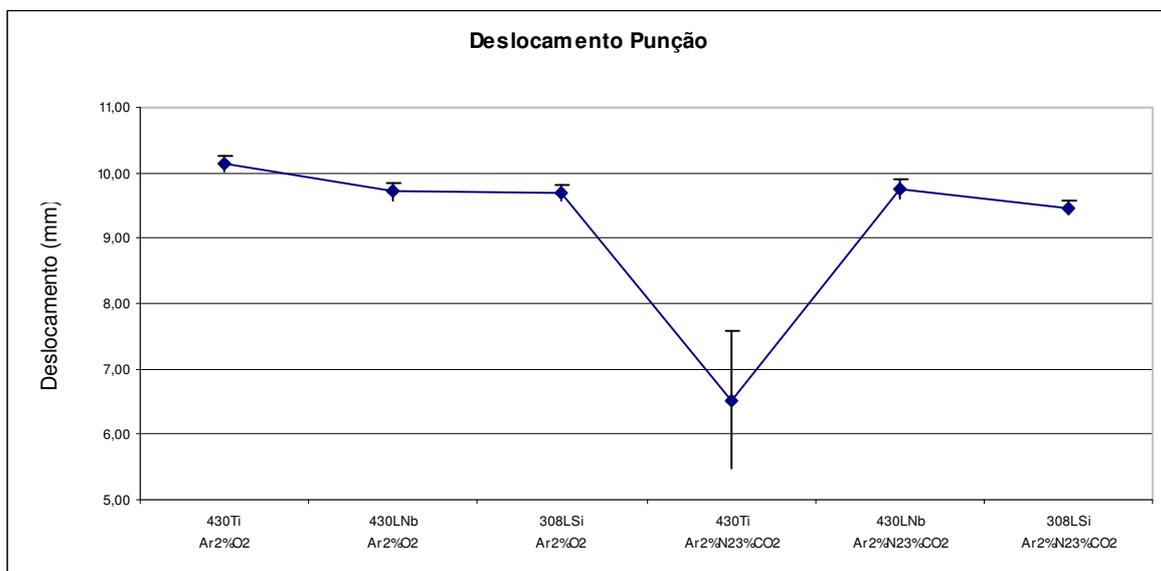
A Tabela 5-17 mostra os resultados dos ensaios Erichsen. Os corpos de prova destacados em vermelho apresentaram ruptura que foram consideradas como frágeis. Todos os demais corpos de prova sofreram fratura dúctil. Uma análise mais detalhada da fratura dos corpos de prova será mostrada posteriormente. A Figura 5-55 mostra os resultados do ensaio Erichsen de deslocamento do punção (gráfico (a)) e carga (gráfico (b)). Com exceção da condição de soldagem onde se utilizou metal de adição 430Ti e gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, todas as demais condições apresentaram desempenho semelhante. O uso simultâneo do arame 430Ti e do gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> fragilizou a zona fundida resultando na ocorrência de fratura frágil na mesma e levando a deslocamentos e cargas bem inferiores às demais condições. Uma possível causa para esta fragilização seriam os teores de *C*, *N* e *Ti* nesta ZF que promovem a precipitação em contorno de grão. Portanto, o fenômeno da precipitação em contorno de grão

pode promover a fragilização da junta soldada, além de poder levar à sensitização quando os precipitados em contorno de grãos são ricos em cromo.

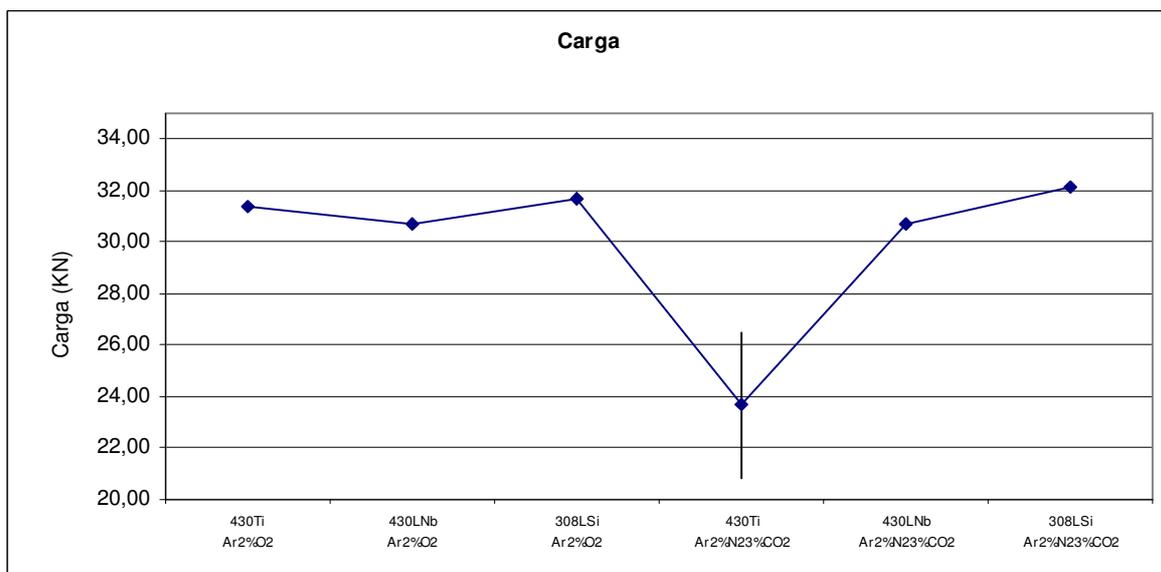
A Figura 5-56 mostra o desempenho das soldas relativamente ao do metal base. Com exceção da condição 430Ti e Ar2%N23%CO<sub>2</sub>, que obteve resultados, respectivamente, de deslocamento do punção de carga de 63% e 76%, todas as demais tiveram desempenho superior a 90% tanto em estiramento quanto em carga.

Tabela 5-17 – Resultados do ensaio Erichsen.

430LNb Ar2%O2				430LNb Ar2%N23%CO2			
Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)	Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)
1	Polietileno	9,42	30,50	1	Polietileno	9,84	30,50
2	Polietileno	9,37	30,70	2	Polietileno	9,53	30,90
3	Polietileno	9,85	30,50	3	Polietileno	10,05	30,60
4	Polietileno	9,88	30,90	4	Polietileno	9,38	30,30
5	Polietileno	10,07	30,80	5	Polietileno	10,24	31,20
				6	Polietileno	9,44	31,20
<b>Média</b>		9,72	30,68	<b>Média</b>		9,75	30,70
<b>Dev. Padrão</b>		0,31	0,18	<b>Dev. Padrão</b>		0,35	0,35
<b>Erro</b>		0,14	0,08	<b>Erro</b>		0,16	0,16
430Ti Ar2%O2				430Ti Ar2%N23%CO2			
Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)	Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)
1	Polietileno	10,28	31,10	1	Polietileno	7,92	25,50
2	Polietileno	10,44	31,60	2	Polietileno	8,69	29,80
3	Polietileno	10,28	31,50	3	Polietileno	6,84	22,80
4	Polietileno	9,95	31,60	4	Polietileno	7,99	27,00
5	Polietileno	9,74	31,00	5	Polietileno	5,32	13,20
6	Polietileno	10,18	31,70	6	Polietileno	2,37	4,20
<b>Média</b>		10,15	31,36	<b>Média</b>		6,52	23,66
<b>Dev. Padrão</b>		0,26	0,29	<b>Dev. Padrão</b>		2,35	6,37
<b>Erro</b>		0,11	0,13	<b>Erro</b>		1,05	2,85
308LSi Ar2%O2				308LSi Ar2%N23%CO2			
Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)	Ensaio	Lubrificante	Deslocamento Punção (mm)	Carga Máxima (KN)
1	Polietileno	9,90	31,60	1	Polietileno	9,71	32,10
2	Polietileno	9,26	31,40	2	Polietileno	9,43	32,20
3	Polietileno	9,85	31,40	3	Polietileno	9,40	32,50
4	Polietileno	9,90	32,50	4	Polietileno	9,19	32,20
5	Polietileno	9,67	31,40	5	Polietileno	9,75	32,00
6	Polietileno	9,60	31,80	6	Polietileno	9,28	31,60
<b>Média</b>		9,70	31,68	<b>Média</b>		9,46	32,10
<b>Dev. Padrão</b>		0,25	0,43	<b>Dev. Padrão</b>		0,23	0,30
<b>Erro</b>		0,11	0,19	<b>Erro</b>		0,10	0,13

