

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DO REVESTIMENTO A BASE DE LIGA DE NÍQUEL EM AÇO  
ESTRUTURAL, EMPREGANDO O METAL DE ADIÇÃO ERNiCrMo-3 ATRAVÉS DA  
SOLDAGEM MIG/MAG**

**Sitonio Gomes de Magalhães**

Fortaleza, Ceará  
Abril de 2008

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DO REVESTIMENTO A BASE DE LIGA DE NÍQUEL EM AÇO  
ESTRUTURAL, EMPREGANDO O METAL DE ADIÇÃO ERNiCrMo-3 ATRAVÉS DA  
SOLDAGEM MIG/MAG**

**Sitonio Gomes de Magalhães**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta

Fortaleza, Ceará  
Abril de 2008



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**SITONIO GOMES DE MAGALHÃES**

**“AVALIAÇÃO DO REVESTIMENTO A BASE DE LIGA DE NÍQUEL EM AÇO  
ESTRUTURAL, EMPREGANDO O METAL DE ADIÇÃO ER NICRMO-3 ATRAVÉS  
DO PROCESSO MIG/MAG”**

A Comissão de Dissertação composta pelos professores Marcelo Ferreira Motta, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Jesualdo Pereira Farias, da Universidade Federal do Ceará e Augusto José de Almeida Buschinelli, da Universidade Federal de Santa Catarina, considera o candidato:

Aprovado com Louvor       Aprovado       Não Aprovado

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 04 de abril de 2008.

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta  
Presidente e Orientador

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias  
Membro

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli  
Membro

A minha mãe, por todo apoio que me deu, mesmo nas horas mais difíceis. Apesar de não estar mais entre nós, sua presença é muito forte em minha vida.

## AGRADECIMENTOS

- A Deus, sempre em primeiro lugar.
- Aos meus pais, Antonio Sá de Magalhães e Maria Ivonete Gomes de Magalhães, que são os maiores responsáveis por todas as minhas conquistas.
- A minha família, que está sempre me apoiando e torcendo pelo sucesso em minhas atividades.
- A minha namorada Neide Pereira de Sousa pela companhia, força e compreensão.
- Ao meu orientador e amigo Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta que sempre me deu apoio necessário e forneceu grandes ensinamentos para a realização deste trabalho.
- Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, pela amizade, auxílio, cobrança e incentivo para o desenvolvimento do trabalho. Assim como o Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias, que é sempre de fundamental importância nos trabalhos realizados no Laboratório de Engenharia de Soldagem – Engesolda.
- Aos amigos M.Sc. Cleiton da Silva Carvalho e Prof. M.Sc. Willys Machado Aguiar pelas valorosas horas de incentivo prestadas.
- A todos os bolsistas e amigos do Engesolda que de forma direta ou indireta ajudaram na realização deste trabalho, alguns gostaria de mencionar: Victor, Assis, Paulo Marcelo, Thiago e Diego.
- A todos do laboratório de caracterização de materiais – Lacam, em especial ao Prof. Dr. Hamilton Gomes de Abreu, ao M.Sc. Flávio Herculano e ao Dr. Serguey Philippov.
- A todos os amigos do curso de pós-graduação em engenharia e ciência de materiais, especialmente a todos os colegas de turmas pelos desafios superados.
- Ao coordenador do curso Prof. Dr. Lindberg Lima Gonçalves por todo empenho prestado, e ao secretário Lucivaldo por ser sempre bem acessível e atencioso.
- E a todos os colegas e amigos que de alguma forma tenham me ajudado a cumprir mais uma grande etapa de minha vida.
- A Capes, a FINEP e ao CENPES/Petrobrás pelos incentivos fornecidos para realização deste trabalho.

## RESUMO

O uso de componentes revestidos por ligas de níquel do sistema Ni-Cr-Mo em equipamentos da indústria do petróleo pode vir a ser mais freqüente, pois os aumentos no índice de acidez naftênica e no peso molecular do petróleo nacional requerem materiais mais resistentes à corrosão, temperatura e pressão. Desta forma, como parte de um estudo sistemático, este trabalho pretende definir faixas operacionais para revestir de forma adequada aço estrutural com o eletrodo ERNiCrMo-3, através da soldagem MIG/MAG, e avaliar características microestruturais e propriedades mecânicas de revestimentos na condição como soldados e envelhecidos. Para atingir o objetivo, foram realizadas soldagens automáticas com utilização de robô industrial, fonte eletrônica e argônio puro como gás de proteção. Para definição das faixas operacionais, as soldagens foram em simples deposição, com avaliação de aspecto superficial, geometria e diluição da solda. Nesta etapa, foi constatado que a solda apresenta alta convexidade em corrente eficaz abaixo de 200 A e a variação da corrente, para o cálculo da energia, influencia de forma mais significativa na convexidade e na diluição da solda, em comparação com a variação da velocidade de soldagem, para o cálculo das mesmas energias. Através dos testes preliminares, foi selecionada a corrente de 290 A em duas energias de soldagem (10 e 14 kJ/cm). O revestimento foi em única camada aplicada em aço ASTM A516 g60 de 12,7 mm de espessura, com sobreposição acima de 40 % e temperatura de interpasse abaixo de 100 °C. A diluição em ambas as energias ficou em torno de 15 %. O envelhecimento foi na temperatura de 600 °C por tempos de 100 e 300 horas. Para caracterização metalúrgica foram utilizados: perfis de microdureza, microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), energia dispersiva de raio X (EDX), difração de raio X, energia de elétrons retro-espalhados (EBSD) e ensaio de arrancamento, segundo norma ASTM A 265-03. Os perfis de microdureza e estruturas observadas foram semelhantes para ambas as energias de soldagem utilizadas. Após envelhecimento foi observado uma descarbonetação da ZAC-GG onde as ferritas passaram a não possuir segundas fases (carbonetos). A estrutura dendrítica do revestimento apresentou microfases do tipo MC e Laves na condição como soldada. Após o envelhecimento, houve formação de carbonetos secundários, dissolução de carbonetos primários e formação de fase  $\gamma''$ . Os perfis de dureza indicaram que na condição como soldada a dureza do revestimento foi de 240 HV e da ZAC-GG de 190 HV, com o envelhecimento a dureza na ZAC-GG caiu para 120 HV, e a do revestimento cresceu para 290 HV em 100 h e 310 HV em 300 h. Na interface foram observadas, somente após o envelhecimento, regiões duras da ordem de 800 HV, devido a grande concentração de carbonetos e envelhecimento da zona parcialmente diluída, com teor elevado de ferro, que

atua na formação de  $\gamma''$ . Apesar das elevadas diferenças de dureza entre o revestimento, metal base e interface não foram identificadas trincas nas análises metalográficas. A carga máxima no ensaio de arrancamento foi superior a da norma (140 MPa) nas condições analisadas. O perfil de penetração dos cordões (tipo taça) favoreceu esse resultado, e o envelhecimento provocou um aumento gradativo de resistência ao cisalhamento.

Palavras chave: ligas de níquel, revestimento, ERNiCrMo-3, MIG/MAG.

## ABSTRACT

The use of nickel alloy cladding components could be more frequently in petroleum industry. The crescent naphthenic corrosion and high molecular weight of national petroleum contribute for needs of materials with more resistance to corrosion, to temperature and to pressure. At this way, how part of systematic study, this work pretends to define operational range for adequate ERNiCrMo-3 weld overlay in structural steel with application of GMAW process, and to evaluate microstructural characteristics and mechanical properties in as welded and aging conditions. To realize the objective, were used an industrial robot, an electronic power source and an argon shielding gas for automated welding. To define the operational range, simple deposit welds and evaluation of superficial aspect, geometry and dilution were conducted. This step indicated that the welds in efficient current below 200 A showed high convexity and the variation of current for the calc of heat input is more significant for convexity and dilution of the weld than the variation of welding speed for the calc of same heat input. It was selected 290 A as welding current in two heat inputs (10 and 14 kJ/cm). The overlay at ASTM A 516 g60 steel was in simple layer, had overlap up to 40 pct between passes and had about 15 pct of dilution at the two heat inputs. The aging temperature employed was 600 °C for times of 100 and 300 hours. To metallurgical characterization was used: microhardness measures, optical microscope, scanning electron microscope, composition variations (EDAX), x-ray diffraction, electron backscatter diffraction and shear tests according ASTM A 265-03 standard specification. The microhardness and structures observed were, approximately, the same for the two heat inputs. Post aging HAZ showed absence of carbides. The dendritic structure had MC and Laves micro-phases in as welded condition and the aging provoked formation of secondary carbides, dissolution of primary carbides and formation of  $\gamma''$ . As welded overlay microhardness was 240 HV and as welded HAZ was 190 HV. Aging HAZ was 120 HV and aging overlay was 290 HV for 100 h and 310 HV for 300 h. Only for aging conditions, were observed hard zones (800 HV) in interface of overlay, due to carbide concentration and aging of partially dilution zone, where the Fe favored the formation of  $\gamma''$ . Despite the hardness differences of overlay, base metal and interface, were identified no cracks in metallographic analyses. The maximum shear strength was above of the specification requirement (140 MPa) in all conditions employed, the penetration shape (like finger) favored this result, and the aging provoked a gradual grow up in shear resistance.

Key words: nickel alloys, overlay, ERNiCrMo-3, GMAW.

## SUMÁRIO

<b>1.</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
1.1.	<i>Posicionamento do problema .....</i>	1
1.2.	<i>Objetivos .....</i>	2
<b>2.</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>3</b>
2.1.	<i>Ligas a base de níquel.....</i>	3
2.1.1.	Características e aplicações .....	4
2.1.2.	Classificação.....	6
2.1.3.	Efeito dos elementos de liga .....	8
2.1.4.	Fases presentes .....	9
2.1.4.1.	Gama, gama' e gama'' .....	10
2.1.4.2.	Carbonetos, boretos e nitretos .....	12
2.1.4.3.	Fases indesejadas .....	14
2.1.5.	Soldabilidade .....	16
2.2.	<i>Revestimento .....</i>	20
2.2.1.	Soldagem de materiais dissimilares.....	21
2.2.2.	Revestimento a base de ligas de níquel.....	22
2.3.	<i>O processo MIG/MAG .....</i>	24
2.4.	<i>As ligas Inconel 625 e 718.....</i>	25
2.5.	<i>A soldagem com eletrodo ERNiCrMo-3.....</i>	27
2.5.1.	Soldagem de revestimento .....	28
<b>3.</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>30</b>
3.1.	<i>Materiais e equipamentos.....</i>	30
3.1.1.	Metais de base e consumíveis de soldagem.....	30
3.1.2.	Equipamentos empregados durante as soldagens.....	31
3.1.3.	Equipamentos empregados para o tratamento térmico e a caracterização do revestimento.....	32
3.2.	<i>Metodologia.....</i>	34
3.2.1.	Etapa 1 - Ensaios exploratórios .....	34
3.2.1.1.	Definição de faixas operacionais.....	34
3.2.1.2.	Estudo da corrente eficaz e da velocidade de soldagem.....	35
3.2.1.3.	Estudo do nível de energia.....	35
3.2.2.	Etapa 2 – Realização e caracterização dos revestimentos .....	36
3.2.2.1.	Confecção e tratamento térmico dos revestimentos.....	36
3.2.2.2.	Caracterização microestrutural .....	37
3.2.2.3.	Propriedades mecânicas (ensaio de arrancamento) .....	39

---

<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>42</b>
4.1.	<i>Etapa 1 - Ensaios exploratórios de soldagem</i> .....	42
4.1.1.	Definição de faixas operacionais .....	42
4.1.2.	Estudo da corrente eficaz e velocidade de soldagem .....	43
4.1.3.	Estudo do nível de energia .....	44
4.2.	<i>Etapa 2 – Realização e caracterização dos revestimentos</i> .....	49
4.2.1.	Aspecto geral dos revestimentos executados .....	49
4.2.2.	Caracterização do revestimento como soldado .....	51
4.2.2.1.	Análise microestrutural .....	51
4.2.2.2.	Perfis de microdureza .....	61
4.2.3.	Caracterização do revestimento com envelhecimento .....	63
4.2.3.1.	Análise microestrutural .....	63
4.2.3.2.	Perfis de microdureza .....	70
4.2.4.	Análise da interface da solda .....	74
4.2.5.	Ensaios de difração de raios-X .....	80
4.2.6.	Avaliação por difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) .....	82
4.2.7.	Propriedades mecânicas pelo ensaio de arrancamento .....	85
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÕES</b> .....	<b>88</b>
<b>6.</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>90</b>
<b>7.</b>	<b>REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>91</b>
<b>8.</b>	<b>ANEXOS</b> .....	<b>95</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Análise em microscópio de transmissão mostrando a morfologia da fase $\gamma'$ em uma liga monocristalina CMSX-4, desenvolvida pela Associação Industrial de Pesquisa Científica de Moscou (Wanderka, 1995). .....	11
Figura 2.2 – Morfologias da fase $\gamma'$ : a) cúbica típica, IN-100, 13625X ; b) estrutura típica em forma de esfera, liga U-500, 5450X; c) alongada, liga 713C (Sims, 1987).....	12
Figura 2.3 – Vários carbonetos precipitados: a) $M_6C$ , $M_{23}C_6$ e $\mu$ em uma liga Hastelloy X (Zhao, 2000); b) filmes finos de carbonetos ao longo do contorno de grão em uma liga inconel 625 exposta ao serviço (Shankar, 2001); c) carbonetos do tipo (Nb, Ti)C no metal de solda ERNiCr-3 (Ramirez, 2004 a); d) nitretos de titânio precipitados no contorno de grão do metal de solda ERNiCrFe-7 (Ramirez, 2004 a).....	13
Figura 2.4 – Microestrutura observada em algumas ligas a base de níquel (Sims, 1987). ...	14
Figura 2.5 – Microscopia eletrônica de varredura em junta de Inconel 718 unidas por difusão a) 910 °C 32MPa por 60min; b) 940 °C 32MPa por 60min (Guoge et al., 2006). .....	15
Figura 2.6 – Morfologias de fases TCP: a) e b) microscopia de transmissão da liga Hastelloy X tratada a 850 °C mostrando fase $\sigma$ e $\mu$ respectivamente (Guoge et al., 2006); c) Fase Laves, indicada por setas, em metal de solda de uma liga Inconel 718 (Ram et al., 2004).....	16
Figura 2.7 – Efeito do superesfriamento constitucional sob os modos de solidificação durante a soldagem: a) planar, b) celular, c) colunar dentrítico, d) equiaxial dentrítico. Kou (2003). .....	17
Figura 2.8 – Variação no gradiente de temperatura, taxa de crescimento e modo de solidificação na solda. (Kou, 2003).....	18
Figura 2.9 – Mapa de soldabilidade ilustrando a região soldável do processo TIG em liga Inconel 718, segundo (Dye, 2001). .....	20
Figura 2.10 – Trincas em tratamentos térmicos pós-soldagem: a) diagrama de fases, b) ciclos térmicos de soldagem e de tratamento térmico, c) curva de precipitação (Kou, 2003).....	20
Figura 2.11 – Metal de adição de aço inoxidável soldado com mistura de gás Ar-6%H <sub>2</sub> de fins experimentais, mostrando uma trinca paralela à linha de fusão (Rowe, 1999).....	22

Figura 2.12 – Efeito do teor de Ni e Mo sobre a resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão (ASM, 1997). .....	23
Figura 2.13 – Modos de transferência metálica: a) curto-circuito, b) globular e c) goticular (Miranda, 2002).....	24
Figura 2.14 – Diagrama TTT da liga 625. (Floreen, 1994). .....	26
Figura 2.15 – Indicação de zona parcialmente diluída com elevada dureza. (Kejelin, 2007).29	
Figura 3.1 – Equipamentos para soldagem: fonte eletrônica multiprocesso, robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem, anteparo para monitoramento do comprimento do arco e sistema de aquisição de dados para receber os sinais da fonte. ....	31
Figura 3.2 – Forno utilizado para tratamento térmico de envelhecimento. ....	32
Figura 3.3 – Equipamentos para análise microestrutural: a) microscópio ótico; b) microdurômetro e c) MEV com EDX e EBSD acoplados. ....	33
Figura 3.4 – Equipamento para análise por difração de raios-X.....	33
Figura 3.5 – Regiões do revestimento analisadas por microdureza. ....	38
Figura 3.6 – Linhas de Kikuchi obtido por EBSD para um ferro Cúbico de Corpo Centrado (CCC).....	39
Figura 3.7 – Desenho esquemático de um ensaio de arrancamento, segundo norma internacional (ASTM, 2003).....	40
Figura 3.8 – Foto do dispositivo fabricado para ensaio de arrancamento e de um corpo de prova ensaiado. ....	41
Figura 4.1 – Geometria da solda realizada com aplicação de corrente pulsada, observa-se uma convexidade excessiva. Corrente eficaz utilizada de 180 A (escala em mm). .....	42
Figura 4.2 – Aspecto superficial de uma solda em simples deposição com elevado aporte térmico (19kJ/cm), observada intensa oxidação superficial (escala em mm).....	43
Figura 4.3 – Gráfico geral do efeito da variação de corrente eficaz e velocidade de soldagem sobre o valor de: a) diluição e b) razão reforço/largura da solda (R/L). ....	44
Figura 4.4 – Aspecto superficial das soldas em simples deposição, seqüência de letras segundo os ensaios propostos na Tabela 3.2 (escala em mm). ....	45
Figura 4.5 – Geometria da solda dos ensaios referenciados na Tabela 4.1 (escala em mm). ....	46

---

Figura 4.6 – Gráfico do efeito da variação de corrente eficaz (tipo I) e velocidade de soldagem (tipo V) sobre o nível de diluição da solda em diferentes energias de soldagem. ....	47
Figura 4.7 – Gráfico do efeito da variação de corrente eficaz (tipo I) e velocidade de soldagem (tipo V) sobre o valor da razão reforço/largura da solda (R/L) em diferentes energias de soldagem. ....	48
Figura 4.8 – Aspecto superficial das soldagens de revestimento realizadas: a) energia de 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm de energia. ....	49
Figura 4.9 – Geometria das soldagens de revestimento realizadas: a) energia de 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm de energia. Em detalhe as regiões a serem realizados perfis de microdureza. ....	50
Figura 4.10 – Diluição obtida nos ensaios realizados segundo a metodologia definida. ....	51
Figura 4.11 – Microscopia ótica da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem de revestimento. Em a) com energia de 10 kJ/cm e b) com 14 kJ/cm. O ataque químico utilizado foi o nital 5%. ....	52
Figura 4.12 – Microscopia eletrônica de varredura da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem de revestimento com energia de 10 kJ/cm. ....	53
Figura 4.13 – Microscopia ótica do metal de solda após a realização do revestimento. Em a) com energia de 10 kJ/cm e b) com 14 kJ/cm. O ataque químico utilizado foi uma mistura de ácidos acético, clorídrico e nítrico na mesma proporção. ....	53
Figura 4.14 – Microscopia eletrônica de varredura do metal de solda após o revestimento com energia de 10 kJ/cm. ....	54
Figura 4.15 – Microscopia eletrônica de varredura do metal de solda após o revestimento com energia de 14 kJ/cm. ....	54
Figura 4.16 – Pequenos precipitados identificados nas amostras sem tratamento térmico de envelhecimento: a) 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm. ....	55
Figura 4.17 – Precipitados em maior detalhe: a) 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm. ....	56
Figura 4.18 – EDX do precipitado ao centro da foto, constatado elevados teores de nióbio e molibdênio. ....	57
Figura 4.19 – Precipitados alinhados em regiões interdendríticas. ....	57
Figura 4.20 – EDX mostrando diferenças nas composições químicas de regiões dendríticas e interdendríticas. Energia de 10 kJ/cm. ....	58

---

Figura 4.21 – Zona interfacial da solda com região do metal de solda mais susceptível ao ataque químico para revelação da estrutura. Energia de 14 kJ/cm. ....	59
Figura 4.22 – EDX mostrando qualitativamente a maior concentração de ferro no metal de solda próximo a interface. ....	60
Figura 4.23 – Gráfico qualitativo para estimar a dimensão da faixa parcialmente diluída na interface da solda para uma região de uma amostra como soldada. ....	61
Figura 4.24 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 10 kJ/cm. ....	62
Figura 4.25 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 14 kJ/cm. ....	62
Figura 4.26 – Microscopia ótica da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem com 10 kJ/cm e envelhecimento a 600 °C. Em a) após 100 h e b) após 300 h. O ataque químico utilizado foi o nital 5 %. ....	63
Figura 4.27 – Microscopia eletrônica de varredura da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem com energia de 10 kJ/cm e envelhecimento a 600°C por 300 h. ....	64
Figura 4.28 – EDX mostrando diferenças nas composições químicas de regiões dendríticas e interdendríticas em uma amostra envelhecida por 300 h. Energia de 10 kJ/cm. ....	65
Figura 4.29 – EDX de um precipitado (centro da foto) de uma amostra envelhecida por 100 h. Energia de 10 kJ/cm. Observa-se a presença de finos precipitados aglomerados em regiões dendríticas. ....	66
Figura 4.30 – EDX do precipitado indicado. ....	67
Figura 4.31 – Pequenas partículas dispersas em regiões dendríticas. Aparentemente fase $\gamma''$ . ....	68
Figura 4.32 – Áreas susceptíveis ao ataque corrosivo observadas em amostras envelhecidas por 300 h. a) Energia de 10 kJ/cm e b) energia de 14 kJ/cm. ....	68
Figura 4.33 – EDX indicando áreas com baixa concentração de molibdênio e nióbio. ....	69
Figura 4.34 – Interface de uma solda envelhecida a 600 °C por 300 h. Energia 10 kJ/cm. ...	70
Figura 4.35 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 10 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 100 h. ....	71
Figura 4.36 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 14 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 100 h. ....	71
Figura 4.37 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 10 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 300 h. ....	72

---

Figura 4.38 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 14 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 300 h. ....	72
Figura 4.39 – Em a), perfil geral de microdureza das amostras analisadas, legenda segundo Tabela 3.3. No caso de b), é indicado, por meio das marcações, como a região de elevada dureza é restrita a zona parcialmente diluída. ....	74
Figura 4.40 – Faixa parcialmente diluída após envelhecimento: a) por 100 h e b) por 300 h. Energia de 10 kJ/cm. ....	75
Figura 4.41 – Interface da solda após polimento em sílica gel. Observada ausência de microtrincas. Em a) e b) 300 h de envelhecimento da amostra com energia de 10 kJ/cm, em c) 300 h de envelhecimento da amostra com energia de 14 kJ/cm e em d) como soldada com energia de 10 kJ/cm. ....	76
Figura 4.42 – Faixa provocada por difusão de carbono e deformação após envelhecimento por 300 h. Energia 10 kJ/cm. Polimento em sílica gel. ....	77
Figura 4.43 – Detalhes de contornos de grão facilmente atacados pelo reagente nas proximidades da interface da solda. ....	77
Figura 4.44 – Precipitados nas cavidades geradas pelo ataque químico na amostra com energia de 14 kJ/cm e envelhecida por 300 h. ....	78
Figura 4.45 – Faixa parcialmente diluída após envelhecimento por 100 h. Ataque Kalling's 2. ....	79
Figura 4.46 – Difractogramas das amostras sem tratamento (ST10 e ST14) e tratadas termicamente por 300 h (E210 e E214). ....	80
Figura 4.47 – Sobreposição de fases nos picos de difração da amostra com energia de 10 kJ/cm e sem tratamento (ST10). ....	82
Figura 4.48 – Mapa de qualidade gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm sem tratamento posterior. ....	83
Figura 4.49 – Mapa de fases gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm sem tratamento posterior. ....	84
Figura 4.50 – Mapa de qualidade gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm envelhecida por 300 h. ....	84
Figura 4.51 – Mapa de fases gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm envelhecida por 300 h. ....	85
Figura 4.52 – Foto da superfície de um corpo de prova ensaiado. ....	86

---

Figura 4.53 – Posição dos ressaltos nas amostras ensaiada no teste de arrancamento. Em a) energia de 10 kJ/cm e b) energia de 14 kJ/cm. Escala em milímetros. ....	86
Figura 4.54 – Gráfico da tensão máxima suportada por cada corpo de prova no ensaio de arrancamento.....	87

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades físicas dos elementos níquel e ferro. ....	4
Tabela 2.2 – Composição química de ligas de níquel comerciais típicas (AWS v3, 1991). ....	7
Tabela 2.3 – Sistemas usuais para ligas de níquel .....	8
Tabela 2.4 – Fases que podem se formar nas ligas de níquel e suas estrutura e fórmula respectivas (ASM v2, 1997). ....	10
Tabela 2.5 – Composição química da liga 625, da liga 718 e do eletrodo ERNiCrMo-3.....	28
Tabela 3.1 – Composição química do metal de base e arame eletrodo segundo o fabricante. ....	30
Tabela 3.2 – Ensaio estipulado com base nas soldagens iniciais.....	36
Tabela 3.3 – Condições dos corpos de prova a serem caracterizados metalurgicamente. ...	37
Tabela 4.1 – Nível de significância dos efeitos na geometria e na diluição por variações de energia pela corrente (tipo I) e velocidade de soldagem (tipo V). ....	47
Tabela 4.2 – Composição química estimada para 15% de diluição da solda. ....	51
Tabela 4.3 – Posição $2\theta$ de fases onde é possível sobreposição com os picos identificados. ....	81
Tabela 4.4 – Tensão máxima suportada por cada amostra no ensaio de arrancamento. Nomenclatura segundo Tabela 3.3. ....	87
Tabela 8.1 – Tabela geral da geometria da solda para os ensaios onde verificou-se o efeito da energia associado a diferentes tipos de cálculo. Nomenclatura e parâmetros segundo Tabela 3.3. ....	95
Tabela 8.2 – Tabela geral da geometria da solda para os ensaios onde verificou-se os efeitos da corrente e da velocidade de soldagem.....	96

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. Posicionamento do problema

A indústria petroquímica brasileira constantemente procura alternativas que reduzam custos e combatam os danos causados pelo crescente índice de acidez naftênica e peso molecular dos hidrocarbonetos encontradas em novas jazidas de petróleo exploradas, requerendo processos mais complexos de refino, maior energia e materiais mais resistentes à corrosão (Perez, 2005). Dentre as diversas alternativas, destaca-se a adequação e ampliação do uso de componentes revestidos por ligas do sistema Ni-Cr-Mo em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos, mais comumente empregados, onde se pretende com isso, aumentar a vida útil dos equipamentos e o reduzir o número de paradas.

Atualmente, uma gama de ligas a base de níquel tem sido desenvolvida e amplia seu espaço de aplicação nas indústrias petroquímica, nuclear e aeroespacial, devido à possibilidade de operarem em condições severas de temperatura e pressão, mantendo adequada resistência à corrosão e ao desgaste. A aplicação de forma apropriada desses materiais, de custo intrinsecamente elevado, pode permitir uma melhor relação custo-benefício, quando se considera a vida útil sob determinada condição de operação. Em virtude dessas propriedades, as superligas de níquel são utilizadas em válvulas, colunas de destilação, tubos de processamento, vasos de pressão, reatores, turbinas e demais aplicações (Sims, 1987; AWS v3, 1991).

A soldabilidade é um fator importante durante o desenvolvimento das ligas em geral, principalmente devido à necessidade de reparos posteriores em equipamentos e partes mecânicas fabricadas com estes materiais. No entanto, algumas das ligas de níquel possuem limitações quanto ao tipo de processo de soldagem e parâmetros utilizados. Em geral, os principais problemas enfrentados durante a soldagem das ligas de níquel são: formação de contorno de grão alinhado no centro da solda, devido a altos gradientes de temperatura, trincas de solidificação, provocadas por baixa ductilidade e tensões térmicas no final do processo de solidificação, microfissuras geradas por fases de baixo ponto de fusão que permanecem não dissolvidas no metal de solda e na zona afetada pelo calor (ZAC) e aparecimento de fases indesejadas resultante dos ciclos térmicos impostos pelo processo (AWS v3, 1991; Dye, 2001; Kou, 2002). Desta forma, é importante que um procedimento adequado de soldagem destas ligas seja desenvolvido, processo e parâmetros de soldagem sejam corretamente selecionados, tratamentos térmicos, antes e após a realização das soldas, sejam rigorosamente executados com o propósito de minimizar ou até mesmo evitar os problemas citados.

O processo de soldagem MIG/MAG é largamente utilizado na fabricação de componentes revestidos em função da boa produtividade, flexibilidade e custo relativamente barato. A qualidade das soldas realizadas com este processo é muito dependente do controle adequado da transferência metálica. Independentemente do tipo de transferência metálica escolhida para operar com o processo (principais: curto-circuito, goticular e goticular projetada), é importante que se estabeleçam no procedimento faixas operacionais estáveis de soldagem. Ou seja, condições que proporcionam um arco rígido, com pouca oscilação, que apresentem reprodutibilidade dos sinais de tensão e corrente e por consequência, que resultem em cordões uniformes e sem descontinuidades.

No entanto, para utilização adequada das ligas de níquel, é de fundamental importância que mais estudos sejam realizados com o intuito de avaliar melhor as potencialidades anunciadas para estes materiais, principalmente devido à escassez de estudos sistemáticos voltados para as características do petróleo nacional e que envolvam soldagem. Neste sentido, um estudo exploratório, proposto neste trabalho, que determine as faixas operacionais com o processo MIG/MAG para estas ligas deve ser realizado, a fim de se garantir a execução de soldagem em condições estáveis para aplicação de revestimento em aço estrutural. Posteriormente, um estudo que avalie características microestruturais e propriedades mecânicas deve também ser feito.

## **1.2. Objetivos**

De uma forma geral os objetivos deste trabalho são:

- Identificar, preliminarmente, pelo aspecto superficial, nível de diluição e geometria da solda MIG/MAG em simples deposição, parâmetros que gerem boa estabilidade e qualidade para aplicação em revestimento de aço baixa liga empregando o metal de adição ERNiCrMo-3, comumente utilizado na união da liga UNS N06625;
- Através de parâmetros estudados preliminarmente, avaliar de forma mais aprofundada as características microestruturais e propriedades mecânicas dos revestimentos com o emprego de diferentes níveis de energia de soldagem e tratamento térmico de envelhecimento, assim produzindo importantes informações para aplicação industrial e para futuros trabalhos.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Ligas a base de níquel

O Níquel é utilizado desde o início da civilização. Análises químicas de artefatos mostram que armas, ferramentas e moedas continham níquel em variadas proporções. No século XVIII, mineradores alemães descobriram que o material branco fundido por eles era muito duro para ser martelado para alguma utilidade e pensaram que o material era amaldiçoado, assim o apelidaram de “Old Nick Copper” ou “Kupfer Nickel”. Nesse período, Cronstedt, trabalhando para o departamento de minas da Suíça, separou e identificou esse elemento químico. A utilização permaneceu muito restrita, pois sua separação era difícil em função da presença de sulfetos nos minérios e pela precariedade dos processos da época. Em função dos avanços tecnológicos, uma série de novas ligas foi desenvolvida, algumas são destacadas pela ASM (ASM v2, 1997):

- Descoberta do Monel em 1905, liga cobre–níquel resistente a atmosferas altamente corrosivas, resistente à água do mar e várias soluções ácidas e alcalinas.
- Desenvolvimento do trabalho de Marsh que levou ao desenvolvimento das ligas Nimonic (Ni-Cr+Ti) utilizadas para resistência a fluência, resistência e estabilidade em alta temperatura.
- Trabalhos de Haynes em ligas binárias Ni-Cr e Co-Cr utilizadas para resistência a oxidação em alta temperatura e desgaste.
- Trabalho de Paul D. Merica, o qual trabalhou com a utilização do níquel em ferro fundido, bronze e aços, assim como descobriu que Al e Ti levam a formação de endurecimento por precipitação nas ligas de níquel.
- Adições de ferro-cromo (70Cr-30Fe) ao níquel para criar as ligas do tipo Inconel, utilizadas por sua resistência mecânica, a oxidação e carburização em alta temperatura.
- Desenvolvimento de trabalhos em 1920 com ligas Ni-Mo, que levaram ao desenvolvimento do Hastelloy, utilizado para resistência a corrosão.
- A introdução de nova família de ligas Fe-Ni-Cr (Incoloy) com teores menores de Ni(20-40)
- Uso da Metalurgia do Pó que levou à introdução das ligas endurecidas por dispersão de óxidos.
- Novas tecnologias de fundição que produziram uma solidificação direcional e desenvolvimento das superligas monocristalinas, utilizadas em paletas de turbinas.

### 2.1.1. Características e aplicações

O níquel possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) até o seu ponto de fusão, sem mudanças alotrópicas. O níquel pode ser ligado a diversos elementos sem formar fases indesejadas. Possui densidade, propriedades mecânicas e propriedades magnéticas próximas ao ferro, conforme Tabela 2.1, no entanto, a metalurgia desses elementos é bastante diferente, visto as estruturas cristalinas dissimilares (AWS v3, 1991).

Tabela 2.1 – Propriedades físicas dos elementos níquel e ferro.

Propriedade	Ferro	Níquel
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7,87	8,89
Ponto de Fusão (°C)	1535	1453
Coef. Exp. Térmica (20 °C) (1/°C)	1,18 x 10 <sup>-5</sup>	1,33 x 10 <sup>-5</sup>
Cond. Térmica (25 °C) (W/mK)	80	92
Resistividade (Ωm)	9,7 x 10 <sup>-8</sup>	7 x 10 <sup>-8</sup>
Módulo de Elasticidade (GPa)	211	204

As ligas de níquel são altamente resistentes à corrosão, e em muitas condições ambientais podem ser superiores aos aços inoxidáveis. Uma das razões é que diversos elementos químicos possuem uma maior solubilidade no níquel que no ferro. Por isso, várias ligas são desenvolvidas, com as mais diversas características (Rebak, 2004). O limite de solubilidade do cromo no níquel é de 35 a 40 %, e é por volta de 20 % para o molibdênio. A adição desses elementos, como, cobre, cromo, molibdênio, ferro e cobalto não têm efeitos adversos a soldabilidade, e em muitos casos podem ser benéficos (AWS v3, 1991).

Uma característica importante é que as ligas de níquel em geral mantêm suas propriedades em temperaturas elevadas, ou até mesmo aumentam sua resistência. Desta forma, essas ligas são utilizadas na indústria petroquímica em fornos de destilação, vasos de pressão e tubos de processamento (Sims, 1987). O fator limitante, que impede o uso dessas ligas em larga escala, é o custo, e são aplicadas normalmente quando outros metais não fornecem as propriedades desejadas. No entanto, quando critérios de custos referentes à vida útil dos materiais são levados em consideração, a utilização das ligas de níquel de forma apropriada pode permitir uma melhor relação custo-benefício (Plant, 2000).

Recentemente, foi desenvolvida a liga 602CA, para aplicações em temperaturas da ordem de 1200 °C, que possui endurecimento por solução sólida e precipitação de carbonetos; com elevada resistência à oxidação promovida por óxido de cromo e alumínio com partículas finas e compactas (Agarwal, 2000 a).

Os contornos dos grãos em altas temperaturas representam pontos fracos na microestrutura e tendem a concentrar tensão. Assim, eliminando-os, é possível aumentar a resistência mecânica. Ligas monocristalinas de superligas a base de níquel são utilizadas em palhetas de turbinas de motores aéreos, e vêm sendo permanentemente melhoradas através de modificações químicas, que aumentam a resistência à corrosão e abrasão, à fadiga térmica e à fadiga mecânica impostas durante a operação. Na verdade, essas ligas ainda são policristalinas com mais de uma fase. São consideradas monocristalinas em função da matriz que é única e dos precipitados da fase  $\gamma'$  estarem bastante coerentes dentro da matriz. (Wanderka, 1995; Durand-Charre, 1997)

Assim como os aços inoxidáveis austeníticos, as ligas de níquel não mudam de fase, o tamanho de grão do metal ou metal de solda não pode ser refinado somente pelo tratamento térmico. O tamanho de grão pode ser reduzido por trabalhos a quente ou a frio como laminação ou forjamento, seguidos de um tratamento térmico de recozimento apropriado (AWS v3, 1991).

Normalmente, a ductilidade dos materiais aumenta com a temperatura, devido ao contínuo amolecimento. No entanto, tem sido reportada em várias ligas, principalmente as austeníticas (estrutura CFC) como as ligas de níquel, uma queda na ductilidade entre 0,5 e 0,7 da temperatura de fusão. Nestas condições a ductilidade passa por um mínimo e novamente volta a se recuperar. Este comportamento muitas vezes resulta em trincas durante o processamento térmico ou soldagem de peças muito restritas, que geram tensões internas. Do ponto de vista mecânico, relativamente pouco se sabe sob o estado sólido dessas trincas, que muitas vezes podem ser catastróficas. No entanto, vários fatores contribuem para o aparecimento e/ou propagação dessas discontinuidades como: impurezas e elementos intersticiais, segregação de elementos, crescimento de grão, precipitação no contorno de grão, orientação do contorno de grão em relação à direção da aplicação da força, tipo de contorno de grão e operações de soldagens multipasses (Ramirez, 2004 a; Collins, 2003; Tancret, 2003).

Além da variação das propriedades mecânicas em função do aumento de temperatura, é importante conhecer como a liga se comporta após período prolongado sob determinada temperatura. Sabe-se que a maioria das ligas de níquel após envelhecimento apresenta uma queda na tenacidade, quando determinadas fases indesejadas precipitam. Desta forma, durante a seleção da liga, o responsável deve estar atento às faixas de temperatura recomendadas.

A soldabilidade é sensível a elementos residuais como: enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto. Estes elementos são praticamente insolúveis no níquel e suas ligas, podendo levar à formação de eutéticos de baixo ponto de fusão e formação de trincas a

quente durante a solidificação da poça de fusão. Todas as ligas de níquel comercialmente importantes possuem limitações para estes elementos, que são difíceis de controlar (AWS v3, 1991).

### 2.1.2. Classificação

Para melhorar as propriedades mecânicas em altas temperaturas, os engenheiros de materiais escolhem vários tipos de mecanismos de aumento de resistência como o endurecimento por solução sólida, endurecimento por precipitação, endurecimento por dispersão de óxido e/ou endurecimento por carbonetos (Henderson et al., 2006; Agarwal, 2000 a). Dessa forma, de acordo com as características de fabricação das ligas, podem-se classificar as superligas de níquel em (AWS v3, 1991):

- Endurecidas por solução sólida: adições de alumínio, cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio contribuem para o aumento de resistência da matriz  $\gamma$  através de solução sólida. Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e da forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais;
- Endurecidas por precipitação: são reforçadas por um controle de temperatura, que resulta na precipitação de uma segunda fase conhecida como  $\gamma'$ . Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência. Algumas ligas fundidas já apresentam essa fase após a solidificação;
- Ligas fundidas: projetadas especificamente para o processo de fundição, podem apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Porém, como geralmente possuem significativa quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal fundido, apresentam problemas de soldabilidade e normalmente não são soldadas por processo com arco elétrico;
- Endurecidas por dispersão de óxido: podem ser enrijecidas a níveis elevados através da dispersão de partículas de finos óxidos refratários ( $\text{ThO}_2$ ) pela matriz. Isto é feito pelas técnicas de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de enfraquecer o metal de solda pela aglomeração das partículas de óxido.

Essa classificação e as ligas que as compõe, com suas respectivas composições químicas, são mostradas na Tabela 2.2 (AWS v3, 1991).

Tabela 2.2 – Composição química de ligas de níquel comerciais típicas (AWS v3, 1991).