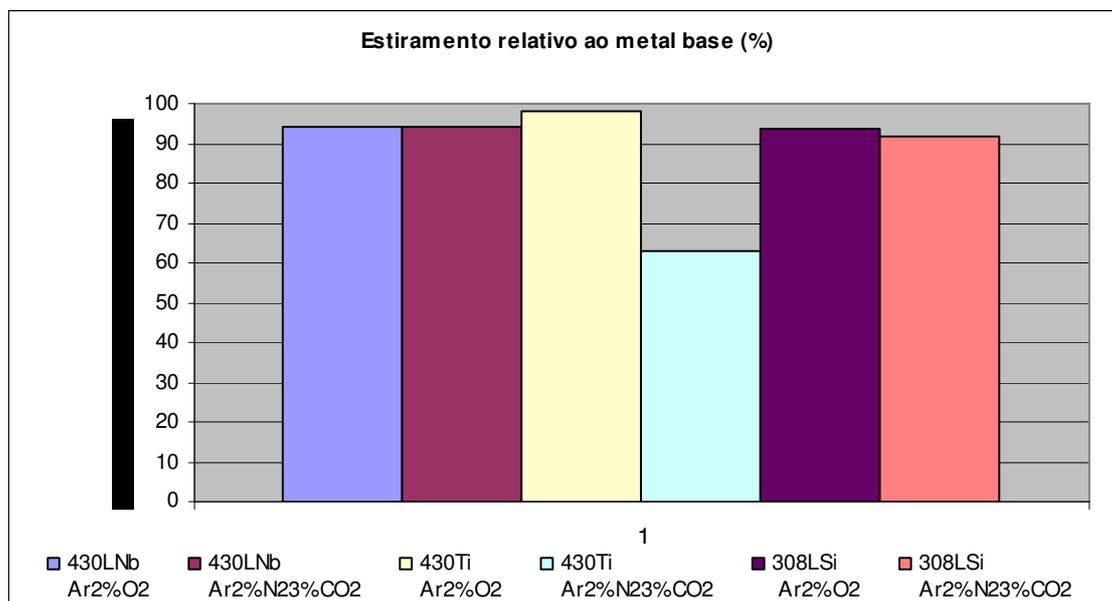


(a)

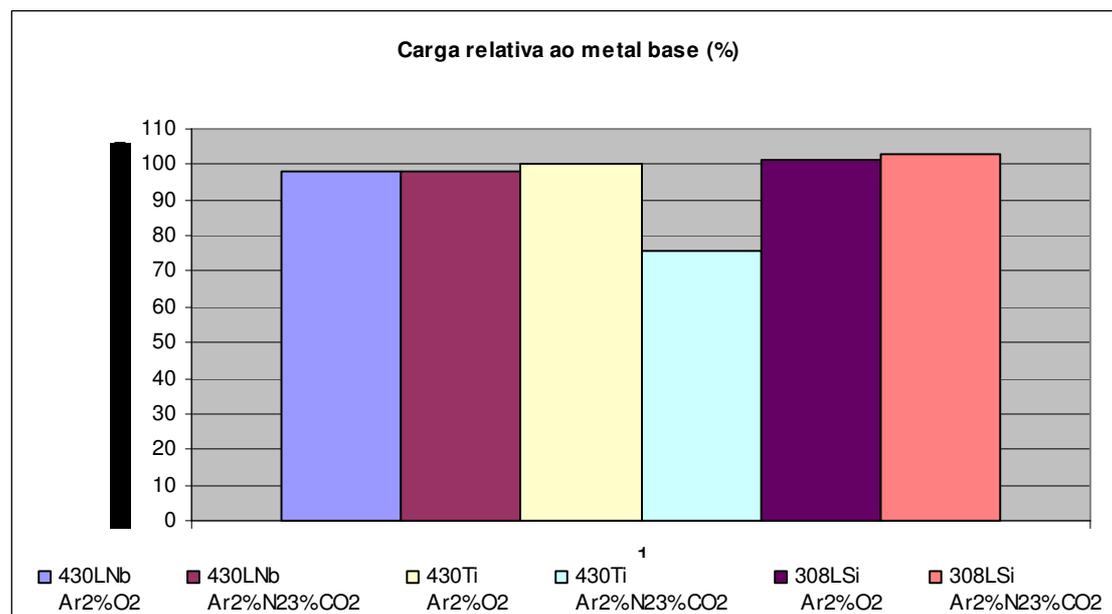


(b)

Figura 5-55 – Resultados Erichsen (a) deslocamento do punção e (b) carga.



(a)



(b)

Figura 5-56 – Resultados Erichsen das soldas relativamente ao resultado do metal base (a) deslocamento do punção e (b) carga.

### 5.2.7. Análise dos corpos de prova após ensaio Erichsen.

A Figura 5-57 mostra os corpos de prova após o ensaio Erichsen. Observando-se as fotografias nota-se que as deformações nos corpos de prova estão bem próximas do pólo, que é um perfil de deformação típico do uso de polietileno como lubrificante. No caso do 430Ti com o gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> a ruptura ocorreu no centro do cordão de solda, ou seja, na zona fundida. Esta ruptura é aparentemente frágil, o que reduziu drasticamente os valores de deslocamento e carga do ensaio Erichsen. A Figura 5-58 mostra mais dois corpos de prova soldados com 430Ti e Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> que também sofreram fratura frágil na ZF, a fotografia (a) mostra uma trinca transversal à ZF, ao passo que a fotografia (b) mostra um trinca longitudinal. Todos as demais condições apresentaram fraturas típicas de materiais dúcteis e foram, em geral, fora da ZF e paralelamente ao cordão de solda. Em alguns casos a trinca prolongou-se para dentro do cordão de solda, no entanto, este fenômeno foi também constatado em soldas autógenas realizadas por processo GTAW, como explorado no item 5.1. Os corpos de prova soldados com arame 430LNb apresentaram, após a deformação, uma linha bem definida no centro do cordão, provavelmente, devido à sua microestrutura apresentar grãos colunares que se encontram exatamente na linha de centro do cordão. (Figura 5-38)

O ensaio Erichsen foi seletivo ao detectar a fragilidade das soldas realizadas com o arame 430Ti e o gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, que sofreram fratura frágil durante o ensaio. Para as demais condições de soldagem as soldas não mostraram diferenças na ductilidade ou o ensaio Erichsen não foi sensível a ponto de detectar possíveis diferenças de ductilidade. Por isso, os resultados indicam que as juntas soldadas têm possivelmente uma ductilidade muito próxima uma da outra. Outro fator relevante é que, em função da soldagem GMAW promover cordões de solda com geometrias variáveis, estas interferem no resultado aumentando a dificuldade de se caracterizar o comportamento mecânico do material. Esta hipótese está embasada no fato do ensaio Erichsen ter sido capaz de detectar diferenças na ductilidade de soldas realizadas pelo processo GTAW que produz cordões mais estreitos e com geometria menos variável. Assim, o ensaio Erichsen para a avaliação da ductilidade de juntas soldadas, parece ser tão mais seletivo, quanto mais preciso for o processo de soldagem, ou seja, quanto mais estreito for o cordão de solda e mais regular e constante for sua geometria. Por outro lado, os resultados

semelhantes quanto às deformações dos cordões de solda mostram que o ensaio Erichsen promove deformações na região da solda, independentemente da sua geometria. Em resumo, o ensaio Erichsen utilizado com lubrificação adequada força à ocorrência de deformações na região da solda, tornando menos significativo o efeito da geometria.

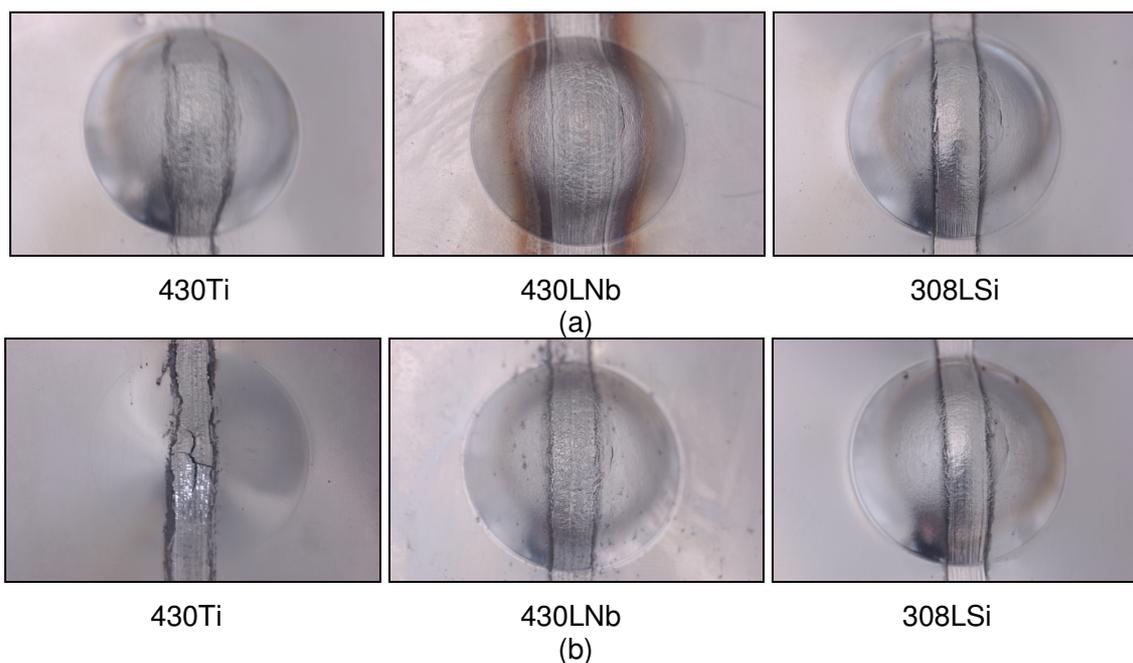


Figura 5-57 – Corpos de prova após ensaio Erichsen (a) gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub> e (b) gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

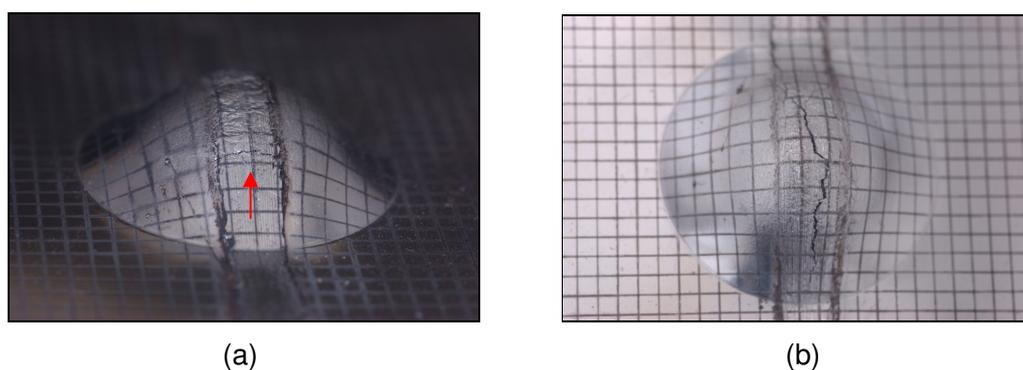


Figura 5-58 – Corpos de prova após ensaio Erichsen soldados com arame 430Ti e gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, (a) trinca transversal e (b) trinca longitudinal.

### 5.2.8. Ensaios de tração e dobramento

O ensaio de tração foi realizado em 3 corpos de prova para cada condição de soldagem. O ensaio foi realizado em corpos de prova do tipo “sub-size”, que é uma condição mais severa em função da menor área de ensaio (menores comprimento e largura do corpo de prova) e conseqüente maior participação da junta soldada. Todos os corpos de prova romperam fora da solda e da ZTA, ou seja, a ruptura ocorreu no metal base. A Figura 5-59 mostra um corpo de prova para cada condição após o ensaio. Os valores dos limites resistência dos corpos de prova soldados sobre os valores dos corpos de prova sem solda são mostrados na Figura 5-60. Note que os valores estão próximos de 100%, o que era esperado uma vez que os corpos de prova romperam no metal base. Isto é, o ensaio de tração não foi capaz de detectar uma menor ductilidade ou maior fragilidade dos cordões de solda realizados com o arame 430Ti e gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, o que o ensaio Erichsen mostrou.