Ligas <sup>a</sup>	N <sup>o</sup> UNS	Composição, peso %														
		Ni <sup>b</sup>	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb <sup>c</sup>	Mn	Si	W	B	Outros
<b>Níquel puro comercial</b>																
200	N02200	99.5	0.08	-	-	0.2	-	0.1	-	-	-	0.2	0.2	-	-	-
201	N02201	99.5	0.01	-	-	0.2	-	0.1	-	-	-	0.2	0.2	-	-	-
<b>Ligas endurecidas por solução sólida</b>																
400	N04400	66.5	0.2	-	-	1.2	-	31.5	-	-	-	1	0.2	-	-	-
X	N06002	47	0.10	22	9	18	1.5	-	-	-	-	1	1	0.6	-	-
NICR80	N06003	76	0.1	20	-	1	-	-	-	-	-	2	1	-	-	-
NICR60	N06004	57	0.1	16	-	BAL.	-	-	-	-	-	1	1	-	-	-
IN102	N06102	68	0.06	15	3	7	-	-	0.4	0.6	3	-	-	3	0.005	0.03Zr,0.02Mg
600	N06600	76	0.08	15.5	-	8	-	0.2	-	-	-	0.5	0.5	-	-	-
617	N06617	52	0.07	22	9	1.5	12.5	-	1.2	0.3	-	0.5	0.5	-	-	-
625	N06625	61	0.05	21.5	9	2.5	-	-	0.2	0.2	3.6	0.2	0.2	-	-	-
686	N06686	58	0.005	20.5	16.3	1.5	-	-	-	-	-	-	-	3.8	-	-
690	N06690	60	0.02	30	-	9	-	-	-	-	-	0.5 <sup>d</sup>	0.5 <sup>d</sup>	-	-	-
825	N08825	42	0.03	21.5	3	30	-	2.25	0.1	0.9	-	0.5	0.25	-	-	-
C-276	N10276	57	0.01 <sup>d</sup>	15.5	16	5	2.5 <sup>d</sup>	-	-	0.7 <sup>d</sup>	-	1 <sup>d</sup>	0.08 <sup>d</sup>	4	-	0.35V <sup>d</sup>
C-22	N06022	56	0.010 <sup>d</sup>	22	13	3	2.5 <sup>d</sup>	-	-	-	-	0.5 <sup>d</sup>	0.08 <sup>d</sup>	3	-	0.35V <sup>d</sup>
G-30	N06030	43	0.03 <sup>d</sup>	30	5.5	15	5 <sup>d</sup>	2	-	-	1.5 <sup>d</sup>	1.5 <sup>d</sup>	1 <sup>d</sup>	2.5	-	-
<b>Ligas endurecidas por precipitação</b>																
Waspalloy	N07001	58	0.08	19.5	4	-	13.5	-	1.3	3	-	-	-	-	0.006	0.06Zr
R-41	N07041	55	0.10	19	10	1	10	-	1.5	3	-	0.05	0.1	-	0.005	-
718	N07718	52.5	0.04	19	3	18.5	-	-	0.5	0.9	5.1	0.2	0.2	-	-	-
706	N09706	41.5	0.03	16	-	40	-	-	0.2	1.8	2.9	0.2	0.2	-	-	-
901	N09901	42.5	0.05	12.5	-	36	6	-	0.2	2.8	-	0.1	0.1	-	0.015	-
<b>Ligas endurecidas por dispersão de óxidos</b>																
TD Nickel	N03260	98	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2 Th O <sub>2</sub>
TD NICR	N07754	78	-	20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2 Th O <sub>2</sub>
<b>Ligas fundidas</b>																
HW	N08001	60	0.5	12	-	25	-	-	-	-	-	2.0	2.5	-	-	-
HX	N06006	66	0.5	17	-	15	-	-	-	-	-	2.0	2.5	-	-	-
CY-40	N06040	72	0.4 <sup>d</sup>	16	-	11 <sup>d</sup>	-	-	-	-	-	1.5	3.0	-	-	-
CZ-100	N02100	95	1.0 <sup>d</sup>	-	-	3 <sup>d</sup>	-	1.25 <sup>d</sup>	-	-	-	1.5	2.0	-	-	-
M-35-1	N24135	68	0.35 <sup>d</sup>	-	-	3.5 <sup>d</sup>	-	30	-	-	-	1.5	1.25	-	-	-

- Algumas dessas ligas possuem nomes registrados, podendo possuir composições similares com outras designações.
- Incluída pequena quantidade de cobalto, se não for especificado.
- Incluído tântalo (Nb+Ta)
- Valor Máximo

Outra forma usual de classificação das superligas de níquel é quanto aos principais elementos que estão presentes, com propriedades e aplicações específicas, essas ligas são subdivididas segundo a Tabela 2.3 (Agarwal, 2000 b).

Tabela 2.3 – Sistemas usuais para ligas de níquel

Sistema da liga	Algumas das principais ligas do sistema
• Ni	• Níquel puro comercial, ligas 200/201
• Ni-Cu	• 400, K-500
• Ni-Mo	• B, B-2, B-3, B-4, B-10
• Ni-Si	• Ligas Ni-Si para fundição, liga SX, Lewmet, D-205
• Ni-Fe	• Invar
• Ni-Cr-Fe	• 600, 601, 800, 800H, 800HT, 690
• Ni-Cr-Fe-Mo-Cu	• 825, G, G-3, G-30
• Ni-Cr-Mo	• 625, C-276, C-4, 22, 686, C-2000, Mat 21, 59
• Ligas de alta temperatura	• 602CA, 45TM, 230, 625, X, 160, 214, 718, 617, 690, séries Nimonic e Udimet

### 2.1.3. Efeito dos elementos de liga

Diversos elementos são utilizados na composição das superligas a base de níquel, e torna-se importante conhecer os efeitos de cada um nas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e soldabilidade. Desta forma, os principais elementos que compõem as superligas e efeitos estão listados:

- Alumínio: além de favorecer a resistência a corrosão, pela formação de óxidos de  $Al_2O_3$ , aumenta a resistência nas ligas em que predominam a precipitação da fase  $\gamma'$ .
- Carbono: precipita nos contornos de grão e limita o deslizamento, favorecendo um aumento de resistência, no entanto deve ser mantido em teores baixos para evitar a formação de filmes, que são prejudiciais à resistência em temperaturas elevadas. O boro tem efeito similar (Tancret, 2003).
- Cromo: principal efeito é o aumento da resistência à corrosão, porém também melhora as propriedades mecânicas da matriz pelo endurecimento por solução sólida. Teores inferiores a 20 % normalmente não contribuem efetivamente para o aumento da resistência à corrosão das superligas de níquel em altas temperaturas. Somente acima deste teor a camada passivante de  $Cr_2O_3$  adquire a espessura, a aderência, a densidade e a consistência necessárias para impedir o avanço dos átomos de oxigênio em difusão (Tancret, 2003).

- Ferro: aumenta a solubilidade do Carbono no Níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas. É utilizado também para reduzir custos, visto que o componente ferro-cromo é uma fonte mais acessível de cromo (Tancret, 2003).
- Manganês: possui afinidade com o enxofre, sendo um importante controlador dos efeitos nocivos da segregação de compostos sulfurados (Ramirez, 2004 b).
- Molibdênio: aumenta a resistência às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão e à alta temperatura.
- Nióbio: Controla a segregação durante as reações finais de solidificação. Forma a fase  $\gamma''$ , alguns tipos de carbonetos e promove mudanças nos contornos de grão. (Dupont, 2003; Ramirez, 2004 b; AWS v3, 1991)
- Silício: Nas ligas comerciais é mantido em teores abaixo de 0,4%, por problemas de soldabilidade, e quando presente tem efeito desoxidante (Tancret, 2003).
- Titânio: efeito similar ao alumínio na formação de precipitados, quando estes dois elementos estão presentes é necessário um ajuste em suas composições para melhorar a interface  $\gamma / \gamma'$  (Tancret, 2003). Também está presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade (AWS v3, 1991).
- Tungstênio: Induz aumento de resistência por solução sólida na matriz  $\gamma$  e nos precipitados  $\gamma'$  (Tancret, 2003).

#### 2.1.4. Fases presentes

Além da matriz de níquel (fase  $\gamma$ ), quando os compostos tornam-se insolúveis em função de algum ciclo térmico ou excesso na fração dos elementos químicos, diversas fases novas podem precipitar. A fase  $\gamma'$ , gerada a partir da precipitação do alumínio e titânio, com a mesma estrutura da matriz e bastante coerente, é a principal fase necessária para o aumento de resistência das ligas modernas. Nas ligas que contém nióbio, forma-se uma outra fase, com estrutura tetragonal de corpo centrado, conhecida como  $\gamma''$ , que também é responsável pelo endurecimento por precipitação. É comum a precipitação de diversos tipos de carbonetos e boretos, com diversas composições possíveis. Esses carbonetos podem precipitar tanto no contorno de grão, como internamente a matriz, agindo benéficamente ou maleficamente para as propriedades mecânicas. Nitretos também podem ser encontrados, devido às funções metalúrgicas de alguns elementos químicos. Existem fases que são normalmente indesejadas do ponto de vista metalúrgico, pois agem como concentradores de tensão, por serem bastante duras e possuírem formatos de placas finas ou agulhas. Fazem parte desse grupo as fases  $\eta$ ,  $\delta$ ,  $\mu$ ,  $\sigma$  e Laves que são formadas dependendo da liga

e de ciclos térmicos específicos. A Tabela 2.4 apresenta um resumo das estruturas e elementos químicos que formam cada uma das fases citadas.

Tabela 2.4 – Fases que podem se formar nas ligas de níquel e suas estrutura e fórmula respectivas (ASM v2, 1997).

Fase	Estrutura	Fórmula
$\gamma'$	CFC	$Ni_3(Al,Ti)$
$\gamma''$	TCC	$Ni_3Nb$
MC	Cúbica	(Ti, Ta, Nb, Hf, Th ou Zr) C
$M_6C$	CFC	$Fe_3(Mo, W, Nb)_3C$ , $Fe_4W_2C$ , $Nb_3Co_3C$ , $Ta_3Co_3C$
$M_7C_3$	Hexagonal	$Cr_7C_3$
$M_{23}C_6$	CFC	$(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$
$M_3B_2$	Tetragonal	$(Nb, Mo, Ti, Cr, Ni, Fe, Ta, V)_3B_2$
MN	Cúbica	$(Ti, Nb, Zr)N$
$\eta$	HC	$Ni_3Ti$
$\delta$	Ortorrômbica	$Ni_3Nb$
$\mu$	Romboédrica	$(Fe, Co)_7(Mo,W)_6$
Laves	Hexagonal	$(Fe, Ni)_2(Nb, Ti, Mo)$ , $Co_2(Ti, Ta)$
$\sigma$	Tetragonal	$FeCr$ , $FeCrMo$ , $CrFeMoNi$ , $CrCo$ , $CrNiMo$

#### 2.1.4.1. Gama, gama' e gama''

As ligas a base de níquel têm uma matriz (gama) com estrutura cúbica de face centrada. Para aumentar a resistência destas ligas, são adicionados elementos como W, Mo e Cr, que promovem o aumento da dureza por solução sólida. Acima de 65% da temperatura de fusão, faixa de temperatura em que acontece a fluência, o endurecimento é dependente da difusão. A velocidade baixa de difusão dos elementos Mo e W é benéfica, pois promovem o aumento da dureza, além da diminuição da taxa de fluência da matriz  $\gamma$  em altas temperaturas. (Smith, 1993).

Por outro lado, a adição de alumínio e de titânio nas superligas de níquel tem uma função diferente: esses elementos se combinam com o níquel para formar a fase  $\gamma'$  ( $Ni_3(Al,Ti)$ ), que é responsável pelo endurecimento das superligas, de modo semelhante ao que ocorre nas ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, porém sendo muito mais estável do ponto de vista termodinâmico, o que favorece a manutenção da elevada resistência mecânica, mesmo em altas temperaturas. Sendo assim, a resistência mecânica das superligas de níquel é fortemente influenciada pelas características das partículas de fase  $\gamma'$ , como sua quantidade, tamanho médio, formato e distribuição, uma vez que essas

partículas, coerentes com a matriz, induzem o aparecimento de distorções no reticulado da mesma, as quais estão associadas a tensões elásticas, que dificultam o movimento de discordâncias. Superligas modernas são caracterizadas por uma fração volumétrica alta desses precipitados. A Figura 2.1 é uma micrografia de um material monocristalino (Wanderka, 1995).



Figura 2.1 – Análise em microscópio de transmissão mostrando a morfologia da fase  $\gamma'$  em uma liga monocristalina CMSX-4, desenvolvida pela Associação Industrial de Pesquisa Científica de Moscou (Wanderka, 1995).

A fase  $\gamma$  diminui a resistência com o aumento de temperatura, no entanto,  $\gamma'$  endurece até cerca de 900°C, e então amolece. Dependendo da fração volumétrica do precipitado  $\gamma'$ , esta competição entre as fases gera um efeito particular de pico no gráfico de limite de escoamento versus temperatura (Tancret apud. Beardmore, 2003).

O desarranjo entre  $\gamma/\gamma'$  determina a morfologia de  $\gamma'$ . Um desarranjo na ordem de (0,05%) faz com que  $\gamma'$  tenha a forma esférica, um aumento deste desarranjo leva a formação de  $\gamma'$  na forma de cubos com interface  $\{100\}$  e um desarranjo acima de 1,25% faz com que  $\gamma'$  ocorra como placa semicoerente (Sims, 1987; Smith, 1993; ASM v9, 2004). A Figura 2.2 mostra algumas morfologias encontradas para a fase  $\gamma'$  em ligas de níquel.

A fase  $\gamma''$  é encontrada principalmente em ligas Ni-Fe que contém nióbio, onde o ferro atua como um catalisador para formação da fase  $\gamma''$ , que é uma fase metaestável de estrutura tetragonal de corpo centrada (ASM v9, 2004). Com o desenvolvimento da liga Inconel 718, esta fase passou a ter maior importância.

A fase  $\gamma''$  possui uma morfologia de disco e precipita com uma relação bem definida com a matriz austenítica: direções  $\langle 001 \rangle_{\gamma''} \parallel \langle 001 \rangle_{\gamma}$  e planos  $\{100\}_{\gamma''} \parallel \{100\}_{\gamma}$ . O

endurecimento é obtido pela deformação coerente produzida pelo baixo grau de desarranjo do reticulado  $\gamma/\gamma''$ . Embora as fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  estejam presentes no Inconel 718 após envelhecimento, a quantidade de  $\gamma'$  é muito menor, desta forma  $\gamma''$  é o principal agente endurecedor. Outras ligas endurecidas pela fase  $\gamma''$  são Inconel 706 e Udimet 630 (ASM v9, 2004).

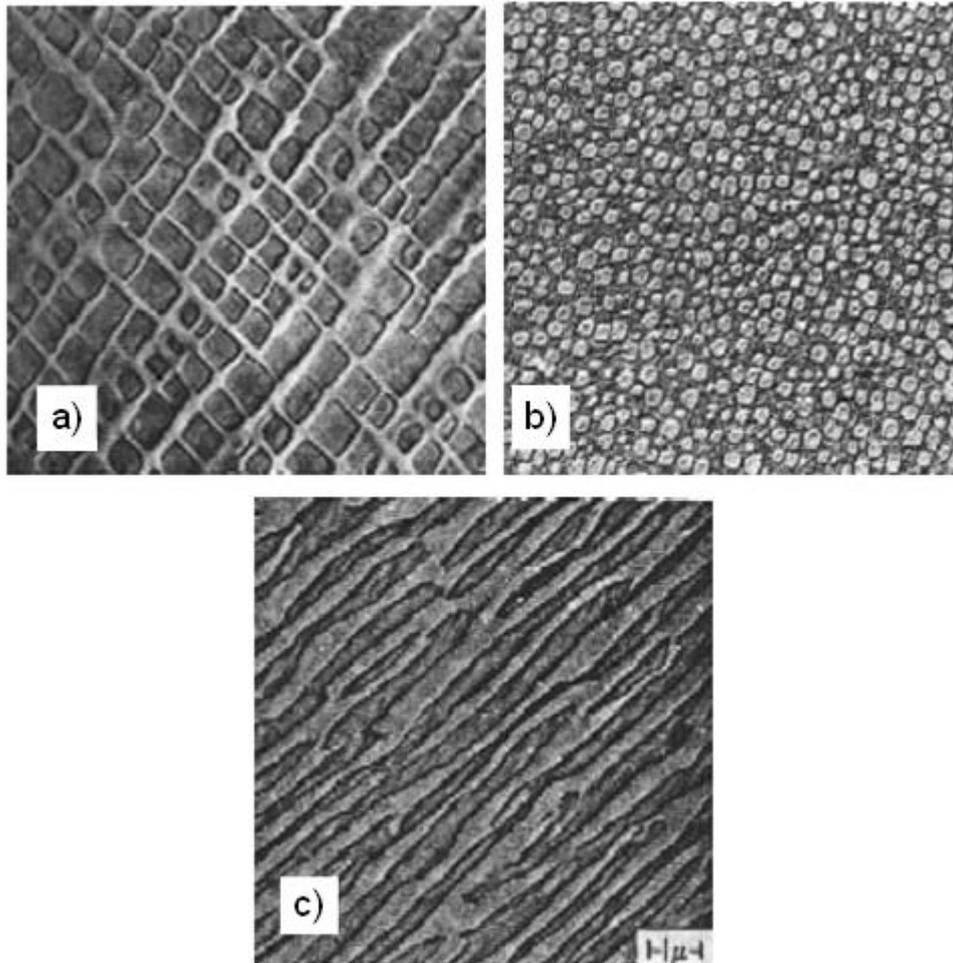


Figura 2.2 – Morfologias da fase  $\gamma'$ : a) cúbica típica, IN-100, 13625X ; b) estrutura típica em forma de esfera, liga U-500, 5450X; c) alongada, liga 713C (Sims, 1987).

#### 2.1.4.2. Carbonetos, boretos e nitretos

Os carbonetos mais frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os MC,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$  (onde M é um elemento ou elementos metálicos formadores de carbonetos), podem ser visualizados nas Figuras 2.3 e 2.4. MC é usualmente largo e em forma de bloco. Os carbonetos MC são compostos estáveis que se formam usualmente durante a solidificação, ocorrem como partículas discretas, distribuídos heterogeneamente pela matriz. Pouca ou nenhuma orientação com a matriz têm sido observada. Os MC são as

principais fontes de carbono para serem usados pela liga durante tratamentos térmicos e serviço (Sims, 1987).

Carbonetos do tipo  $M_6C$  se formam em temperaturas mais elevadas, da ordem de 815 a 980 °C. Esses carbonetos controlam o tamanho de grão e a precipitação em placas de Widmanstätten, assim possuem uma função ímpar no controle da ductilidade e ruptura. São carbonetos de estrutura semelhante aos do tipo  $M_{23}C_6$ , mas geralmente aparecem quando os teores de elementos refratários são elevados, como o molibdênio ou o tungstênio (ASM v2, 1997).

Carbonetos  $Cr_7C_3$  são encontrados como partículas volumosas de formato irregular em ligas com baixos teores de cromo e baixos teores de elementos reativos e refratários. Em geral, não são muito estáveis em superligas mais complexas, nas quais se formam carbonetos  $M_7C_3$  que durante o envelhecimento se transformam em carbonetos  $M_{23}C_6$ .

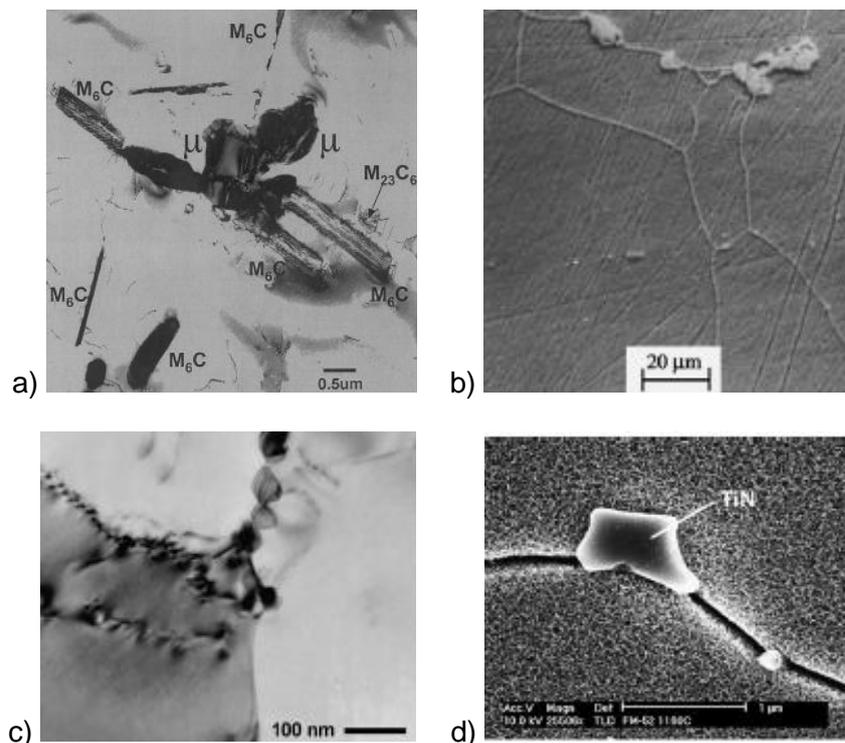


Figura 2.3 – Vários carbonetos precipitados: a)  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  e  $\mu$  em uma liga Hastelloy X (Zhao, 2000); b) filmes finos de carbonetos ao longo do contorno de grão em uma liga inconel 625 exposta ao serviço (Shankar, 2001); c) carbonetos do tipo (Nb, Ti)C no metal de solda ERNiCr-3 (Ramirez, 2004 a); d) nitretos de titânio precipitados no contorno de grão do metal de solda ERNiCrFe-7 (Ramirez, 2004 a).