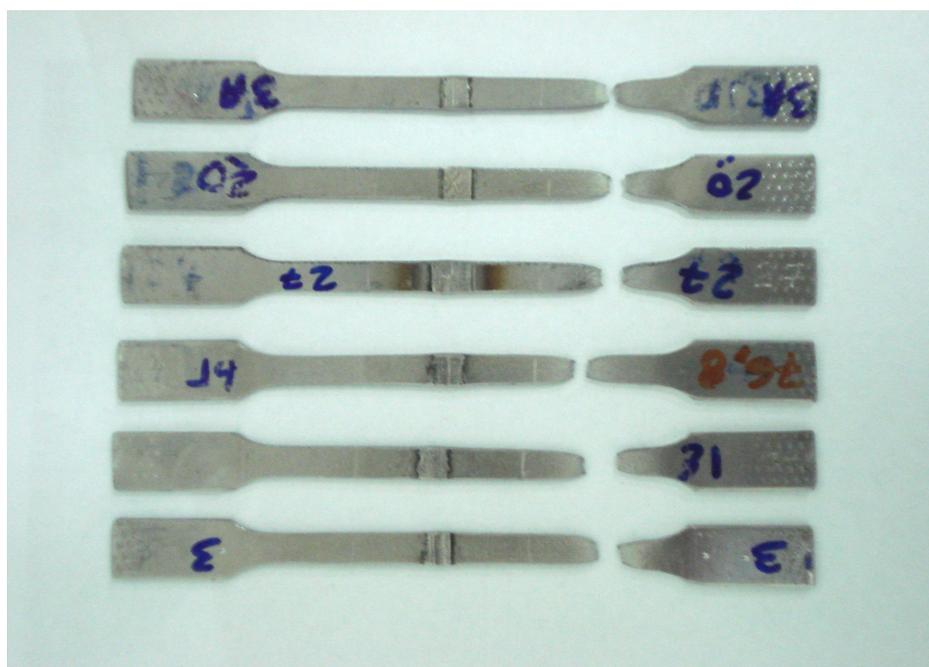


Figura 5-59 – Corpos de prova após ensaio de tração.

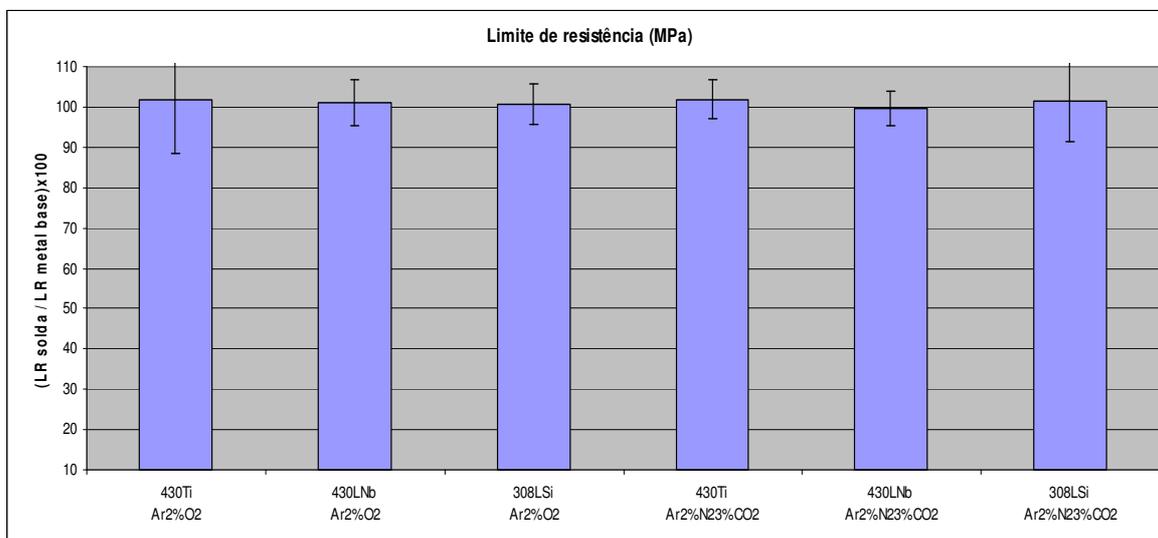


Figura 5-60 – Resultados do ensaio de tração para os corpos de prova soldados relativamente aos corpos de prova sem solda.

O ensaio de dobramento foi realizado em 3 corpos de prova para cada condição. Foi realizado promovendo tração à face dos cordões de solda, assim como o ensaio Erichsen. A Tabela 5-18 mostra os resultados do ensaio e a Figura 5-61 mostra um corpo de prova após o ensaio. Este ensaio mostrou-se mais rigoroso que o ensaio de tração, uma vez que três corpos de prova sofreram ruptura. Duas delas ocorreram na ZTA, provavelmente, devido um concentrador de tensões gerado pelo reforço de solda que não foi completamente removido quando do aplainamento dos corpos de prova. Este foi o único ensaio que sofreu influência significativa desta variável, uma vez que nenhum corpo de prova sofreu ruptura na região da solda no ensaio de tração e que as rupturas no Erichsen foram todas na ZF e, portanto, afastadas do concentrador de tensões. Para a condição de uso do 430Ti e Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, um corpo de prova sofreu fratura aparentemente frágil na ZF.

Tabela 5-18 – Resultado do ensaio de dobramento.

430Ti Ar2%O2	430LNb Ar2%O2	308LSi Ar2%O2	430Ti Ar2%N23%CO2	430LNb Ar2%N23%CO2	308LSi Ar2%N23%CO2
o	o	x ZTA	o	o	o
o	o	o	o	o	o
o	x ZTA	o	x ZF	o	o

o	Indica CP aprovado (sem trincas)
x	Indica CP reprovado (com trincas)

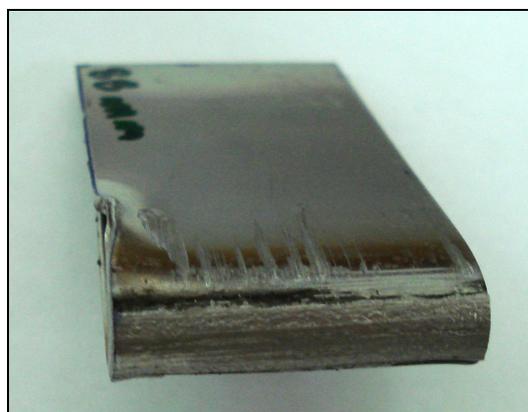


Figura 5-61 – Corpo de prova após o ensaio de dobramento.

No ensaio de tração uma carga é aplicada no corpo de prova, as diferentes regiões do mesmo deformam-se de acordo com suas propriedades mecânicas e, por isso, a região que apresentar menor resistência irá se deformar e romper. No ensaio de dobramento é imposta uma deformação ao corpo de prova que é forçado a se moldar ao cutelo, deste modo, a deformação ocorre na região em contato com o cutelo. Uma dificuldade deste ensaio é manter a região que se quer deformar na posição adequada para o mesmo. Assim, o ensaio de tração não foi capaz de diferenciar as soldas e aprovou todas as juntas soldadas, mesmo aquelas que haviam apresentado um desempenho inferior no ensaio Erichsen. Já o teste de dobramento confirmou o resultado do ensaio Erichsen, mostrando que as juntas soldadas com o arame 430Ti e o gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> podem sofrer ruptura na ZF, mas levantou dúvidas a respeito de cordões de soldas que, pelos resultados anteriores, teriam boa ductilidade.

### 5.2.9. Perfil de microdureza

As Figura 5-62 e Figura 5-63 mostram os perfils de microdureza para as seis condições e a Figura 5-64 mostra as regiões onde foram feitas as medidas que tiveram um espaçamento entre uma e outra de 0,5mm. Os resultados da microdureza mostram que a ZF apresenta dureza superior à da ZTA e ao metal base para todas as condições, com exceção dos cordões de solda realizados com metal de adição 430LNb e gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>. Para esta condição a dureza da ZF ficou nos mesmos patamares da ZTA e do metal base, o que revela uma maior homogeneidade, ou seja, a variação nas propriedades mecânicas provocada por este par arame / gás de proteção é menor em relação aos demais. Para as demais condições de soldagem com arames ferríticos não houve diferença significativa nos resultados. Pode-se dizer, que a solda com o arame austenítico tende a apresentar dureza superior à dos ferríticos. Pela análise do perfil de microdureza, pode-se inferir que a zona fundida composta por 430LNb e Ar2%O<sub>2</sub> tem melhor ductilidade que as demais, pois, de um modo geral, menor dureza indica maior ductilidade. Os resultados obtidos já eram esperados para as soldas com o arame 308LSi devido à sua estrutura austenítica e pode-se notar que a dureza tende a ser maior com a utilização do gás de proteção que contém carbono e nitrogênio. As maiores durezas encontradas nas zonas fundidas do arame 430Ti em relação ao metal base devem-se, provavelmente, à maior presença de carbono no metal de adição o que aumentou o número de precipitados. Também para os arames ferríticos pode-se notar uma tendência de aumento da dureza da zona fundida com o uso do gás Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> em função da introdução de C e N na mesma e, conseqüentemente, do maior número de precipitados.

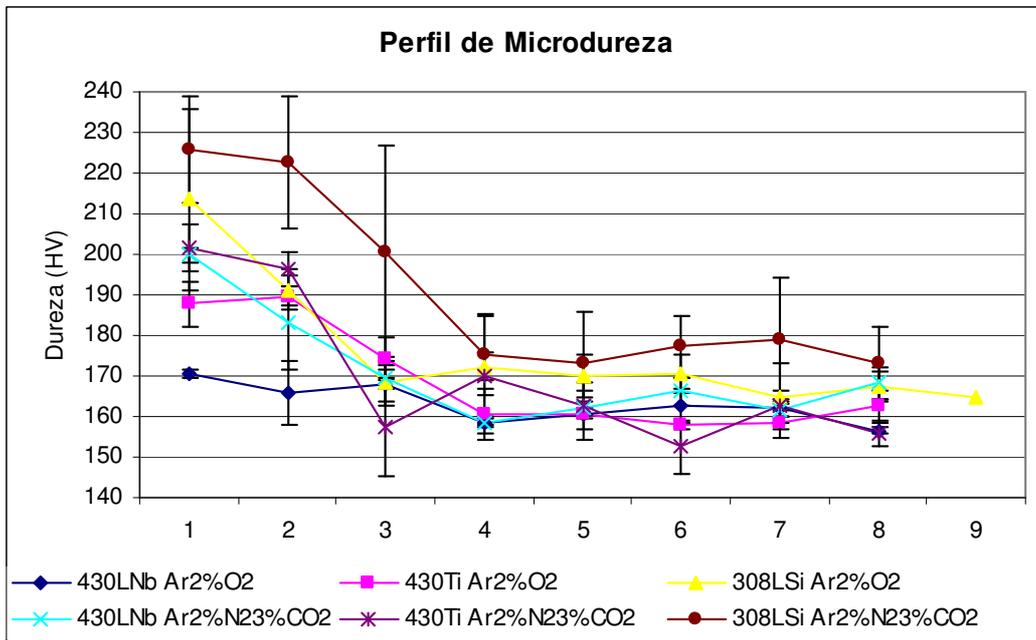


Figura 5-62 – Perfil de microdureza para as seis condições de soldagem.

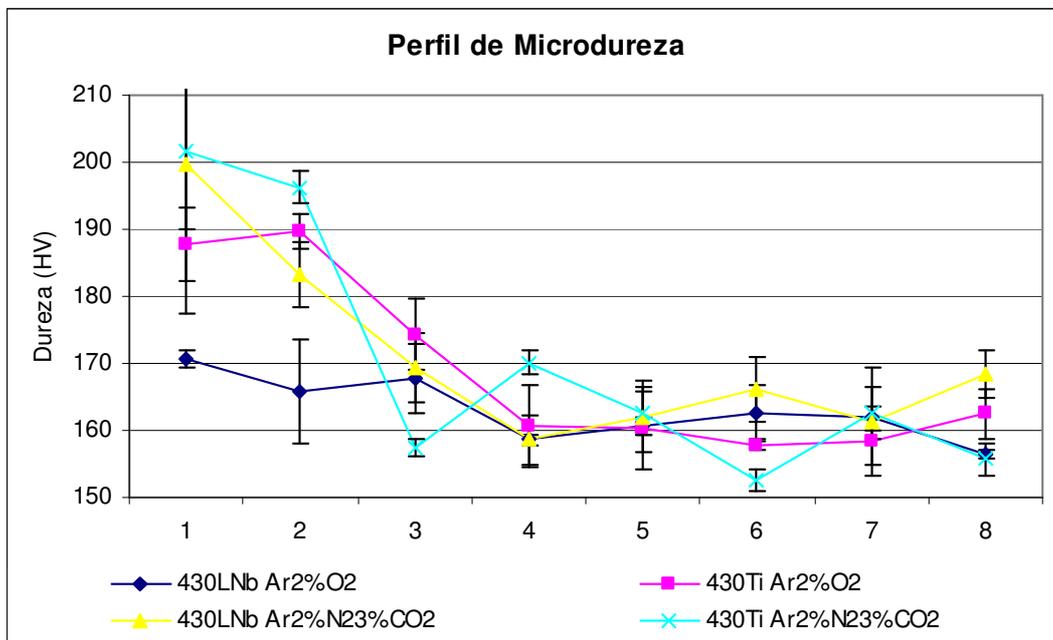


Figura 5-63 – Perfil de microdureza para os arames ferríticos.

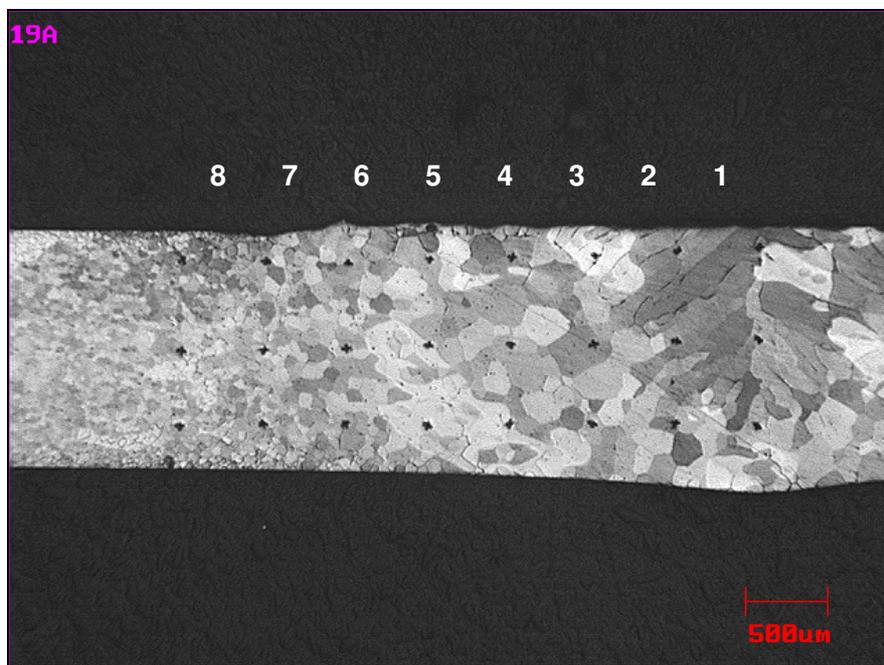


Figura 5-64 – Posição de coleta de valores para a confecção dos perfils de microdureza.