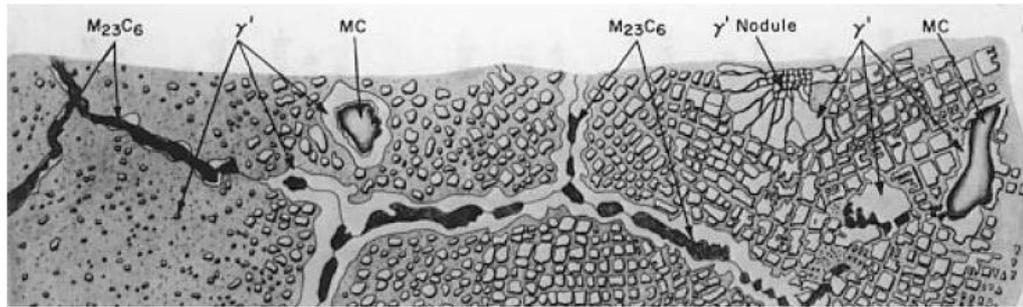


Figura 2.4 – Microestrutura observada em algumas ligas a base de níquel (Sims, 1987).

Carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  são encontrados em grande quantidade nas superligas que apresentam elevados teores de cromo. Estes carbonetos se formam durante serviço ou tratamento térmico em baixas temperaturas (760 a 980 °C), tanto a partir da degeneração dos carbonetos MC, quanto do carbono solúvel residual existente na matriz da liga. O carboneto  $M_{23}C_6$  tem influência na determinação das propriedades mecânicas, onde partículas discretas ao longo do contorno de grão melhoram a resistência à ruptura. Embora geralmente presentes nos contornos de grãos, esses carbonetos podem ser encontrados também ao longo dos contornos de maclas, de falhas de empilhamento e nas extremidades de maclas (ASM v2, 1997).

Altos teores de cromo, titânio e alumínio favorecem a formação de carbonetos  $M_{23}C_6$ , ao passo que elevados teores de molibdênio e tungstênio tendem a formar  $M_6C$ , enquanto altos teores de nióbio e tântalo favorecem a formação de MC.

Boro geralmente não excede 50-500 ppm nas superligas. É um ingrediente essencial que vai para os contornos de grão e bloqueia o desprendimento entre os grãos durante a ruptura em fluência. Boretos são partículas refratárias duras que possuem forma variando de blocos à aparência de meia-lua (Sims, 1987).

Os nitretos estão presentes em virtude de elementos, principalmente o titânio, que reduzem a possibilidade de aparecimentos de poros durante a soldagem ou fundição da liga.

#### 2.1.4.3. Fases indesejadas

Durante a soldagem, tratamentos térmicos ou operação em serviço podem surgir fases indesejáveis nas superligas que, geralmente, comprometem as propriedades mecânicas do material. Entre estas, podem ser mencionadas as fases  $\delta$ ,  $\eta$  e as de arranjo topologicamente fechado, conhecidas como fases TCP (do inglês “Topologically Close-Packed Phases”). Dentre as estruturas TCP, as fases  $\sigma$ ,  $\mu$  e Laves são as principais fases encontradas nas ligas de níquel.

A fase  $\eta$  possui uma estrutura cristalina hexagonal com composição  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ . Esta fase pode-se formar em ligas a base de níquel, especialmente em graus com alta razão Ti/Al e que tenham sido expostas à alta temperatura. A fase  $\eta$  não solubiliza outros elementos e cresce rapidamente, formando grandes partículas, maiores do que  $\gamma'$ , embora sua precipitação seja lenta. Duas formas da fase  $\eta$  podem ser encontradas: a primeira surge em contorno de grão como um constituinte celular similar à perlita, alternando lamelas de  $\gamma$  e  $\eta$ . A segunda surge intragranularmente e possui morfologia similar às placas na forma de agulhas de Widmanstätten. A forma celular prejudica a tenacidade e a ductilidade em alta temperatura, já o padrão tipo Widmanstätten afeta a tenacidade, mas não a ductilidade em alta temperatura (ASM v9, 2004).

Ligas contendo nióbio como a Inconel 625 e 718 são susceptíveis a formação da fase  $\delta$  quando expostas em elevadas temperaturas por longos períodos de tempo. A precipitação controlada de fase  $\delta$  pode ter um efeito benéfico, impedindo a propagação de trincas, no entanto, quando há formação em grande quantidade e com elevado crescimento dessas partículas, a resistência é comprometida (Guoge et al., 2006).

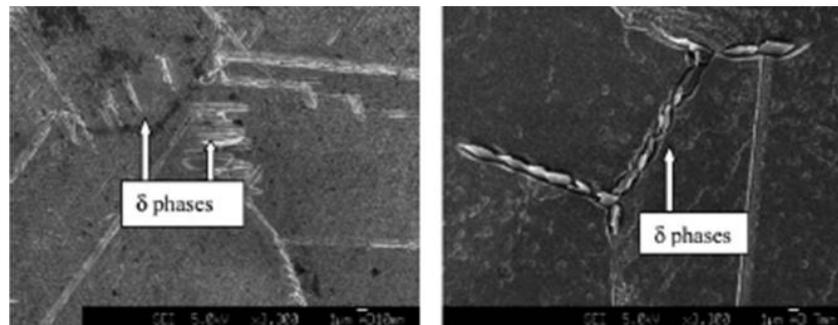


Figura 2.5 – Microscopia eletrônica de varredura em junta de Inconel 718 unidas por difusão a) 910 °C 32MPa por 60min; b) 940 °C 32MPa por 60min (Guoge et al., 2006).

As fases TCP,  $\sigma$ ,  $\mu$  e Laves apresentam um efeito específico e nocivo nas propriedades das superligas de níquel. Suas morfologias em forma de plaquetas constituem uma fonte preferencial de iniciação e propagação de trincas, levando à fratura frágil em baixa e alta temperatura, do mesmo modo que ocorre em aços inoxidáveis. Causam também efeito na resistência à ruptura em alta temperatura, pois estas fases contêm elevados teores de metais extraídos da matriz gama, como o molibdênio e o tungstênio, que são essenciais para o endurecimento da liga (Sims, 1987).

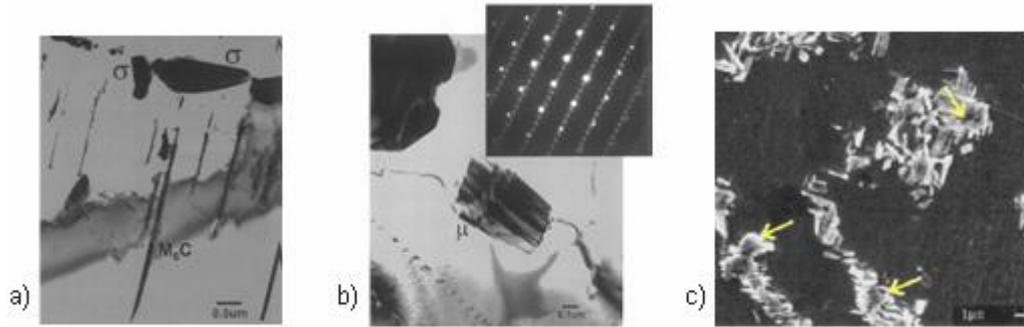


Figura 2.6 – Morfologias de fases TCP: a) e b) microscopia de transmissão da liga Hastelloy X tratada a 850 °C mostrando fase  $\sigma$  e  $\mu$  respectivamente (Guoge et al., 2006); c) Fase Laves, indicada por setas, em metal de solda de uma liga Inconel 718 (Ram et al., 2004).

### 2.1.5. Soldabilidade

A soldabilidade pode ser entendida como a capacidade do material ser unido sobre determinadas condições de fabricação e adquirir performance adequada ao serviço, promovendo resistência para sua aplicação e com um número limitado de imperfeições. A capacidade inerente (resistência mecânica em temperaturas elevadas) das ligas de níquel costuma interagir de modo degradante com tensões térmicas geradas pela fonte de calor e restrições da peça durante o processo de soldagem. Mudanças micro-estruturais na solda, como crescimento de grão na ZAC e precipitação durante o resfriamento, podem levar a significativa alteração nas propriedades.

De modo a entender melhor as mudanças micro-estruturais e não homogeneidade química do metal de solda, alguns conceitos básicos de solidificação serão relacionados a seguir.

- Solidificação da poça de fusão:

A teoria do superesfriamento constitucional de Chalmer tem como base o aspecto termodinâmico e descreve de forma simplificada os modos de solidificação. A diferença de temperaturas  $\Delta T$  em uma região de solidificação em equilíbrio se dá entre as temperaturas das linhas liquidus e solidus do diagrama de fases de uma determinada concentração da liga. A espessura dessa região no estado estacionário é a razão entre a difusibilidade do soluto no líquido e a taxa de crescimento do sólido ( $D_L/R$ ). Assim, a reta tangente na distribuição de temperatura da interface sólido-líquido é  $\Delta T/(D_L/R)$ , e para que ocorra crescimento planar, o gradiente de temperatura deve ser maior que esse valor Figura 2.7a. Quando é menor, têm-se o superesfriamento constitucional. A Figura 2.7 mostra como o modo de solidificação passa de planar para celular, para colunar dendrítico e finalmente para equiaxial dendrítico com o aumento do grau do superesfriamento constitucional. (Kou, 2002)

Os elementos de liga tendem a segregar entre as células ou braços dendríticos quando a concentração do líquido ( $C_l$ ) é maior que a do sólido ( $C_s$ ) no diagrama de fases, ou seja, quando o fator de partição ( $K = C_s/C_l$ )  $\ll 1$ . Nestas condições, considerando nenhuma difusão no estado sólido e completa difusão no estado líquido, para não haver micro-segregação, deve-se respeitar a condição:  $D_L t \gg l^2$ , onde  $t$  é o tempo em que ocorre difusão e  $l$  o espaçamento interdendrítico.

Flutuações térmicas produzem diferenças na taxa de crescimento do sólido, quando a taxa aumenta subitamente, uma quantidade extra de soluto é rejeitada para interface sólido-líquido, e como consequência o material solidificado logo após terá maior concentração, com efeito oposto caso a taxa diminua, esse fenômeno é conhecido como bandas de solidificação.

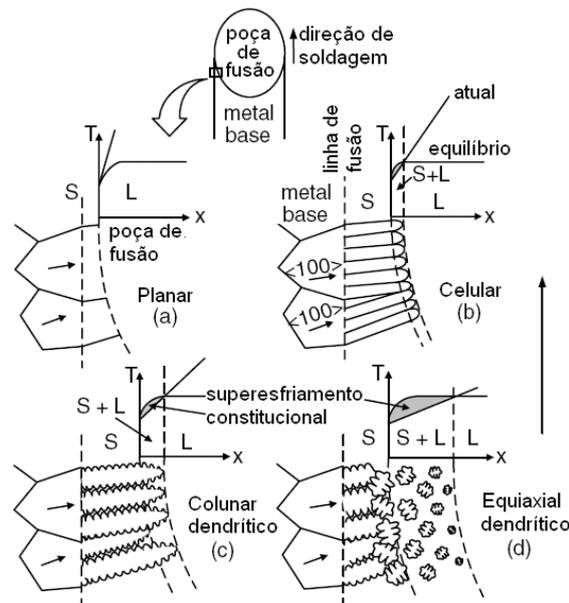


Figura 2.7 – Efeito do superesfriamento constitucional sob os modos de solidificação durante a soldagem: a) planar, b) celular, c) colunar dendrítico, d) equiaxial dendrítico. Kou (2003).

- Crescimento competitivo:

Materiais com estrutura CFC e CCC possuem a direção  $\langle 100 \rangle$  como caminho preferencial de crescimento. Quando as estruturas dos metais de solda e de base são similares, ocorre o crescimento epitaxial, onde as células ou dendritas tendem a nuclear e seguir a direção cristalográfica dos grãos do metal base. Durante a solidificação, os grãos tendem a crescer perpendicularmente ao contorno da poça de fusão e seguindo direções cristalinhas preferenciais. Assim dendritas colunares e células, cuja a direção preferencial  $\langle 100 \rangle$  é perpendicular ao contorno da poça de fusão, irão crescer mais facilmente, gerando

assim um crescimento competitivo. O formato da poça de fusão afeta a microestrutura resultante, em velocidades baixas de soldagem (menores que a velocidade de solidificação) a forma da poça tende a ser elíptica e para velocidades de soldagem maiores tenderá a apresentar o formato de gota. Na linha de centro da solda pode-se aproximar a taxa de resfriamento pela velocidade de soldagem, na linha de fusão essa taxa é aproximadamente nula e o gradiente de temperatura é menor no centro da solda, isso pode favorecer o crescimento em diferentes modos de solidificação, conforme ilustrado na Figura 2.8 (Kou, 2003).

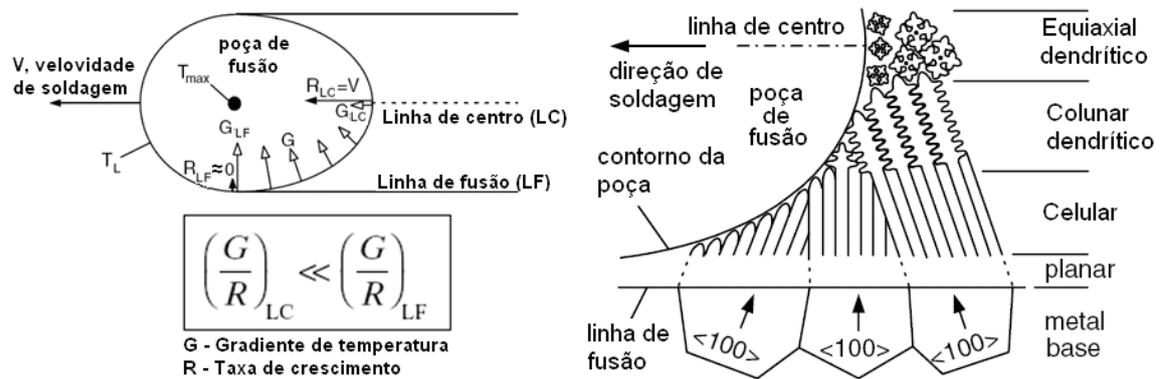


Figura 2.8 – Variação no gradiente de temperatura, taxa de crescimento e modo de solidificação na solda. (Kou, 2003).

- Trincas a quente:

Trincas a quente relacionadas com solda normalmente ocorrem ao longo dos contornos de grão. Esses fenômenos relacionados com o contorno de grão incluem trincas de solidificação, microfissuras no metal de solda e na ZAC ocasionada por compostos de baixo ponto de fusão, trincas de pós-aquecimento para alívio de tensões, trincas de envelhecimento e trincas por queda de ductilidade. Infelizmente, os materiais mais propensos a estes fenômenos são aqueles vitais para a infra-estrutura e desenvolvimento nacional, quais sejam, ligas de alumínio, ligas de níquel e aços inoxidáveis (Nelson, 2000).

O fluxo de líquido entre as dendritas pode compensar a contração durante a solidificação e alguma deformação induzida, pois restringe as tensões a valores mais baixos. No entanto, quando a fração de sólido aproxima-se da unidade, o fluxo de líquido interdendrítico não age mais na redução das tensões, podendo atuar como iniciadores de trincas. Sabe-se que a susceptibilidade a trinca é fortemente dependente do intervalo de solidificação, visto que ligas eutéticas apresentam pouca tendência à ocorrência de trincas de solidificação (Dye, 2001).

As trincas de solidificação ocorrem ao final do processo de solidificação, e estão relacionadas com filmes líquidos remanescentes, quando o modo de solidificação favorece o transporte de compostos de menor ponto de fusão para o centro da solda as trincas tornam-se ainda mais críticas. No caso de uma solidificação dendrítica é constatado que as regiões entre os braços dendríticos retêm líquido e o transporte de elementos de menor ponto de fusão para o centro da solda é reduzido, assim com o uso de baixas energias de soldagem a geração de estruturas dendríticas diminui o risco de trincas de solidificação (Dye, 2001).

Quando a geometria da poça de fusão favorece a formação de contornos de grão longos e alinhados ao centro da solda, isso torna a resistência do metal de solda menor, em virtude de gerar um caminho fácil para propagação de trincas.

Compostos de baixo ponto de fusão também podem estar ao redor de segundas fases e em função de ciclos térmicos que gerem tempo insuficiente para que determinados elementos se difundam na matriz, microfissuras podem se originar no metal de solda e na ZAC.

Um dos principais procedimentos para uma soldagem com liga de níquel bem sucedida é a limpeza adequada da região a ser soldada, pois compostos comumente presentes na superfície como óleos, tintas e fluidos de corte podem trazer elementos nocivos como: enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto, que não se diluem na liga e geram eutéticos de baixo ponto de fusão (AWS v1, 1991).

Diversos estudos experimentais dos parâmetros de soldagem podem ser realizados para identificar condições adequadas à soldagem. Ensaio de soldabilidade são realizados para comparar o grau de susceptibilidade das ligas a esses defeitos, como o comumente utilizado, teste Varestraint. Modelos matemáticos têm sido produzidos para simular e produzir gráficos para auxiliar a seleção de parâmetros, conforme Figura 2.9.

Trincas de envelhecimento são resultantes de tensões residuais que excedem o limite de escoamento do material. As tensões residuais são oriundas da soldagem, conformação ou usinagem e são críticas quando somadas as tensões provocadas por transformações de fase durante o processo de envelhecimento. A necessidade de reduzir essas tensões é relacionada com o fato de que a ductilidade em certas ligas diminui rapidamente na temperatura de envelhecimento e não permite que a deformação plástica ocorra prontamente (AWS v3, 1991).

O tratamento térmico para o alívio de tensões em ligas de níquel consiste da solubilização do material acima da faixa de temperatura de envelhecimento. Contudo, como observado na Figura 2.10, se a taxa de aquecimento não for suficientemente elevada pode haver geração de trincas, visto que o material passará pela curva de precipitação, gerando trincas internas.

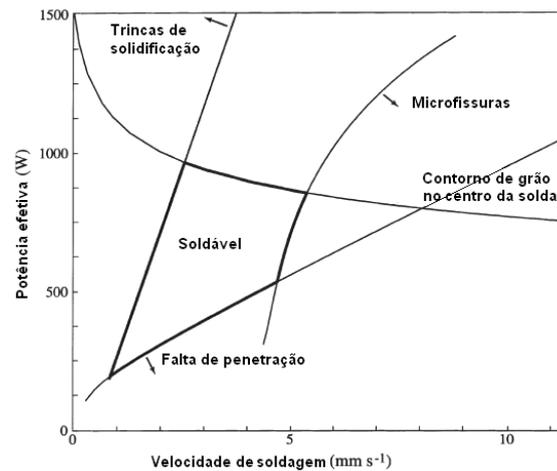


Figura 2.9 – Mapa de soldabilidade ilustrando a região soldável do processo TIG em liga Inconel 718, segundo (Dye, 2001).

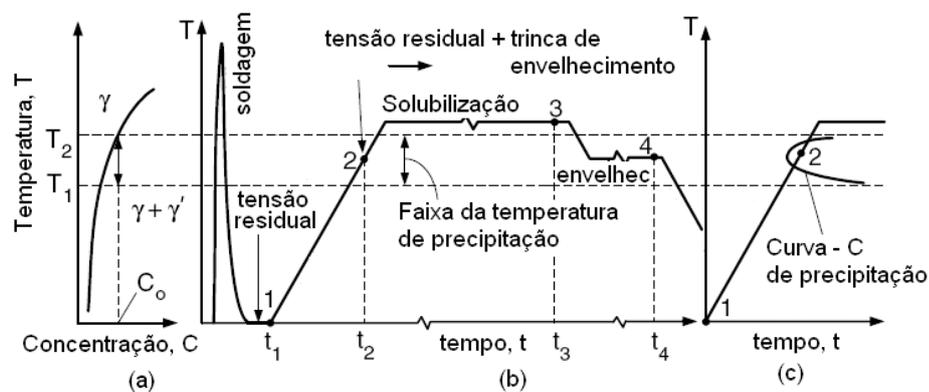


Figura 2.10 – Trincas em tratamentos térmicos pós-soldagem: a) diagrama de fases, b) ciclos térmicos de soldagem e de tratamento térmico, c) curva de precipitação (Kou, 2003).

## 2.2. Revestimento

A maioria dos revestimentos metálicos são compostos de metais como aços inoxidáveis, ligas de níquel e ligas de cobre soldados sobre aços carbono e aços baixa liga. A espessura do revestimento geralmente varia entre 5 e 20% da espessura do substrato. A vantagem do revestimento é promover, a partir de um baixo custo relativo, os benefícios de materiais mais caros, que possuem características de resistência à corrosão, resistência à abrasão e outras.

Os revestimentos metálicos foram desenvolvidos no começo da década de 1930 e uma das primeiras aplicações foi à utilização de níquel sobre aço carbono. Este composto era usado na construção de tanques de guerra. Outros produtos feitos de aço revestido foram então utilizados em fornos de destilação, vasos de processamento, ferramentas manuais, equipamentos de armazenamento e outros.

O processo de manufatura do revestimento pode ser realizado de diversas maneiras. Laminação a quente, soldagem por explosão, aspersão térmica, recobrimento com solda (overlay) e recobrimento com chapa (lining) são métodos de produzir materiais revestidos. Em geral, este recobrimento é feito por processos comuns de soldagem como MIG/MAG, arame tubular, arco submerso e plasma.

O revestimento, geralmente, constitui-se de uma soldagem entre materiais dissimilares que exibem um fenômeno único de fissuração não observado em soldas entre materiais similares. De fato, trincas ou desprendimentos ao longo ou próximo da linha de fusão em soldas dissimilares ferrítico-austenítico vêm sendo um problema persistente por mais de 60 anos. Mesmo com persistentes e potenciais conseqüências, a evolução, a natureza e as regras da interface do metal de solda, em promover e propagar essas trincas, ainda não são bem compreendidas, assim como as implicações dos contornos de grãos e estruturas com respeito às taxas de propagação de trinca, fadiga, corrosão sob tensão, dentre outras (Nelson, 2000).

### **2.2.1. Soldagem de materiais dissimilares**

Em todos os processos de revestimento, os problemas metalúrgicos de fissuração entre materiais dissimilares poderão ocorrer. Diferenças na condutibilidade e expansão térmica são fatores geradores de tensões e deve-se estar atento às condições operacionais impostas ao material revestido.

As ligas comerciais para soldagem overlay são susceptíveis a formação de uma camada com estrutura preferencialmente martensítica na interface entre o substrato e o revestimento, na região parcialmente diluída. Alguns autores relatam a existência de zonas de transição de elevada dureza em materiais dissimilares (Kejelin, 2007; Olden, 2003; Raghavan et al.1989). Essas regiões podem possibilitar a formação de trincas durante os ciclos térmicos de operação, em virtude de uma descontinuidade nas propriedades mecânicas.

Em reatores com presença de hidrogênio, a maior concentração deste elemento no revestimento austenítico, a sua baixa solubilidade e maior difusibilidade na estrutura ferrítica do substrato promove uma concentração de hidrogênio na interface, que em combinação com as microestruturas sensíveis, características dessa região, promovem as chamadas trincas induzidas de hidrogênio. A Figura 2.11 ilustra o efeito que o hidrogênio pode causar na interface de uma solda dissimilar (Rowe, 1999).

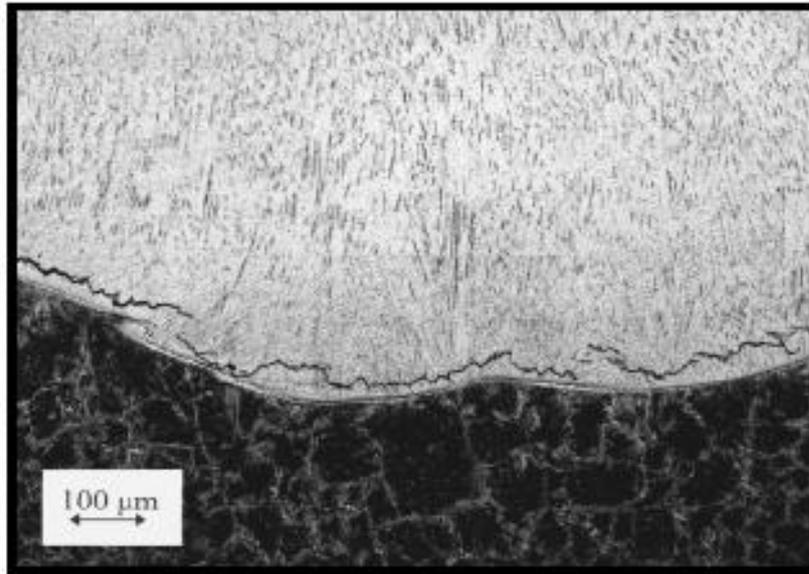


Figura 2.11 – Metal de adição de aço inoxidável soldado com mistura de gás Ar-6% $H_2$  de fins experimentais, mostrando uma trinca paralela à linha de fusão (Rowe, 1999).

Em adição aos efeitos citados e sua interação com as fases presentes, o potencial de segregação de um elemento de liga em forma de precipitado é bastante dependente da composição nominal da solda. Este fator irá governar a solidificação e a susceptibilidade às trincas a quente da região fundida. Todavia, como uma larga faixa de composição no metal de solda é possível na prática, uma grande variação nesta susceptibilidade às trincas do metal de solda pode ser encontrada (Dupont, 2003).

### 2.2.2. Revestimento a base de ligas de níquel

O Ni e suas ligas são aplicadas como revestimentos soldados sobre aços carbono, aços ligas e outros materiais base. Todo óxido e materiais estranhos devem ser removidos da superfície antes de soldar o revestimento, para evitar reações eutéticas com elementos como S, P, Zr, Bo, P e Bi que levam a formação de trincas.

Ao se discutir as operações de revestimento com metais de adição de ligas de níquel frequentemente utilizados em tubos e vasos de pressão de refinarias, plantas químicas e geração de energia, começa-se com as soldagens de aço inoxidável autêntico, da série 300, em ligas de aço baixo carbono. Inicialmente, os eletrodos do tipo E310 (25% Cr e 20% Ni) eram utilizados nestas aplicações. Eles eram fáceis de utilizar e o nível de diluição não era muito crítico. No entanto, muitas dessas soldas falhavam em serviços, pois microfissurações nesses depósitos completamente austeníticos se propagavam quando

submetidos às tensões térmicas causadas por grandes diferenças entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais dissimilares. Pela substituição do E310 pelo E309 (23% Cr e 13% Ni), um aço inoxidável com alguma ferrita, o problema da microfissuração foi resolvido, mas estas juntas são mais sensíveis à diluição. Como ainda continuam existindo grandes diferenças de coeficientes de expansão térmica, usuários têm concordado que grandes tensões e possivelmente fadiga térmica ao longo da interface da solda ocorrem quando são submetidos às operações de tratamento térmico ou às temperaturas de serviço da ordem de 320°C. Os metais de adição para a série Inconel 600 das ligas de níquel (72% Ni, 15% Cr e 8% Fe) possuem o coeficiente de expansão térmica mais próximo do substrato ferrítico, reduzindo as tensões térmicas nas interfaces da solda. São também menos sensíveis a problemas de diluição e microfissuração (Ebert, 2004).

Depósitos de solda contendo altas razões Ni/Cr são mais susceptíveis à corrosão por compostos sulfurados quando submetidos às temperaturas acima de 370°C. Esta razão e o risco da corrosão têm sido reduzidos pela seleção de metais de adição que contêm maior fração de Cr e algum Mo, como os eletrodos ERNiCrMo-3 e ERNiCrMo-4 usados na união das ligas 625 (22% Cr e 9% Mo) e C-276 (15% Cr e 16% Mo) (Ebert, 2004).

Estas ligas exibem desempenho superior na resistência à corrosão por pites que os aços inoxidáveis, de acordo com a Figura 2.12 (ASM, 1997).

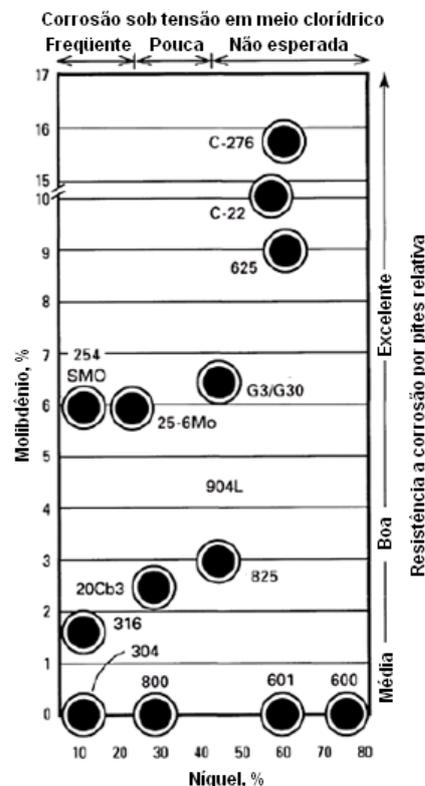


Figura 2.12 – Efeito do teor de Ni e Mo sobre a resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão (ASM, 1997).

### 2.3. O processo MIG/MAG

Dentre os processos de soldagem utilizados para revestimento, destaca-se o processo MIG/MAG, que é utilizado com sucesso na soldagem overlay em ligas de níquel. A soldagem baseia-se no calor gerado por um arco voltaico localizado entre a peça e um eletrodo consumível alimentado continuamente por motor de rotação controlada. A proteção da poça de fusão é realizada por um gás, que influencia a soldagem, devido a suas propriedades físicas (condutibilidade térmica, resistência elétrica, potencial de ionização etc.). A eficiência do MIG/MAG é muito afetada pela transferência metálica que ocorre na ponta do eletrodo e é de fundamental importância o controle desta transferência pelos parâmetros de soldagem. Os principais tipos de transferências, mostrados na Figura 2.13, são:

- Curto-circuito: A transferência ocorre através do efeito da tensão superficial quando a gota, ainda no eletrodo, toca a poça de fusão. É conseguida em baixos valores de corrente e tensão. Sua característica é ideal para soldagem de chapas finas e em todas as posições.
- Globular: A transferência ocorre, principalmente pela ação gravitacional, onde gotas de diâmetro elevado se formam, por valores de corrente relativamente baixos e tensão de soldagem elevada. O processo é instável, e como a ação é gravitacional, esta transferência não é recomendada para soldagens fora da posição plana.
- Goticular: Esta transferência ocorre em valores elevados de corrente e tensão. Existe um nível de corrente, conhecido como corrente de transição, a partir da qual a ação da força eletromagnética do arco passa a ser favorável ao destacamento e as gotas diminuem de tamanho. O processo possui elevada produtividade e estabilidade, no entanto, devido à elevada energia e grande volume da poça de fusão, não é recomendado para soldagem de chapas finas e sobrecabeça.

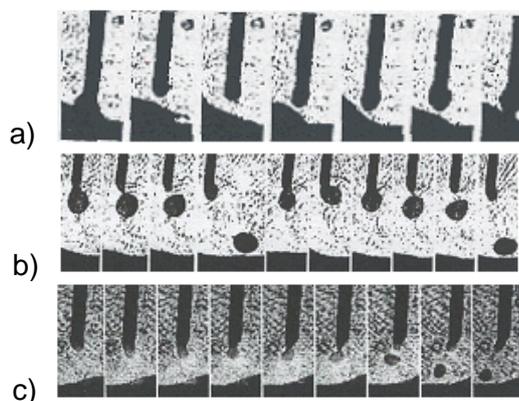


Figura 2.13 – Modos de transferência metálica: a) curto-circuito, b) globular e c) goticular (Miranda, 2002).

Para a avaliação da estabilidade do processo em transferência por curto-circuito, é comum a observação de sinais dinâmicos de corrente e tensão durante a soldagem. A geração de histogramas e análises estatísticas desses sinais é realizada com bastante sucesso, aumentando assim o desempenho do processo pela seleção de parâmetros corretos (Ponomarev et al., 1997).

Com o intuito de conciliar as vantagens das transferências por curto-circuito e goticular, foi concebida uma variação, através da pulsação de corrente, denominada MIG/MAG pulsado. Nesta, a transferência é goticular, conseguida em níveis baixos de corrente eficaz. Diversos estudos apontam melhor estabilidade e qualidade da solda quando apenas uma gota metálica ocorre em cada pulso de corrente (UGPP). No entanto, a condição de uma gota por pulso é difícil de ser realizada, pois os sinais de corrente e tensão não fornecem uma indicação segura do momento do destacamento da gota. Neste sentido, o uso de sensores ópticos para verificação e controle do destacamento da gota, pelas variações luminosas do arco, prova-se bastante eficaz como alternativa às técnicas de análises de oscilogramas de tensão, de ruído do arco e filmagem em alta velocidade (Miranda, 2002).

O processo MIG/MAG é comumente realizado com corrente contínua, ou seja, mesmo com pulsação da onda a corrente permanece na polaridade positiva. Porém, há alguns anos, estuda-se a aplicação de corrente alternada com ondas retangulares fornecidas pelas máquinas atuais. Essas ondas retangulares permitiram a utilização da polaridade negativa, que fornece maior taxa de deposição e menor calor imposto à peça. Assim, é possível que menores níveis de diluição e menores distorções sejam executados, sinalizando algumas vantagens para aplicações de revestimento (Farias et al., 2005). No entanto, a menor estabilidade e alta convexidade dos cordões de solda ainda são alguns desafios a serem vencidos.

#### **2.4. As ligas Inconel 625 e 718**

A liga 625 é encontrada em uma larga faixa de aplicações nas indústrias petroquímica e aeroespacial, devido a excelente combinação de resistência mecânica em temperaturas ambiente e elevadas, resistência à corrosão e fácil fabricação. Por estas propriedades, a indústria aeroespacial tem utilizado-a em aplicações como: sistema de exaustão de turbinas, barras spray, sistemas reversores de segurança, anéis de vedação de turbinas, tubos em linhas hidráulicas, dentre muitas outras. Na indústria petroquímica tem sido utilizada em queimadores, tubos de processamento, vasos de pressão, colunas de destilação e válvulas. É também encontrada na marinha por sua resistência a corrosão em águas salgadas e na indústria nuclear. (Thomas, 1994).

Originalmente, a liga 625 é desenvolvida como um material de resistência por solução sólida, no entanto o material é instável no envelhecimento ou durante o serviço em elevadas temperaturas, maiores que 600 °C. Carbonetos do tipo MC,  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$ , e fase intermetálicas dos tipos gama", Laves e  $\delta$ , precipitam nesta liga, dependendo da temperatura e duração do envelhecimento (Mathew, 2004). Um diagrama TTT, com as curves de precipitação dos compostos mencionados, é observado na Figura 2.14.

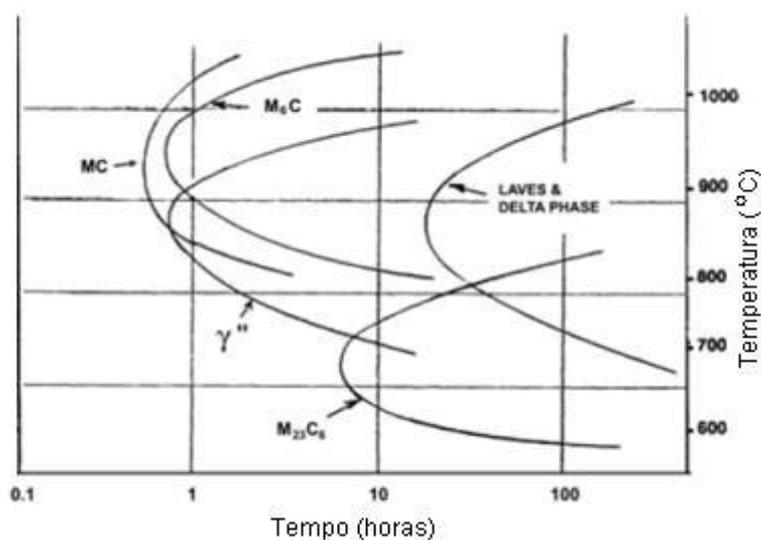


Figura 2.14 – Diagrama TTT da liga 625. (Floreen, 1994).

A solda é mais sensível do que o metal de base às mudanças microestruturais provocadas pela exposição à alta temperatura. A curva de formação da fase delta para o depósito de solda é deslocada para esquerda por mais de uma ordem de magnitude de tempo. Isto resulta diretamente da segregação de elementos de liga na estrutura fundida da solda. Carbonetos e fases intermetálicas podem se formar no estágio final de solidificação. O aumento da tenacidade das soldas é obtido com uso de consumíveis de baixo teor de Si e Fe (Floreen, 1994).

A reação primária de solidificação para soldas com inconel 625 envolve a transformação Líquido > Gama. No entanto, ambos Mo e Nb segregam para o líquido e ao final da solidificação completam-se as reações em duas fases eutéticas terminais que envolvem fases ricas em Nb: Líquido > ( $\gamma$  + NbC) seguido por Líquido > ( $\gamma$  + Laves). As composições químicas do eletrodo e do metal base influenciam qual reação será favorecida. Teores mais elevados de silício levam a formação preferencial da fase Laves, já o carbono favorece a formação dos carbonetos primários. (Cieslak et al., 1988; Dupont, 2003).

A liga 718 é predominantemente uma superliga do sistema Ni-Fe. Em termos de aplicação, esta representa quase a metade de superligas utilizadas ao redor do mundo,

sendo fabricada em várias formas e utilizada como discos forjados, bielas, suportes, parafusos, componentes finos e sessões de estruturas. É endurecida principalmente por nióbio que forma  $\gamma''$ , resultando em um aumento de resistência superior ao de uma superliga com quantidade equivalente de  $\gamma'$ . No entanto,  $\gamma''$  é metaestável, tendendo a se transformar em fase  $\delta$  após longos períodos de exposição a temperaturas acima de  $\sim 650$  °C, resultando em perda de resistência.

A fase Laves na liga 718 é um inevitável produto terminal de solidificação, e está sempre presente nas microestruturas como soldadas. Em estruturas fundidas, é comumente utilizada a pressão isostática para eliminar a fase Laves e porosidade. No entanto, o uso destes tratamentos para estruturas soldadas é impraticável, devido à ocorrência de problemas como: crescimento de grão, oxidação, distorção e outros. Tratamentos térmicos de solubilização, geralmente são utilizados, porém quando a fase Laves se apresenta de forma grosseira a resposta não é muito efetiva. Assim, torna-se clara a necessidade do uso de técnicas que controlem a segregação de Nb e formação de fase Laves.

Ram et al. (2004) comparam a utilização de corrente constante e pulsada na soldagem TIG da liga 718. Os resultados mostraram que o uso da corrente pulsada promoveu refino da microestrutura, reduziu a quantidade de fase Laves, exercendo favorável influência em sua morfologia e melhorou a resposta da zona fundida aos tratamentos térmicos e ensaios mecânicos.

Para as ligas 625 e 718, a utilização de soldagem a laser CO<sub>2</sub> produziu soldas adequadas em juntas de topo de chapas com 3,2 mm de espessura (Yeni, 2006). Altas taxas de resfriamento produziram uma estrutura dendrítica fina, sem ocorrência de microfissuras. Fase Laves foi detectada em ambos os metais de solda, foi observado um aumento de dureza de 20% na zona fundida e não houve decréscimo do limite de escoamento, apenas um pequeno decréscimo na ductilidade, determinados por ensaios mecânicos.

## **2.5. A soldagem com eletrodo ERNiCrMo-3**

O metal de adição ERNiCrMo-3 é utilizado para soldagem MIG/MAG e TIG de ligas como a Inconel 625, Incoloy 825, Incoloy 25-6Mo e uma larga faixa de aços inoxidáveis austeníticos e super-austeníticos. É também utilizado para revestimentos em aço, soldagem de aços 9% Ni, e para união de varias outras ligas resistentes à corrosão. A composição química deste eletrodo é bem próxima da liga 625 conforme pode ser constatado na Tabela 2.5, com apenas algum acréscimo de Fe, Al, Ti, Mn e Si. Já quando se fala de revestimento sobre aço baixa liga, o metal solidificado pode vir a possuir uma composição química mais próxima da liga 718, devido a maior concentração de Fe resultante da diluição.

Tabela 2.5 – Composição química das ligas 625 e 718 e do eletrodo ERNiCrMo-3.

Item	Composição, peso %												
	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb	Mn	Si	W
625	61	0.05	21.5	9	2.5	-	-	0.2	0.2	3.6	0.2	0.2	-
718	52.5	0.04	19	3	18.5	-	-	0.5	0.9	5.1	0.2	0.2	-
ERNiCrMo-3	58 min	0,1	20-23	8-10	5 max	-	0,5	0,4	0,4	3,15- 4,15	0,5	0,5	-

Um comportamento que deve ser considerado na análise da soldagem dissimilar entre esses materiais, que apresentam uma grande diferença de composição química, é o transporte de elementos de liga que pode ocorrer na interface na solda, o qual pode potencializar a precipitação de carbonetos e presença de fases intermetálicas. A formação destas fases também é criticamente dependente dos tratamentos térmicos que podem preceder ou suceder ao processo de revestimento.