### 5.2.10. Análise da superfície de fratura no MEV

Para os corpos de prova que sofreram ruptura na ZF, foram analisadas, via MEV, as superfícies de fratura. Deve-se lembrar que as falhas frágeis na ZF apenas ocorreram para a condição de soldagem com arame 430Ti e gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

A Figura 5-65 mostra a superfície de fratura para o corpo de prova que falhou durante o ensaio de dobramento. Apesar do corpo de prova ter suportado um determinado grau de dobramento antes de romper, a superfície de fratura apresentou facetas de clivagem com marcas de rio, características de fratura frágil. A propagação da trinca ocorreu tanto inter quanto transgranularmente. A fratura teve início na face da solda, região submetida a tração durante o teste de dobramento.

Courtney (2005) classifica as fraturas em baixa temperatura como colocado na Tabela 5-19. Esta classificação será levada em consideração para a análise das superfícies de fratura que se seguem.

Tabela 5-19 – Modos de fratura por tração a baixa temperatura.

Modo de Fratura	Nucleação da trinca	Propagação inicial da trinca	Propagação final da trinca	Deformação na ponta da trinca
Fratura frágil Modo I	Pela presença de defeitos pré-existentes	Nenhuma	Por clivagem ou fratura intergranular com plasticidade limitada na ponta da trinca	Não
Fratura frágil Modo II	Por escoamento limitado no limite de escoamento	Até aproximadamente o tamanho de grão	Por clivagem ou fratura intergranular com plasticidade limitada na ponta da trinca	Não
Fratura frágil Modo III	Por escoamento limitado no limite de escoamento	Até aproximadamente o tamanho de grão. Múltiplas trincas podem ser formadas	Por clivagem ou fratura intergranular entre microtrincas. Extensa plasticidade na ponta da trinca.	Limitado
Fratura dúctil	Por deformação heterogênea em múltiplas regiões (geralmente pontos de segunda fase ou inclusões)	Crescimento de vazios nos locais de nucleação. Crescimento por deformação plástica	União de vazios por micro-rupturas ou por cisalhamento	Extensa

A Figura 5-66 mostra a superfície de fratura um corpo de prova que falhou longitudinalmente na ZF durante o ensaio Erichsen. Esta foto mostra duas regiões bem definidas, em uma com propagação intergranular (à esquerda), podem-se notar os grãos colunares, e outra com propagação transgranular (à direita). Ambas as regiões mostram fratura frágil (modo II ou III). A fragilização foi, provavelmente, favorecida pela granulação relativamente grosseira da ZF em conjunto com a precipitação ao longo dos contornos de grão. A fratura teve início na face da solda região submetida a esforços de tração durante o ensaio.

A Figura 5-67 (a) e (b) mostra uma região de fratura frágil com presença de facetas de clivagem e múltiplas microtrincas (modo II ou III). Já as fotos (c) e (d) mostram uma região de fratura mista (frágil e dúctil), na foto (d) a presença de alvéolos que caracterizam a fratura dúctil é clara, no entanto, as regiões de propagação dúctil são um pequeno percentual da superfície de fratura

que é predominantemente frágil. A fratura teve início na face da solda região submetida a esforços de tração durante o ensaio.

Todas as superfícies de fratura analisadas apresentaram características semelhantes: fratura tipicamente frágil com propagação inter e transgranular. A fragilização da ZF, provavelmente, ocorreu em função da forte precipitação em contorno de grão (seção 5.2.4) devido ao uso combinado do arame 430Ti e do gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.

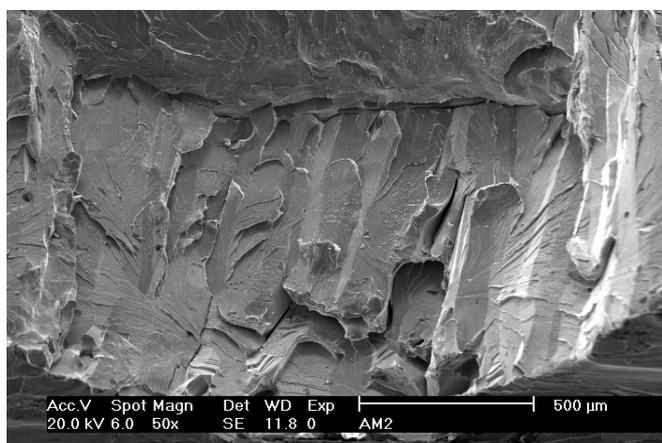


Figura 5-65 – Superfície de fratura do corpo de prova que apresentou fratura após o ensaio de dobramento.

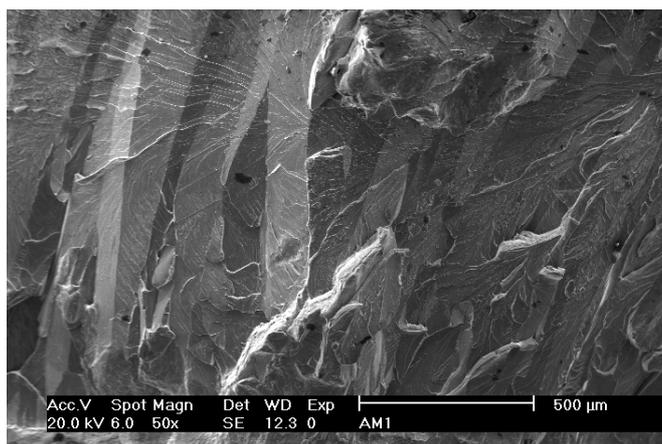


Figura 5-66 – Superfície de fratura de corpo de prova (1) que sofreu falha longitudinal na ZF no ensaio Erichsen.