### 2.5.1. Soldagem de revestimento

No estudo do processo de solidificação realizado por (Dupont,1996) na soldagem de um overlay da liga 625 sob aço Cr-Mo de 2,25Cr e 1Mo, concluiu-se que o comportamento foi similar ao observado na soldagem da liga 718. A austenita é a primeira fase a solidificar e, do líquido remanescente, surge à fase Laves na forma de eutético com a fase austenita. As demais fases secundárias e microsegregações foram similares à liga 718 e outras ligas de Ni a base de Nb.

No estudo de (Zhao,1992) realizado em overlay da liga 625 sobre aço carbono, encontrou-se as fases NbC e Laves.

No trabalho realizado por (Raghavan et al.1989) foram analisados corpos de prova com revestimento de Inconel 625 realizado por depósito de solda sobre aço AISI 4130 e 2,25Cr-1Mo. Os resultados, após a execução de tratamento térmico na temperatura de 936K (663 °C), mostraram que a estrutura da interface apresentou uma fina zona martensítica, não temperada, de espessura entre 0,2 a 0,5 µm e formada quase que continuamente ao longo da interface. Como não havia presença de maclas e apresentava-se na forma de ripas, os autores suspeitaram que o teor de C não era maior que 0,4% (peso) na martensita. Os autores sugeriram que a martensita formada apresentava a mesma direção da solda austenítica adjacente. Além destas fases, foram encontrados os carbonetos em contorno do

tipo  $M_{23}C_6$  de composição estimada  $(Fe_{0,54}Cr_{0,41}Ni_{0,03}Mo_{0,02})_{23}C_6$  entre a martensita e ferrita. Foi percebida do resultado da microsonda que a solubilidade pelo carbono na região da interface é alta, além de existir uma diluição do Fe para a solda em distâncias superiores a 1 mm.

(Olden, 2003) investigou uma junta de topo soldada, utilizando processo TIG automático com múltiplos passes, entre um aço AISI 8630 e material de solda de Inconel 625. As conclusões encontradas no trabalho são bastante parecidas com as encontradas por (Raghavan et al.1989). Após o tratamento térmico realizado entre 665 a 690 °C durante 4,5 horas, houve um efeito prejudicial na tenacidade da linha de fusão. A queda na tenacidade foi devido à descarbonetação, à formação de ferrita e ao crescimento de grão na ZAC de grãos grossos. É citado também que no tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) houve difusão do carbono da ZAC para uma região estreita de diluição (5-10  $\mu m$ ) do lado do Inconel. Esta tendência acompanha o aumento da temperatura de revenimento. As durezas encontradas nesta região foram bastante elevadas e foi citado que provavelmente isto é consequência da formação de martensita virgem de alto carbono.

Tubos de aços ferríticos API X-60, quando soldados com ENiCrMo-3, apresentam zonas parcialmente diluídas (ZPD) com estrutura martensítica ao longo da linha de fusão, e dureza máxima superior a 450 HV (Figura 2.15). Foi recomendado por (Kejelin, 2007) uma camada anterior ao revestimento com E9018-D1 para promover um substrato com baixo carbono, e aumentar a diluição global tolerada e reduzir a dureza na interface.

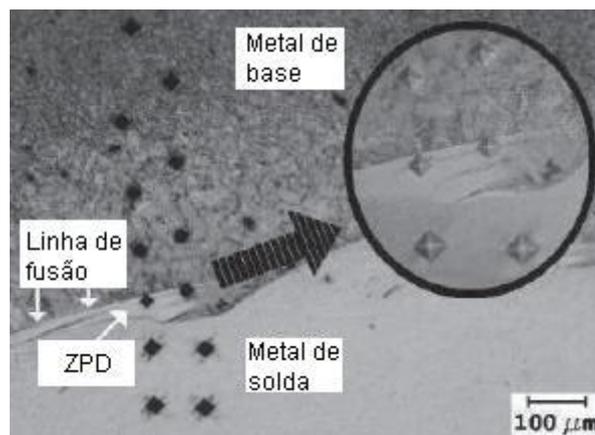


Figura 2.15 – Indicação de zona parcialmente diluída com elevada dureza. (Kejelin, 2007).

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para atingir os objetivos estabelecidos, este trabalho foi dividido em duas etapas experimentais. A primeira destinou-se à exploração e seleção de parâmetros de soldagem adequados para a fabricação de revestimentos de níquel em aço estrutural. A segunda consistiu em confeccionar revestimentos por soldagem (overlay) a partir dos parâmetros previamente identificados na etapa inicial, e posteriormente a realização de tratamentos térmicos, caracterização metalúrgica e ensaios mecânicos neste revestimento.

Primeiramente, ressalta-se que, antes de todas as soldagens executadas neste trabalho, foram realizadas limpezas pelo processo de esmerilhamento dos corpos de prova, para a completa remoção de óleos e camadas oxidadas. Assim, foi produzida uma superfície livre de impurezas que poderiam vir a prejudicar o desempenho metalúrgico do processo.

#### 3.1. Materiais e equipamentos

##### 3.1.1. Metais de base e consumíveis de soldagem

São listados, a seguir, os metais de base e os consumíveis de soldagem utilizados neste trabalho. A Tabela 3.1 relaciona as composições químicas destes materiais, segundo os fabricantes.

- Chapas de aço ASTM A36 com dimensões de 300 x 50 x 3 mm,
- Placas de aço ASTM A516 grau 60 com dimensões de 200 x 200 x 12,7 mm,
- Arame eletrodo ERNiCrMo-3 com diâmetro médio de 1,137 mm,
- Argônio puro como gás de proteção e vazão de 25 l/min.

Tabela 3.1 – Composição química do metal de base e do arame eletrodo segundo o fabricante.

Item	Composição, peso %												
	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb+Ta	Mn	Si	W
ASTM A516 G60	0,01	0,15	0,02	0,01	Bal.	-	-	0,02	-	-	0,95	0,2	-
ERNiCrMo-3	64,43	0,011	22,20	9,13	0,19	0,03	0,01	0,09	0,23	3,53	0,01	0,05	-

### 3.1.2. Equipamentos empregados durante as soldagens

Serão apresentadas a seguir as características operacionais dos equipamentos utilizados na realização das soldagens.

- Fonte eletrônica multiprocesso para soldagem MIG/MAG com corrente máxima de 450 A e a corrente em 100% de ciclo de trabalho é 280 A / 35 V,
- Sistema de aquisição de dados dos sinais de tensão e corrente operando em frequência de 9600 Hz,
- Alicata amperímetro para calibração do sistema de aquisição com incerteza de  $\pm(1,5\%$  da leitura),
- Anteparo para ajuste visual do comprimento do arco,
- Robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem com incerteza de  $\pm 0,1$  mm no posicionamento.

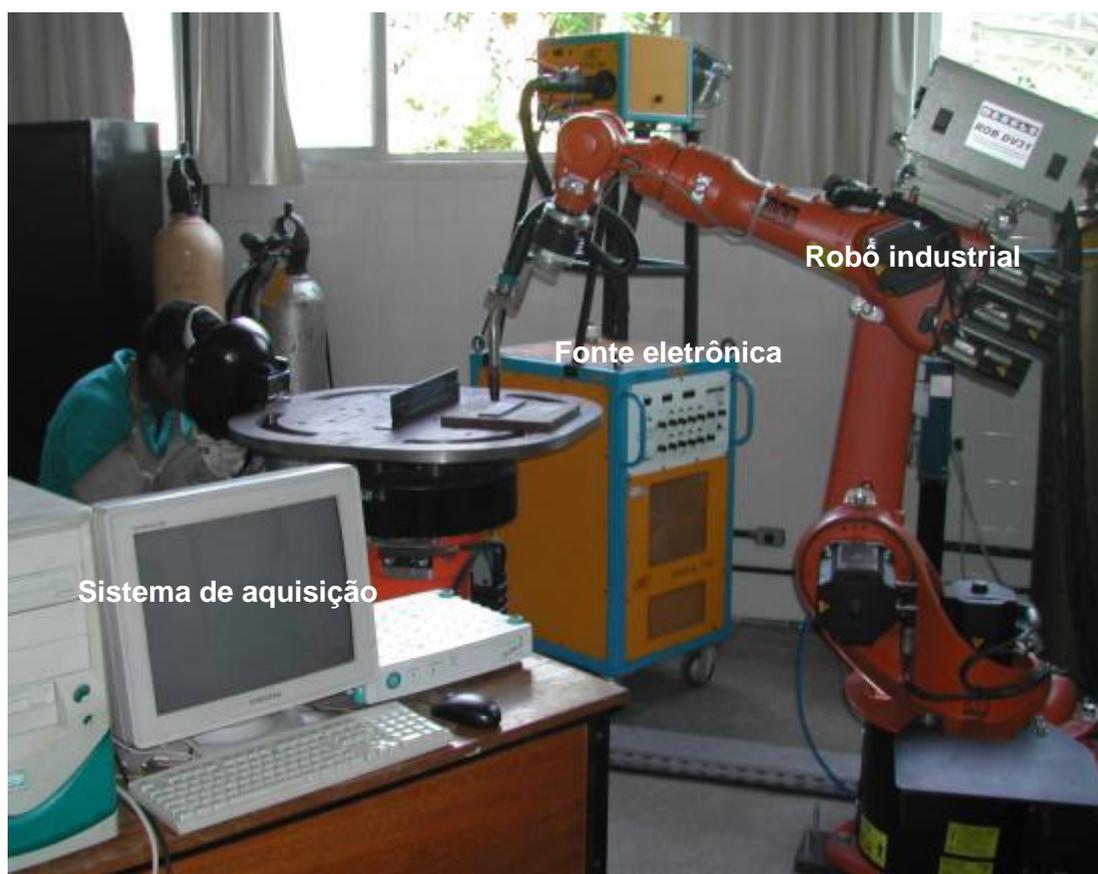


Figura 3.1 – Equipamentos para soldagem: fonte eletrônica multiprocesso, robô industrial para deslocamento automático da tocha de soldagem, anteparo para monitoramento do comprimento do arco e sistema de aquisição de dados para receber os sinais da fonte.

### 3.1.3. Equipamentos empregados para o tratamento térmico e a caracterização do revestimento

Para realização de tratamentos térmicos foi utilizado um forno industrial mostrado na Figura 3.2.



Figura 3.2 – Forno utilizado para tratamento térmico de envelhecimento.

Os materiais utilizados para a realização da preparação de amostras para a análise microestrutural são listados a seguir.

- Serra de fita,
- Lixadeira e politriz,
- Máquina para embutimento,
- Lixas, panos de polimento e pastas de diamante,
- Reagentes e vidrarias em geral,

Os equipamentos e dispositivos utilizados para a caracterização das amostras estão listados e podem ser visualizados nas Figuras 3.3 e 3.4.

- Microscópio ótico com sistema de aquisição (MO),
- Microscópio eletrônico de varredura (MEV),
- Dispositivo de energia dispersiva de raios-X (EDX),
- Difratorômetro Phillips X'Pert,
- Dispositivo de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD),
- Microdurômetro de bancada,
- Máquina universal para ensaios de tração.

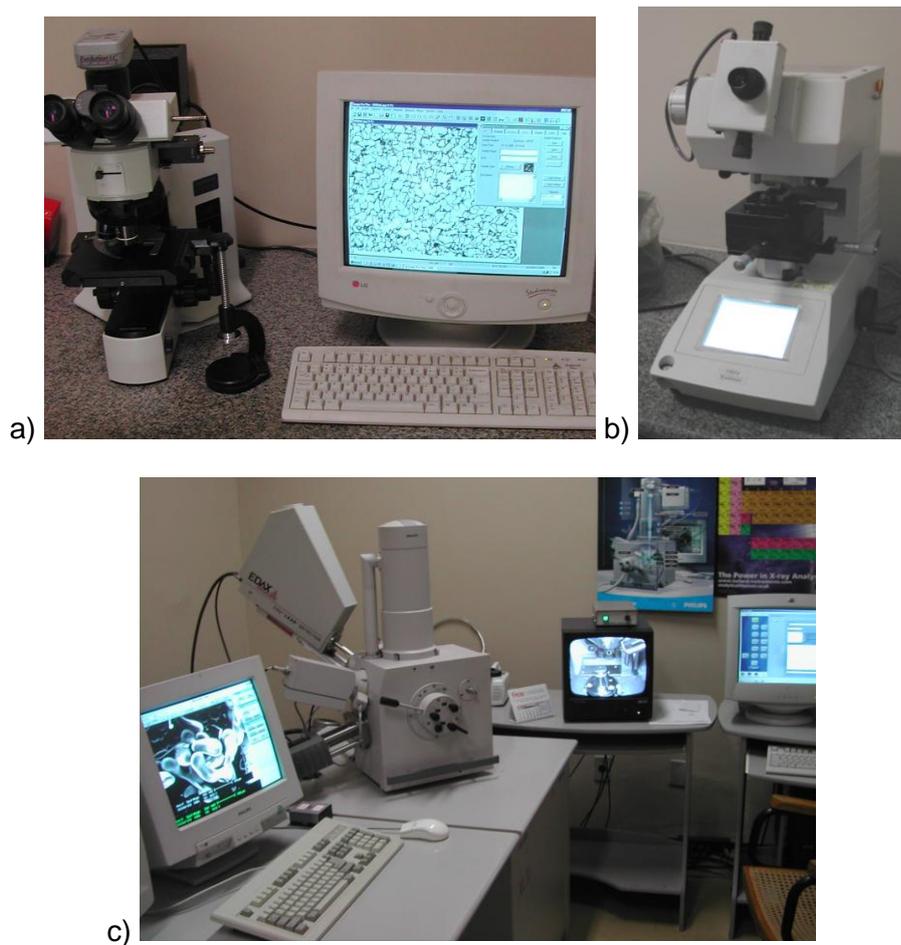


Figura 3.3 – Equipamentos para análise microestrutural: a) microscópio ótico; b) microdurômetro e c) MEV com EDX e EBSD acoplados.



Figura 3.4 – Equipamento para análise por difração de raios-X.

## **3.2. Metodologia**

### **3.2.1. Etapa 1 - Ensaios exploratórios**

Ensaios exploratórios são necessários, visto que possibilitam um mapeamento e melhor entendimento da faixa operacional dos parâmetros de soldagem. Foram exploradas as seguintes variáveis: corrente eficaz, formas de onda em corrente contínua (constante e pulsada), velocidade de soldagem, energia de soldagem, fluxo de gás de proteção, possibilitando assim a seleção de procedimentos que minimizem defeitos, tenham maior produtividade e possuam geometria e diluição adequadas da solda.

Neste sentido, realizaram-se soldas na posição plana e em simples deposição com o arame eletrodo ERNiCrMo-3 em chapas de aço baixo carbono ASTM A36 com dimensões de 300 x 50 x 6 mm. Durante as soldagens, o sistema de aquisição simultânea dos sinais de corrente e tensão do arco forneceram importantes informações para o monitoramento das condições de soldagem.

Após os testes iniciais, foram definidas tabelas com parâmetros sistematicamente selecionados para comparação e estudo do efeito das variáveis de soldagem sobre a geometria, diluição e qualidade da solda, para uma posterior seleção de parâmetros a serem empregados na Etapa 2 da metodologia deste trabalho.

O comprimento do arco foi mantido em aproximadamente 8 mm para todas as condições de soldagem, pela identificação da velocidade de alimentação ideal via monitoramento pelo anteparo. A vazão do gás foi de 25 l/min, sem inclinação da tocha e a distância bico de contato peça foi de 20 mm.

Para as medições de geometria e diluição da solda foram utilizados programas comerciais de desenho por computador. O procedimento consistia em utilizar uma referência, no caso através de uma escala em milímetros ao lado de cada macro dos corpos de prova, assim através da escala pode-se medir de forma adequada a geometria da solda. No caso da diluição foi realizada apenas a razão da área onde houve penetração no metal de base e a área total da solda.

#### **3.2.1.1. Definição de faixas operacionais**

Com o intuito de identificar a faixa operacional de cada parâmetro citado, os seguintes procedimentos foram adotados:

- Identificação da corrente de transição: Este teste foi realizado através da seleção do modo de operação tensão constante na fonte de soldagem. Utilizou-se uma distância bico de contato peça (DBCP) de 35 mm e tensão de 34 V. Através de pequenos

ajustes na velocidade de alimentação foi monitorada a corrente na qual havia mudança de transferência metálica (globular-goticular).

- Identificação de uma faixa de corrente eficaz: Os ensaios foram conduzidos com DBCP de 20 mm e o modo de operação com corrente de soldagem e velocidade de alimentação do eletrodo constantes. Neste procedimento, foram realizados ensaios acima e abaixo da transição, onde procurou-se manter a transferência metálica goticular. Nos ensaios acima da transição utilizou-se corrente contínua e para os ensaios abaixo da transição foi selecionado o modo pulsado.
- Verificação do efeito da energia de soldagem: Foram feitas considerações através do uso de velocidades de soldagem distintas. Nestes ensaios foram feitas também considerações com respeito ao fluxo de gás de proteção necessário em função da energia utilizada.

Para avaliação destas variáveis, as análises, em geral, qualitativas foram baseadas na geometria, aspecto superficial e manutenção do arco.

### **3.2.1.2. Estudo da corrente eficaz e da velocidade de soldagem**

A partir dos resultados obtidos na identificação da faixa operacional, realizaram-se ensaios com o propósito de se determinar os efeitos da corrente de soldagem (acima da transição "corrente contínua") e da velocidade de soldagem, conseqüentemente, da energia de soldagem sobre a geometria da solda e a diluição. A corrente de soldagem foi variada em 4 níveis (230, 260, 290 e 320 A) e a velocidade de soldagem em 3 níveis (35, 50, 65 cm/min).

### **3.2.1.3. Estudo do nível de energia**

Devido aos resultados obtidos dos testes anteriores ("Estudo da corrente e da velocidade de soldagem"), decidiu-se por realizar uma nova série de testes, visando estudar o efeito da energia de soldagem sobre a geometria e diluição da solda. Porém, nestes ensaios procurou-se variar a energia de uma forma mais sistemática. Para o cálculo da energia foi utilizada a equação:  $E=(V.I.\eta)/V_s$  onde E : energia, V : tensão, I : corrente,  $\eta$  : rendimento (adotado = 1) e  $V_s$  : velocidade de soldagem. Uma vez definido os valores de energia a serem analisados, utilizou-se dois tipos de cálculos para os quatro níveis de energia, conforme Tabela 3.2: um consistia na manutenção de uma corrente intermediária e variação da velocidade de soldagem (Tipo V) e, em outro, manteve-se uma velocidade de soldagem e variou-se a corrente utilizada (Tipo I). Desta forma foi possível avaliar a influência, em mesma energia de soldagem, de diferentes parâmetros de operação. Cada

ensaio teve uma repetição (dois cordões de solda), e foram retiradas uma amostra no centro e outra no fim de cada cordão de solda, totalizando 4 amostras para cada condição.

Tabela 3.2 – Ensaios estipulados com base nas soldagens iniciais.

<b>Ensaio</b>	<b>Tipo</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Velocidade (cm/min)</b>	<b>Energia (Kj/cm)</b>
A	V	260	31	36	14
B	V	260	31	42	12
C	V/I	260	31	50	10
D	V	260	31	62	8
E	I	230	29	50	8
F	I	290	33	50	12
G	I	320	35	50	14

### 3.2.2. Etapa 2 – Realização e caracterização dos revestimentos

#### 3.2.2.1. Confeção e tratamento térmico dos revestimentos

Através das importantes informações dos ensaios exploratórios foram selecionados dois níveis de energia distintos e, para cada energia, estudos comparativos realizados em amostras sem tratamento térmico e com condição de envelhecimento. Cada condição foi aplicada em uma placa de aço ASTM A516 Grau 60 com dimensões de 200x200x12,7 mm.

Para a sobreposição entre os passes foi utilizada uma metodologia recomendada na literatura (AWS v3, 1991), que consiste na aplicação do passe posterior no “pé” do cordão anterior e inclinação de tocha no sentido da sobreposição acima de 5 graus para melhorar o direcionamento do arco. A inclinação utilizada foi de 10 graus. Esse procedimento gera uma sobreposição acima de 40 % e uma diluição menor, pois grande parte da penetração é direcionada ao cordão anterior.

A temperatura de interpasse, segundo os fabricantes, deve ser inferior a 100 °C, para evitar uma segregação excessiva de elementos e precipitações de carbonetos e fases intermetálicas. Esta temperatura foi monitorada por meio de um termopar digital de contato.

O forno da Figura 3.2 foi utilizado para tratamentos térmicos de envelhecimento, que simulam uma condição de operação sobre determinadas temperaturas e períodos de tempo. Como nas aplicações práticas é comum a utilização de revestimentos com o eletrodo estudado (ERNiCrMo-3) em temperaturas elevadas, a temperatura de envelhecimento foi então selecionada em 600 °C, por tempos de 100 e 300 horas, afim de observar os efeitos interativos que a exposição nessas faixas de temperatura provocariam nas características dos revestimentos. A Tabela 3.3 apresenta as condições de realização dos revestimentos.

Tabela 3.3 – Condições dos corpos de prova a serem caracterizados metalurgicamente.

Ensaio	Energia kJ/cm	Envelhecimento
ST10	10	-
ST14	14	-
E110	10	600 °C 100 h
E210	10	600 °C 300 h
E114	14	600 °C 100 h
E214	14	600 °C 300 h

### 3.2.2.2. Caracterização microestrutural

A caracterização foi conduzida pelas técnicas de microdureza, microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV), energia dispersiva de raios-X (EDX), difração de raios-X e difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) nas secções transversais das soldas. Para isso, foi realizado um lixamento até a granulometria da lixa de 1200 mesh e polimento superficial com pasta de diamante sintético de 3  $\mu\text{m}$ . O ataque químico foi realizado em duas etapas: na primeira, utilizou-se nital 5% para revelar a estrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) e levantamento de perfis de microdureza e, na segunda, realizou-se um ataque químico para revelar a estrutura do revestimento.

Vários reagentes para revelação das estruturas do revestimento foram testados (ASM, 2004; Perez, 2005). Na maioria deles, foi verificada a dificuldade oriunda da menor resistência à corrosão do aço, tornando difícil a obtenção de um reagente que revelasse de forma conjunta e adequada às estruturas do aço e do revestimento. No caso de ataques eletrolíticos, o aço era sempre bastante corroído. Mesmo quando o interesse era atacar apenas o revestimento, o aço enfraquecia o reagente e a interface não sofria ataque adequado. Dentre os procedimentos e reagentes analisados, a vedação com uma fita da maior parte do aço e o molhamento do revestimento por algodão embebido de um reagente químico, que consistia na mistura de 5 ml de ácido acético, 5 ml de ácido clorídrico, 5 ml de ácido nítrico, 5 ml etanol e 0,5 g de  $\text{CuCl}_2$ , foi o que forneceu melhor resultado, devido à velocidade de revelação e ao ataque, nem muito severo ou fraco. Ainda assim, resultou em diferenças nos níveis de ataque entre as regiões do revestimento.

- Perfis de microdureza

Os perfis de microdureza Vickers, para cada amostra, foram conduzidos em seis linhas ao longo do revestimento, conforme ilustrado na Figura 3.5. Em cada linha, foram realizadas 16 medidas espaçadas de 0,2 mm, 8 para o revestimento e 8 para a ZAC. Em cada região, as medidas iniciaram-se o mais próximo possível da linha de fusão. A carga aplicada foi de 0,981 N (100 gf) por um tempo de impressão de 15 segundos. Os

procedimentos, cuidados necessários e índices de confiabilidade para a realização de ensaios de microdureza são detalhados na norma E 384-99 (ASTM, 2002).

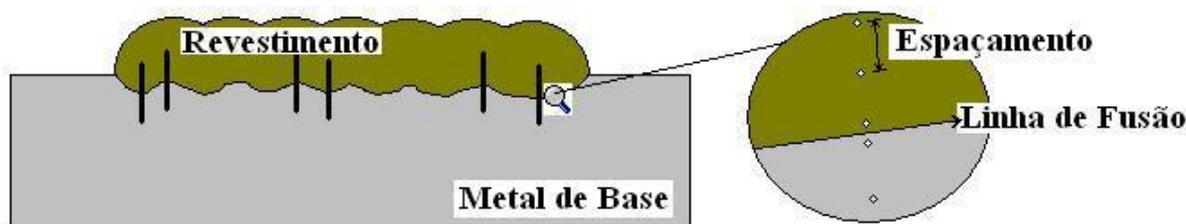


Figura 3.5 – Regiões do revestimento analisadas por microdureza.

- Energia dispersiva de raios-X (EDX)

O EDX faz a determinação semi-quantitativa da composição química do material, através da aplicação de um feixe de elétrons incidente na superfície da amostra. Esta incidência desloca os elétrons das camadas eletrônicas externas emitindo raios X que são quantificadas por um detector. Como cada elemento possui um deslocamento eletrônico de elétrons característico (quantizados), pode-se utilizar esta característica para determinar qualitativamente a composição do material. Pelo EDX pode ser quantificada a maioria dos elementos metálicos, contudo, há limitações na quantificação de elementos como o C, N e presença de gases. Outra limitação da técnica é que o diâmetro do feixe normalmente utilizado entre 4 e 5  $\mu\text{m}$  impede uma análise mais precisa de precipitados com diâmetros menores, devido ao feixe incidir também sobre a matriz. Apesar destas limitações o EDX é uma importante ferramenta na caracterização de estruturas e foi utilizado em diferentes regiões do revestimento.

- Difração de raios-X

As medidas de difração foram feitas num difratômetro Phillips X'Pert. A aquisição dos dados foi feita pelo pacote de softwares pertencentes ao equipamento (X'Pert Data Collector, X'Pert Graphics and Identify e X'Pert Organizer). Os parâmetros utilizados para as medidas foram: tubo de Co, intervalo de varredura entre os ângulos  $20^\circ$  e  $140^\circ$ , passo de  $0,02^\circ$  e tempo por passo 3 s. Os corpos de prova foram retirados do revestimento e a superfície foi preparada com polimento por pasta de diamante sintético de 3  $\mu\text{m}$  e realizado um leve ataque químico para remoção de tensões da preparação. Deve ser ressaltado que estes parâmetros foram mantidos para todas as medidas de raios X feitas no trabalho.

Para ajuste dos picos foi utilizado um software de ajuste dos picos, sendo este responsável por determinar a posição angular exata dos picos da austenita, assim como de outras fases precipitadas, caso estas ocorrem. Neste trabalho, o software utilizado para tal

fim foi o Pkfit. A estratégia foi a seguinte: para qualificação dos precipitados, ajustaram-se os picos de austenita, acrescentados de outros picos que poderiam ser de compostos intermetálicos. A base de dados utilizada para determinar os picos das fases foram os bancos de dados contidos no software X'pert High Score e no ICDD (International Center for Diffraction Data).

- Difração de elétrons retro-espalhados (EBSD)

A técnica de análise por difração de elétrons retroespalhados está baseada na análise das linhas de Kikuchi formadas por difração de elétrons. A amostra deve ser inclinada de forma que o ângulo de incidência do feixe de elétrons seja de cerca de  $70^\circ$ . Os elétrons difratados incidem em uma tela de fósforo posicionada próxima à amostra, formando a imagem de difração composta pelas linhas de Kikuchi, mostradas na Figura 3.6. Essa imagem é captada por uma câmera de vídeo de alta sensibilidade que permite a captação de imagens em baixo nível de iluminação. A indexação dos padrões é feita por meio de uma transformação matemática da imagem capturada e a comparação da figura resultante com tabelas de ângulos teóricos entre os planos.

O programa de coleta de dados permite que se selecione a área analisada sobre a qual será disposta uma grade, de espaçamentos definidos pelo operador, e que define os pontos em que serão feitas as coletas de dados. Cada ponto da grade tem associado a si a orientação daquele ponto na amostra, um índice de confiabilidade da indexação e um índice de qualidade de imagem, baseado na qualidade do padrão obtido.

Com base nos dados coletados, o programa de análise constrói a imagem da área analisada, permitindo a criação de mapas de fases, qualidade de imagens (pontos mais claros para melhor qualidade do padrão), orientação cristalográfica, entre outros.

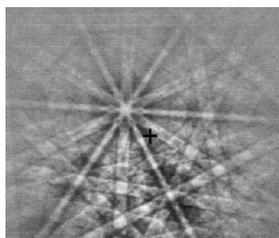


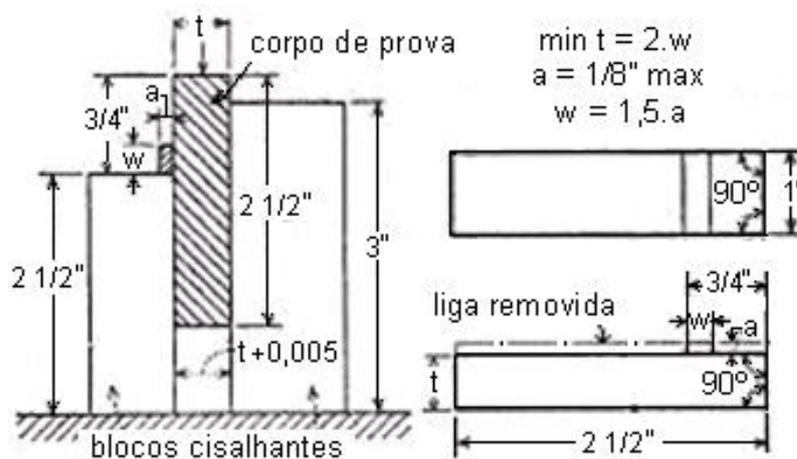
Figura 3.6 – Linhas de Kikuchi obtido por EBSD para um ferro Cúbico de Corpo Centrado (CCC).

### 3.2.2.3. Propriedades mecânicas (ensaio de arrancamento)

As propriedades mecânicas do revestimento foram verificadas pelo ensaio de arrancamento, que é detalhado na norma A 265-03 (ASTM, 2003). A norma destina-se a

qualificação de revestimentos a base de ligas de níquel e indica que pelo menos um ensaio de arrancamento ou três ensaios de dobramentos são requeridos.

O ensaio de arrancamento consiste na aplicação de carga compressiva em um corpo de prova, no qual, está separado por dois blocos, que efetuam um apoio adequado e geram um cisalhamento em um ressalto. O ressalto é o revestimento e o restante do corpo de prova é o metal de base. A liga do revestimento deve ser removida até gerar um passe de acabamento no metal base. A carga resistida pelo ressalto não deve ser inferior a 140 MPa. As dimensões e especificações de folga estão indicadas na Figura 3.7. A espessura estipulada para o corpo de prova foi de 10 mm para o metal base e 3 mm para o ressalto. A partir disto foi então construído um dispositivo, indicado na Figura 3.8. Os ensaios foram então realizados em uma máquina universal de ensaio de tração, com o dispositivo e o corpo de prova dispostos entre dois pratos.



Os blocos devem ser unidos firmemente contra o corpo de prova e prover um espaço de 0,005" maior que  $t$

Equivalência no sistema métrico			
In.	mm	In.	mm
0,005	0,127	1	25,4
1/8	3,17	2 1/2	64,5
3/4	19,1	3	76,2

Figura 3.7 – Desenho esquemático de um ensaio de arrancamento, segundo norma internacional (ASTM, 2003).



Figura 3.8 – Foto do dispositivo fabricado para ensaio de arrancamento e de um corpo de prova ensaiado.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. Etapa 1 - Ensaio exploratório de soldagem

#### 4.1.1. Definição de faixas operacionais

A primeira atividade realizada nos ensaios exploratórios foi à identificação da corrente de transição (globular-goticular), onde se observou que há uma faixa entre as correntes de 180 e 200 A para ocorrência da transição.

Foi constatado que para o gás argônio puro, a utilização de corrente com pulsação, para reduzir a corrente eficaz (abaixo de 200 A) e manter a transferência goticular, resulta em cordões altamente convexos. Na Figura 4.1 pode-se visualizar a geometria de um cordão realizado por corrente pulsada (300 A por 3 ms e 60 A por 6 ms). O arco frio resulta em uma baixa penetração, e como característica da soldagem com argônio, a área fundida do metal base é concentrada no centro da solda. O arco concêntrico e frio impede que o metal solidificado flua para os cantos da solda resultando em baixa largura e alto reforço da solda. Essa convexidade excessiva é também um reflexo da característica do material, que apresenta baixa fluidez para as temperaturas atingidas durante a solidificação. Torna-se então inadequado o uso de corrente pulsada com corrente eficaz abaixo da transição, bem como transferência tipo curto-circuito para aplicações de revestimento com esta liga e este gás de proteção, devido à possibilidade de geração de defeitos durante a sobreposição de passes. Um mau direcionamento do arco e vazios entre os passes de solda são problemas que são enfrentados na sobreposição de cordões convexos.

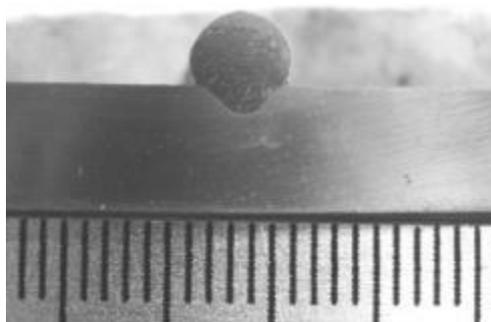


Figura 4.1 – Geometria da solda realizada com aplicação de corrente pulsada, observa-se uma convexidade excessiva. Corrente eficaz utilizada de 180 A (escala em mm).

Nos testes conduzidos acima da corrente de transição, onde foram aplicados elevados aportes térmicos, tanto pela aplicação de maiores níveis de corrente ou como pela aplicação de menores velocidades de soldagem, verificou-se que as soldagens resultam em intensa oxidação superficial do cordão de solda, mesmo com vazões de gás de proteção da

ordem de 30 l/min. Na Figura 4.2 observa-se esta oxidação ocasionada pela aplicação de 19 kJ/cm de energia de soldagem. Essa oxidação indica que o processo permitiu a difusão de elementos prejudiciais como o hidrogênio e o oxigênio, cavidades e poros superficiais também podem facilitar a iniciação de um processo corrosivo mais intenso durante o serviço. O uso de tochas especiais de soldagem pode eliminar esse problema, mas também com aplicação de elevada energia a liga estará sujeita a trincas de solidificação e precipitação de fases indesejadas.

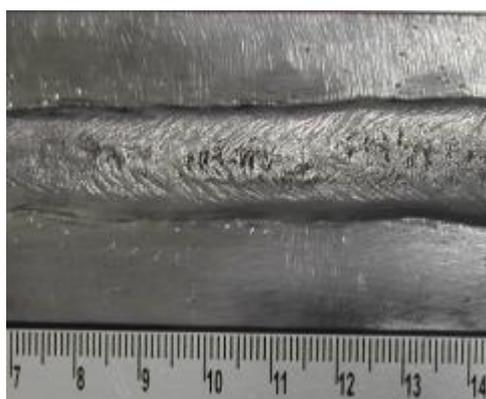


Figura 4.2 – Aspecto superficial de uma solda em simples deposição com elevado aporte térmico (19kJ/cm), observada intensa oxidação superficial (escala em mm).

#### 4.1.2. Estudo da corrente eficaz e velocidade de soldagem

Os gráficos da Figura 4.3 mostram os efeitos da velocidade de soldagem e corrente eficaz sobre a diluição da solda e a razão R/L. Percebe-se que em relação ao aumento da corrente eficaz, a diluição é diretamente proporcional e a relação R/L diminui. Considerando a velocidade de soldagem, não houve efeito significativo na diluição, para qualquer das correntes de soldagem utilizadas. O efeito da velocidade de soldagem na relação R/L inicialmente (correntes 230 e 260 A) mostrou que em menores velocidades de soldagem a relação foi menor, já para correntes mais elevadas (290 e 320 A) os índices de confiabilidade passaram a se sobrepor, indicando um menor efeito. Na Tabela 8.2 dos anexos são apresentadas às geometrias de cada corpo de prova analisado neste item. De acordo com este resultado é possível controlar a geometria da solda sem modificar a diluição, fixando uma corrente de soldagem e variando a velocidade de soldagem.

Uma variação na tensão de soldagem foi observada durante o monitoramento para os diferentes níveis de corrente, pois com uma resistência praticamente igual do arco, era esperado certo ajuste da tensão. O consumo do eletrodo foi maior para correntes mais elevadas, resultando em maior taxa de deposição.

As características microestruturais e propriedades mecânicas de revestimentos dependem da geometria e diluição da solda, que por suas vezes, são bastante dependentes dos parâmetros de soldagem, conforme o indicado nos ensaios iniciais, desta forma, procedimentos de soldagem devem ser desenvolvidos visando diluição adequada da solda e sobreposição entre passes sem geração de defeitos.

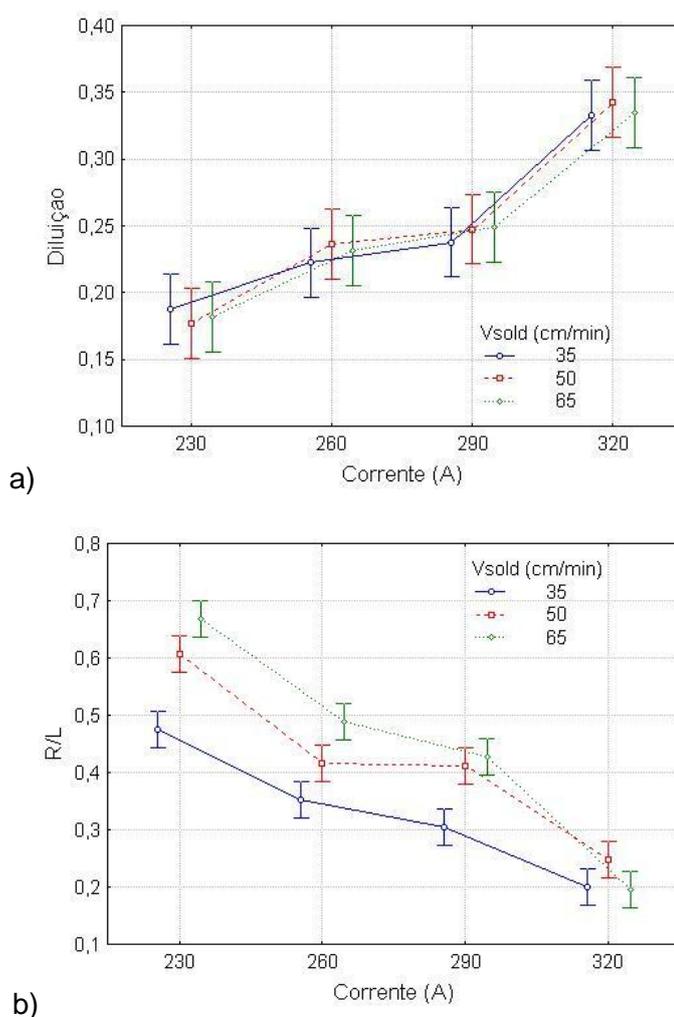


Figura 4.3 – Gráfico geral do efeito da variação de corrente eficaz e velocidade de soldagem sobre o valor de: a) diluição e b) razão reforço/largura da solda (R/L).

#### 4.1.3. Estudo do nível de energia

Um dos objetivos deste trabalho é investigar os efeitos da energia de soldagem nas propriedades mecânicas e características microestruturais de revestimentos. A corrente e a velocidade de soldagem, parâmetros importantes na definição da energia de soldagem, afetaram de forma distinta a diluição: de uma forma proporcional ao se variar o primeiro e menos evidente com o segundo.

Devido a este resultado, optou-se neste trabalho por variar de uma forma mais sistemática a energia de soldagem. Novos experimentos foram organizados com o intuito de verificar, através de alterações independentes da corrente e da velocidade de soldagem, os efeitos da energia de soldagem na geometria da solda e diluição, considerando também no cálculo a variação da tensão com os diferentes níveis de corrente utilizados.

Os aspectos superficiais das soldas mostrados na Figura 4.4 são referentes às condições de soldagem apresentadas na Tabela 3.2. Observa-se de A a F cordões de solda sem respingos. No ensaio G, com corrente mais elevada (320 A), há presença de respingos. O aspecto superficial das soldagens em simples deposição com argônio como gás de proteção é bem satisfatório. No caso do ensaio com corrente eficaz de 320 A (ensaio G), que houve geração de respingos, observou-se também uma faixa de transição entre tipos de transferência metálica, o som do arco mudava, porém como não era possível uma visualização mais adequada, apenas acredita-se que a transferência passou a ser do tipo rotacional, o que gerou, para soldagens acima desta faixa de corrente, menor estabilidade do arco.