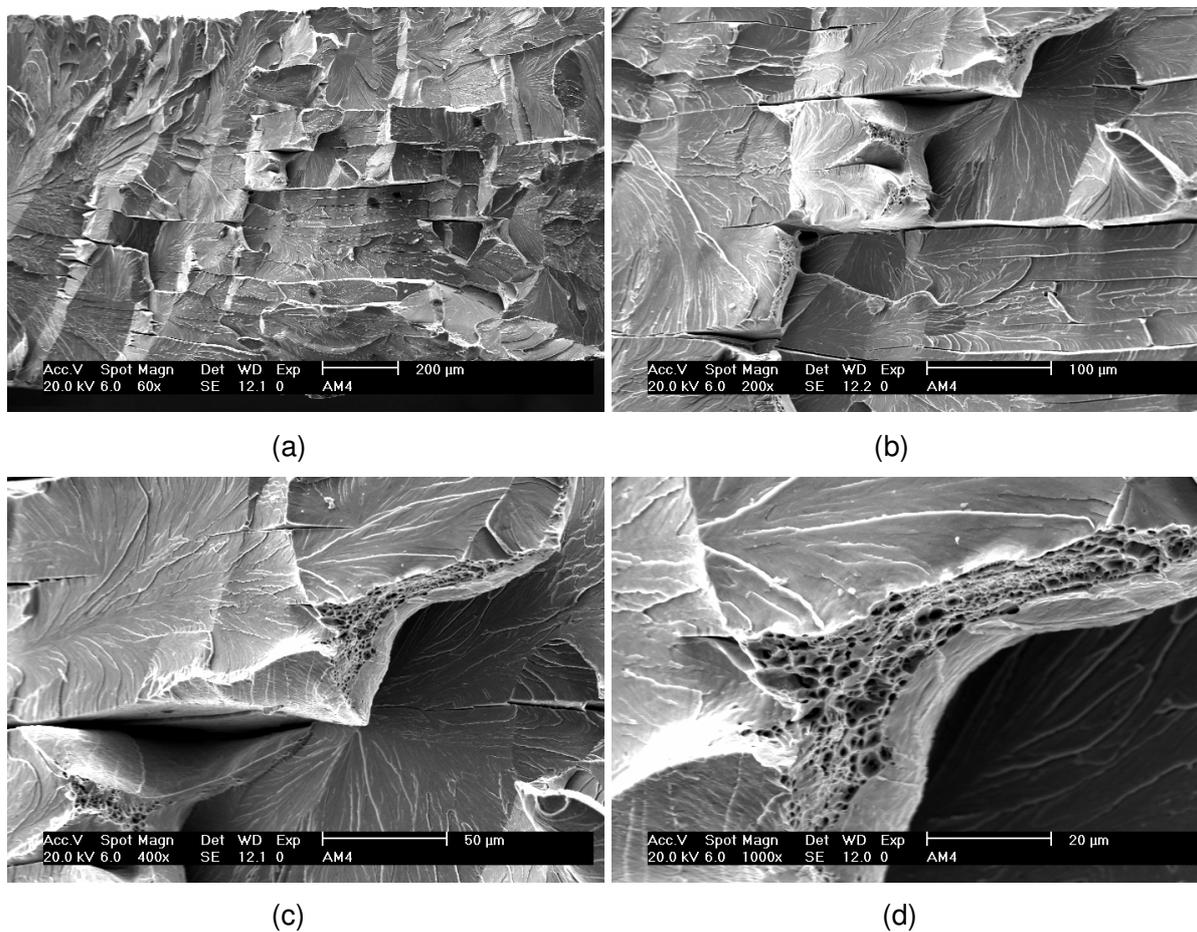


Figura 5-67 – Superfície de fratura de corpo de prova (2) que sofreu falha longitudinal na ZF no ensaio Erichsen (a) e (b) região de fratura frágil com presença de microtrincas (c) e (d) regiões de fratura frágil e dúctil.

## 6. Conclusões

As principais conclusões extraídas dos resultados obtidos são:

- As zonas fundidas obtidas com o arame 430LNb apresentaram ductilidade comparável ao 308LSi, independentemente, do gás de proteção utilizado seja este o Ar2%O<sub>2</sub> ou o Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>. Já a zona fundida produzida com a introdução de 430Ti apresentou ductilidade semelhante ao 430LNb e ao 308LSi quando soldado com gás de proteção Ar2%O<sub>2</sub>. Mas com o uso do gás Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub> a zona fundida do 430Ti apresentou uma redução da ductilidade, além de indícios de ter sido fragilizada.
- A precipitação de compostos, dentre eles, carbonitretos de cromo, nos contornos de grão, parece ter sido o principal fator responsável pela fragilização da zona fundida obtida pela combinação entre o arame 430Ti e o gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>.
- A composição química do 430Ti mostra que o arame não é completamente estabilizado e a diluição do metal base nas ZFs analisadas não foi suficiente para corrigir a falta de elementos estabilizantes no arame, de modo que as ZFs realizadas com 430Ti apresentaram sensitização.
- A utilização do arame 430Ti aumentou a quantidade de precipitados detectáveis na zona fundida. Este efeito deve-se ao maior teor de *Ti* deste arame, que levou à formação de precipitados maiores e que puderam ser quantificados pelos métodos utilizados.
- O gás de proteção Ar2%N<sub>2</sub>3%CO<sub>2</sub>, também aumentou o número de precipitados detectáveis na zona fundida obtida com o uso do 430Ti, provavelmente, devido à introdução de *C* e, principalmente, *N* na zona fundida.
- A zona fundida produzida com o 430LNb apresentou menor número de precipitados e estrutura colunar. O uso de um ou outro gás de proteção pouco teve efeito sobre a precipitação da ZF composta pelo arame 430LNb. No entanto, os resultados mostraram

que com a utilização do gás  $Ar2\%O_2$  o número de precipitados detectáveis aumentou, provavelmente, em função da formação de  $TiO_2$ , pela introdução de oxigênio à poça de fusão. Este composto forma-se a temperaturas acima da temperatura de fusão e podem servir com núcleo para a precipitação de outros precipitados que terão, assim, mais tempo para crescerem.

- O ensaio Erichsen mostrou-se efetivo para a avaliação da ductilidade de cordões de solda. Para os corpos de prova soldados em GTAW o ensaio identificou diferenças na ductilidade entre os corpos de prova soldados com diferentes energias. Para os corpos de prova soldados em GMAW o ensaio permitiu distinguir as soldas com boa ductilidade das soldas mais frágeis, mas não identificou diferenças entre as soldas de boa ductilidade. O ensaio Erichsen parece ser tão mais efetivo quanto mais preciso for o processo de soldagem, ou seja, quanto mais estreita e regular for a ZF.
- O uso do gás de proteção  $Ar2\%N_23\%CO_2$  parece não ter modificado a penetração das soldas realizadas com arames ferríticos (430LNb e 430Ti), mas aumentou substancialmente a penetração para o arame 308LSi quando comparado com o  $Ar2\%O_2$ .
- Os métodos de análise utilizados permitiram uma análise quantitativa dos precipitados ricos em *Ti*, mas não dos precipitados ricos em *Nb*, principalmente, em função do tamanho reduzido dos mesmos.

## 7. Sugestões para trabalhos futuros

O presente trabalho gerou muitos resultados e, conseqüentemente, muitos questionamentos, dos quais alguns poderiam ser esclarecidos com a realização dos trabalhos propostos abaixo.

- Estudar o comportamento do ensaio Erichsen em soldas que produzem cordões mais estreitos e de geometria mais regular como, por exemplo, a soldagem laser ou ERW. Este trabalho poderia comprovar a eficácia do ensaio Erichsen para a quantificação da ductilidade de juntas soldadas.
- Avaliar a influência de gases de proteção com diferentes teores de oxigênio na precipitação de zonas fundidas que contenham titânio, para esclarecer se a formação de precipitados de  $TiO_2$  seria efetiva para o aumento do tamanho dos precipitados e para o refino de grão da ZF.
- Desenvolver um método de análise de precipitados que permita avaliar a presença de precipitados pequenos tais como os  $NbC$  e também os  $TiN$  e, assim, poder realizar uma análise mais completa da precipitação na zona fundida.
- Analisar a precipitação e o comportamento mecânico de juntas soldadas com arames e aços estabilizados somente ao titânio e somente ao nióbio, para avaliar individualmente o efeito destes dois elementos.
- Estudar juntas soldadas em que o efeito do refino de grão gerado pela combinação  $Ti$  mais  $N$  possa ser avaliado por meio de testes mecânicos. Para isto, deve-se gerar uma condição de soldagem que fará com que a zona equiaxial encontre-se efetivamente na junta soldada e não no reforço de solda.
- Realizar uma análise metalúrgica de zonas fundidas soldadas com gases que contenham diferentes teores de  $CO_2$ , no intuito de verificar a influência do carbono e do

oxigênio nas mesmas. A introdução de carbono poderia, além de interferir na precipitação, aumentar a dureza da ZF e reduzindo sua ductilidade.

## 8. Referências bibliográficas

1. AKAMATSU, S.; HASEBE, M.; SENUMA, T.; MATSUMURA, Y.; AKISUE, A.; *Thermodynamic Calculation of Solute Carbon and Nitrogen in Nb and Ti Added Extra-low Carbon Steels*. ISIJ International, Vol. 34, No.1, pp.9-16, (1994).
2. ASKELAND, D. R. *The Science and Engineering of Materials*. 3ª Edição . Boston: PWS Publishing Company, pp.203-209, (1994).
3. BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. *Estudo da Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Através de Projetor e de Tratamentos Oscilográficos de Tensão e Corrente*, XV encontro nacional da tecnologia da soldagem – ENPS, SP, pp.193-209 (1989).
4. BAERLECKEN, E.B.; FISHER, W.A.; LORENZ, K.; *Stahl und Eisen*, Vol. 81, No 12, pp.768, (1961).
5. BUCHER, L.; *Etude de l'endommagement en fatigue thermigue des aciers inoxydables F17TNb et R20-12 pour application automobile*. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – CDM/École des Mines de Paris, pp.9-36, (2004).
6. CAMPBELL, R. D. *Ferritic Stainless Steel Welding Metalurgy*. Switzerland: Key Engeneering Materials, Vols.69 and 70, pp.167-216 (1992).
7. CAVAZOS, J. L. *Characterization of Precipitates Formed in Ferritic Stainless Steel Stabilized With Zr and Ti Additions*. *Materials Characterization*, No 56, pp.96-101, (2006).
8. CHUNG, B.G.; RHEE, S.; LEE,C.H.; *The effect of shielding gas types on CO2 laser tailored blank weldability of low carbon automotive galvanized steel*. *Materials Science and Engineering*, No A272, pp.357-362, (1999).

9. Courtney, T.H., *Mechanical Behavior of Materials*, 2<sup>a</sup> Edição, Waveland Press, pp.511, (2005).
10. DAVIES G. J.; GARLAND, J., G.; *Solidification Structures and Properties of Fusion Welds*. The Metals Society Review, No 196, Vol. 20, pp.83-106 (1975).
11. DAVIS, J.R.; *Stainless Steels (ASM Specialty Handbook)*. ASM International, pp.366 (1994).
12. FUJIMURA, H.; TSUGE, S.; *Effect of C, Ti, Nb on Recrystallization Behavior after Hot Deformation in 16% Cr Ferritic Stainless Steel*. The fourth International Conference on Recrystallization and Related Phenomena. The Japan Institute of Metals, pp.763-768, (1999).
13. GORDON, W.; BENNEKOM, A. *Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steels*. Materials Science and Technology, Vol. 12, pp.126-131 (1997).
14. HILTON, D.; *Shielding gases for gas metal arc welding*. Welding & Metal Fabrication, pp. 332-334, July (1990).
15. HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W. *Ductility of Stainless Steel Welds*. Metallurgical Transactions A, Vol. 11A, pp.213-218, February (1980).
16. INUI, K.; NODA, T.; SHIMIZU, T.; *Development of the Ferritic Stainless Steel Welding Wire Providing Fine Grain Microstructure Weld Metal for the Components of Automotive Exhaust System*. SAE International, World Congress and Exhibition, Detroit USA, (2003). (site: [sae.org/technical/papers/2003-01-0979](http://sae.org/technical/papers/2003-01-0979))
17. LIPPOLP, J. C.; KOTECKI, D. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, pp.88-137 (2005).

18. MARQUES, P. V.; MODENESI, P.J.; BRACERENSE, A. Q. *Soldagem Fundamentos e Tecnologia*. Belo Horizonte: Editora UFMG, pp.233-241, (2005).
19. MODENESI, P. J.; *Introdução à Física do arco Elétrico e sua Aplicação na Soldagem dos Metais*. Universidade Federal de Minas Gerais, pp.61-80, (2004).
20. NORRISH, J.; *Advanced Welding Processes*. Bristol, Philadelphia e New York: Institute of Physics Publishing, pp.133-141, (1992).
21. OLIVEIRA, T.R.; *Effet du niobium et du titane sur la déformation à chaud d'aciers inoxydables ferritiques stabilisés*. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – CDM/École des Mines de Paris, pp.7-34;72-19, (2003).
22. OSTROWSKI, A.; LANGER E. W. *Precipitation of Titanium Carbonitrides in As-Cast 17% Chromium Stainless Steels*. Scandinavian Journal of Metalurgy, No 8, pp.153-160 (1979).
23. PETERSENS, R.; BALINGAL I.; RUNNERSTAM O.; *Selecting shielding gases for welding of stainless steels*. Welding Review International, August, pp.152-158, (1993).
24. RENAUDOT, N.; SANTACREU, P. O.; RAGOT, J.; MOIRON J. L.; COZAN R.; *430LNb - A New Ferritic Welding Wire for Automotive Exhaust Applications*. SAE 2000 World Congress, Detroit, Michigan, March, (2000).
25. RESENDE, A.; *Mapeamento paramétrico da soldagem GMAW com arames de aço inoxidável ferrítico e austenítico*. Tese (Mestrado em Metalurgia) – DEMET Universidade Federal de Minas Gerais, pp. 47-108 (2007).
26. SATO, E.; TANOUE, T. *Present and future trends of materials for automotive exhaust system*. Nippon Steel Technical Report, No.64, pp.13-19,(1995).

27. SCOTTI, A.; CLARK, D. E.; KENNEY, K.; *Mapeamento da Transferência Metálica em MIG com Aço Inoxidável*. XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Setembro, pp.1-10, (1998).
28. SOLOMON, H.D.; *Fundamentals, of Weld Solidification (Metals Handbook)*. ASM International, pp.45-54, (1992).
29. STENBACKA, N.; PERSSON KJELL-ARNE.; *Shielding gases for gas metal arc welding of stainless steels*. Scandinavian Journal of Metalurgy, 16, pp.229-232 (1987).
30. YASUDA, K.; JIMMA, T.; ONZAWA, T.; *Formability of butt welded Stainless Steel Thin Sheet*. Quartely Journal of the Japan Welding Society, Vol.2, No.3, pp. 161-166 (1984)
31. WASHKO, S. D.; GRUBB, J. F.; *The Effect of Niobium and Titanium Dual Stabilization on the Weldability of 11% Chromium Ferritic Stainless Steels*. Proceedings of International Conference on Stainless Steels, Chiba, ISIJ, pp.1061-1068 (1991).
32. WITZ, G.; REVAZ B.; FLÜKIGER, R.; *Heat transfer and Marangoni effect in the electron discharge machining (EDM) process*. Reviews of Modern Physics, Vol. 67, pp.85-112 (1995)