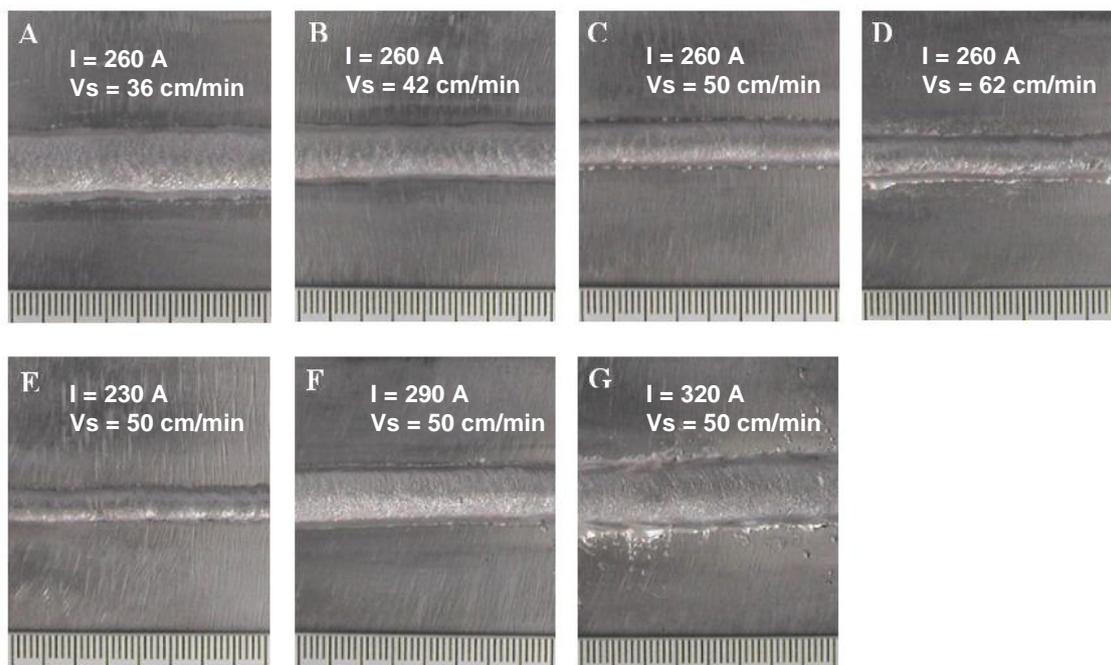


Figura 4.4 – Aspecto superficial das soldas em simples deposição, seqüência de letras segundo os ensaios propostos na Tabela 3.2 (escala em mm).

As geometrias das soldas são apresentadas na Figura 4.5. As soldas apresentaram uma geometria na forma de “taça”, comum às soldagens com argônio. Nos ensaios de A à D, onde houve mudança apenas na velocidade de soldagem, observa-se uma tendência de

diminuição do reforço, da largura e da penetração, gerando cordões de formatos semelhantes e tamanhos diferentes. Já os ensaios onde foi variada a corrente de soldagem, a forma dos cordões é bem diferenciada, na corrente inferior 230 A, o reforço é alto, com baixa penetração e largura da solda. No ensaio com corrente de 320 A, observa-se reforço menor e alta penetração e largura da solda. Na Tabela 8.1 dos anexos são apresentadas às geometrias de cada corpo de prova analisado neste item.

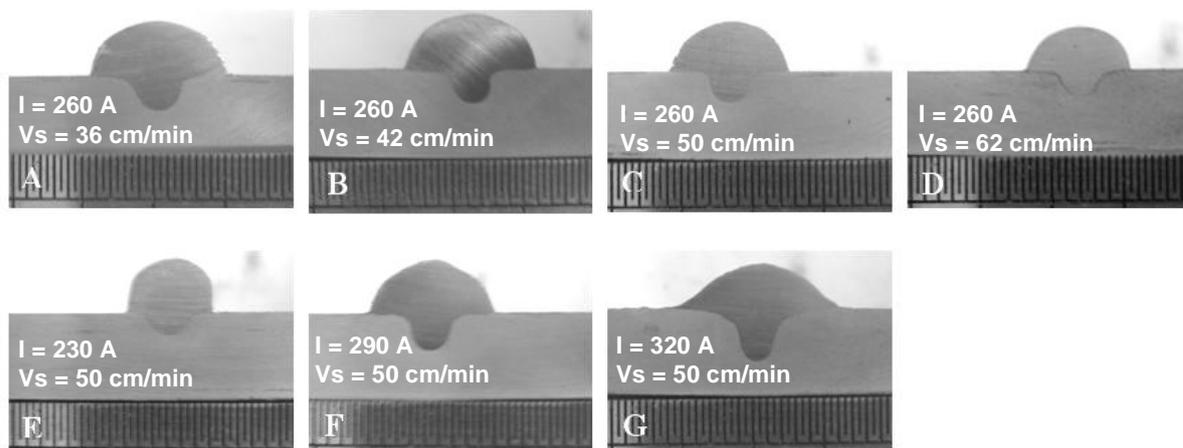


Figura 4.5 – Geometria da solda dos ensaios referenciados na Tabela 4.1 (escala em mm).

Novamente, como nos ensaios anteriores, foi verificado que com alteração da energia, variando apenas a corrente eficaz (ensaios Tipo I), a variação na diluição é bem significativa. Enquanto que a variação na velocidade de soldagem (ensaios Tipo V) não apresenta mudanças consideráveis nos níveis de diluição, conforme verificado na Figura 4.6 e Tabela 4.1. Nesta tabela, o nível de significância é apresentado. Se este for maior que 0,05, a variação do parâmetro não age de forma significativa na variável resposta. O ensaio com corrente de 230 A forneceu a menor diluição (em torno de 18 %). Na corrente de 320 A percebe-se uma mudança brusca em relação as correntes de 260 e 290 A (de 24 para 34 %). Em ambas as energias analisadas, quando se utilizou a mesma corrente (260 A), não houve mudanças e a diluição ficou em torno de 23%.

Quanto menor a diluição, mais próximo o revestimento vai estar da composição química do metal de adição e maiores serão as diferenças entre o metal base e o revestimento. A princípio, pode-se esperar que, uma maior diluição aproxima o metal base e metal de solda quanto às propriedades mecânicas. No entanto, deve-se estar atento ao efeito metalúrgico que a adição de elementos químicos oriundos do metal de base provoca na solda (mudanças nos potenciais de segregação, precipitação de fases e alteração nas propriedades, redução dos percentuais de elementos como o Cr e Mo que melhoram a

resistência à corrosão dentre outros efeitos). Quanto à resistência à corrosão, é comum que se deseje a menor diluição possível, tendo em vista que o revestimento possuiria uma composição química semelhante à liga selecionada, com potenciais de corrosão já conhecidos.

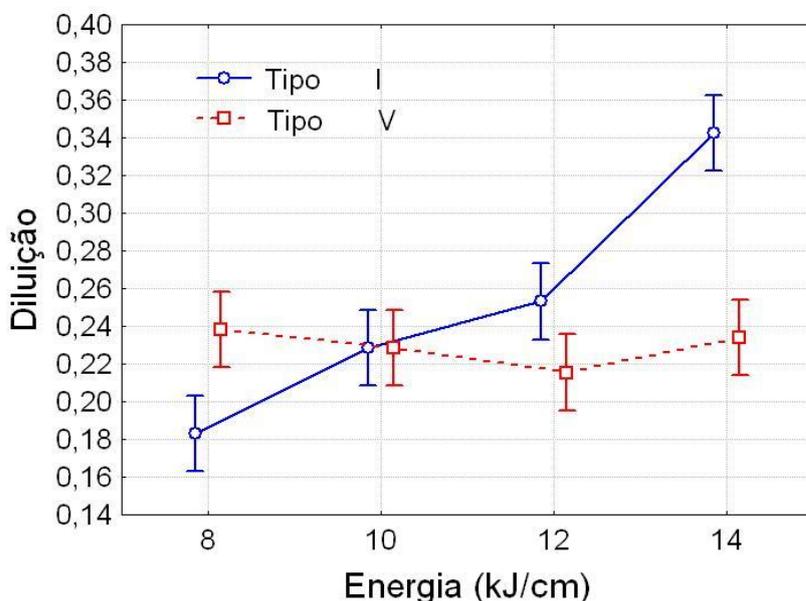


Figura 4.6 – Gráfico do efeito da variação de corrente eficaz (tipo I) e velocidade de soldagem (tipo V) sobre o nível de diluição da solda em diferentes energias de soldagem.

Tabela 4.1 – Nível de significância dos efeitos na geometria e na diluição por variações de energia pela corrente (tipo I) e velocidade de soldagem (tipo V).

Variável de controle	Diluição	R/L	Reforço	Largura	Penetração
Energia tipo V	0,110	<u>0,005</u>	<u>0,000</u>	<u>0,000</u>	<u>0,000</u>
Energia tipo I	<u>0,000</u>	<u>0,000</u>	<u>0,003</u>	<u>0,000</u>	<u>0,000</u>

Foi verificado que o efeito da energia, com a variação da corrente eficaz (ensaios Tipo I), na razão reforço/largura (R/L) é bem significativa. Enquanto que na variação na velocidade de soldagem (ensaios Tipo V) os efeitos são menos consideráveis nos valores de R/L, conforme verificado na Figura 4.7. Essa relação é importante, pois é um parâmetro que indica o grau de convexidade da solda. Quando esta relação é muito alta, significa uma convexidade excessiva da solda o que dificulta, por simples análise, uma sobreposição entre passes sem geração de vazios. No entanto, também é observado que quando esta relação é maior, os níveis de diluição apresentados são menores. É esperado que níveis menores de diluição apresentem melhor resistência à corrosão, neste sentido, um estudo bem

detalhado da sobreposição poderia ser realizado para gerar procedimentos que utilizem parâmetros com geometria convexa da solda. Para aumentar a molhabilidade da poça fundida, fornecendo cordões menos convexas e até possibilitando o uso de corrente pulsada, adições de hélio em até 25 % ao argônio são utilizadas (AWS v3, 1991), porém a viabilidade econômica e até mesmo o grau de resposta na diluição e geometria da solda devem ser analisados.

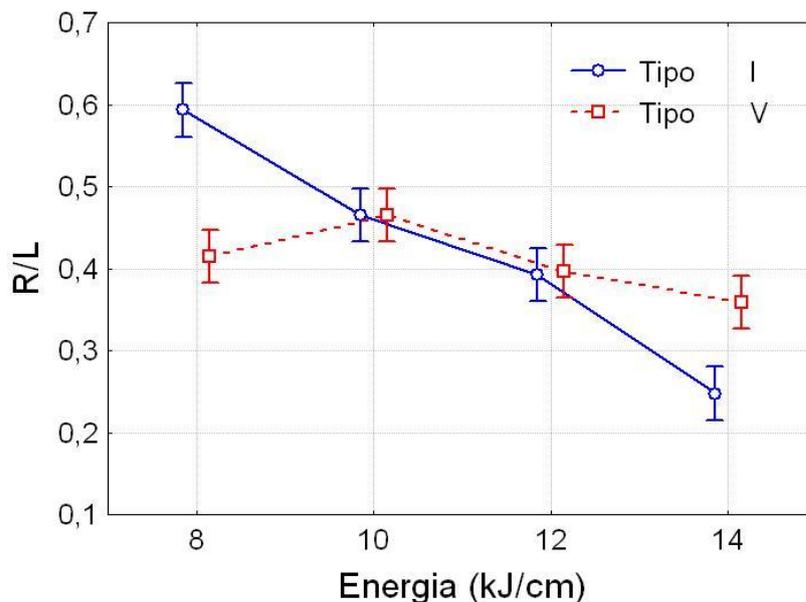


Figura 4.7 – Gráfico do efeito da variação de corrente eficaz (tipo I) e velocidade de soldagem (tipo V) sobre o valor da razão reforço/largura da solda (R/L) em diferentes energias de soldagem.

Estes resultados apresentados indicam, de forma geral, que é possível para uma mesma energia de soldagem haver condições distintas de geometria e diluição da solda. É comum os pesquisadores avaliarem efeitos da energia de soldagem sobre as características da solda. No entanto, é importante indicar quais foram os processos e parâmetros utilizados, já que recomendar apenas níveis de energia para as soldas não é suficiente, não garantindo que esta solda possuirá geometria e diluição adequadas para o serviço.

A energia de soldagem influencia bastante o tipo de solidificação e a formação de precipitados, mas, no caso de soldagens dissimilares a energia não pode ser um parâmetro principal, já que dependendo da diluição pode-se ter um metal de solda com diferentes combinações de composição química e potenciais de segregação distintos. Esse fator “diluição” não depende unicamente da energia de soldagem, conforme o demonstrado pelos resultados obtidos. Assim, a especificação mais detalhada dos procedimentos de soldagem torna-se necessária para geração de soldas de responsabilidade.

## 4.2. Etapa 2 – Realização e caracterização dos revestimentos

### 4.2.1. Aspecto geral dos revestimentos executados

Após os ensaios exploratórios procurou-se então definir uma metodologia de confecção de revestimentos. Optou-se então pela análise em uma mesma corrente de soldagem e variação da velocidade de soldagem para obtenção de duas energias de soldagem 10 e 14 kJ/cm. A corrente selecionada para tal fim foi de 290 A por apresentar um bom compromisso entre geometria e produtividade, já que em correntes mais elevadas o nível de diluição possui valores altos e em correntes mais baixas a taxa de deposição é menor e a razão R/L tende a ser mais crítica. Foram então propostas as confecções de corpos de prova segundo a metodologia descrita no sub-item 3.2.2.1.

O resultado foi um revestimento bem uniforme, conforme pode ser visto nas Figuras 4.8 e 4.9. As superfícies adquiridas foram planas com os passes sobrepostos de forma adequada e não houve presenças de vazios entre os cordões executados. Para adequação ao ensaio de arrancamento (ASTM, 2003), foram necessários 8 passes para a energia de 10 kJ/cm e 6 passes para a energia de 14 kJ/cm, resultando em uma largura total de revestimento em torno de 40 mm, já que as bordas seriam descartadas e o corpo de prova possui 25 mm de largura.

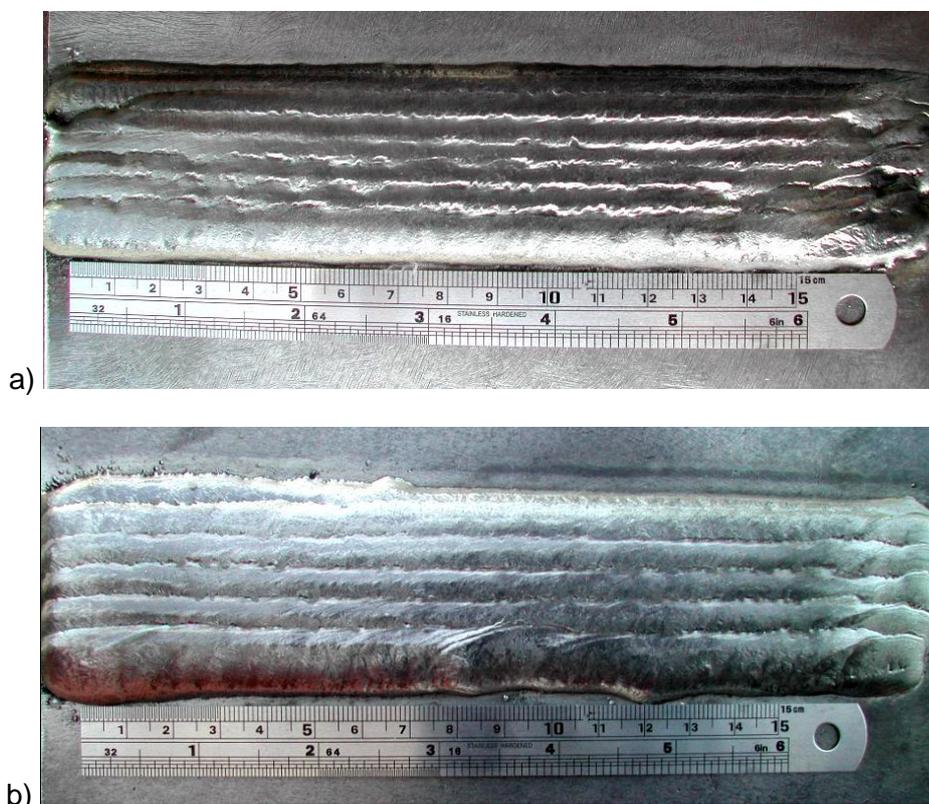


Figura 4.8 – Aspecto superficial das soldagens de revestimento realizadas: a) energia de 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm de energia.

Foi mantida a temperatura de interpasso inferior a 100 °C para todas as condições. O tempo de soldagem dos revestimentos foi praticamente o mesmo, pois apesar de serem necessários mais passes na energia de 10 kJ/cm, os resfriamentos destes foram mais rápidos. Para acelerar o processo, foi utilizado ar comprimido após um tempo em que a temperatura já fosse inferior a 600 °C. De fato, para o revestimento de uma grande área, a produtividade está mais ligada à taxa de deposição do processo de soldagem em si, que tempos para atingir temperaturas de interpasso.

Na Figura 4.9, também são mostradas as linhas utilizadas para realização de perfis de microdureza, onde foram analisadas as regiões centrais de maior penetração (L1, L4 e L6) e entre os cordões de solda (L2, L3 e L5). Cada linha avança 1,4 mm no revestimento e recua o mesmo valor para o metal base. Na metodologia foi relatado o procedimento para medição desses perfis.

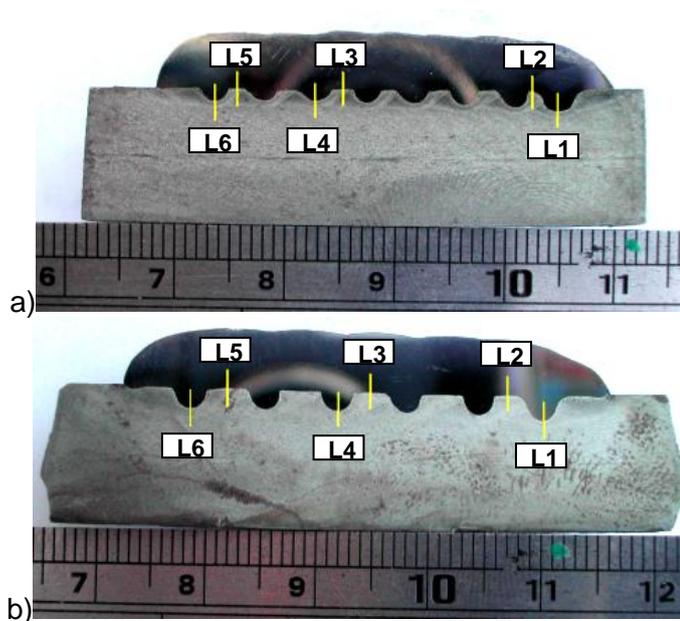


Figura 4.9 – Geometria das soldagens de revestimento realizadas: a) energia de 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm de energia. Em detalhe as regiões a serem realizados perfis de microdureza.

A diluição global do revestimento, conforme esperado, foi menor que a de um cordão em simples deposição, o valor médio para 10 kJ/cm foi de 14 % e para 14 kJ/cm de 15,5 %. No entanto, é observado na Figura 4.10 que os intervalos de confiabilidade se sobrepõem. Uma estimativa grosseira da composição química do metal de solda foi feita para uma diluição de 15 % (Tabela 4.2) pelo simples balanceamento entre as composições químicas do eletrodo e metal de base. Esta estimativa, apesar do metal de solda não possuir uma diluição uniforme, fornece uma idéia básica da quantidade de cada elemento presente na

estrutura. Observa-se que a composição química estimada é mais semelhante à de uma liga 718, que à de uma liga 625, devido à maior concentração de ferro. Ressalta-se que a concentração de molibdênio permanece elevada e o nióbio não é tão alto como na liga 718. De certa forma, acredita-se em uma resposta ao envelhecimento mais intensa que a liga 625, já que a soldagem desloca a curva de precipitação para esquerda e em ligas Ni-Fe, que contém nióbio, há formação da fase  $\gamma''$  (ASM v9, 2004). Outro importante fato relacionado com a composição química é que os teores de carbono e silício sofreram apenas uma pequena alteração comparada com os teores originais do eletrodo, que, no entanto, já são bem superiores às ligas 718 e 625.

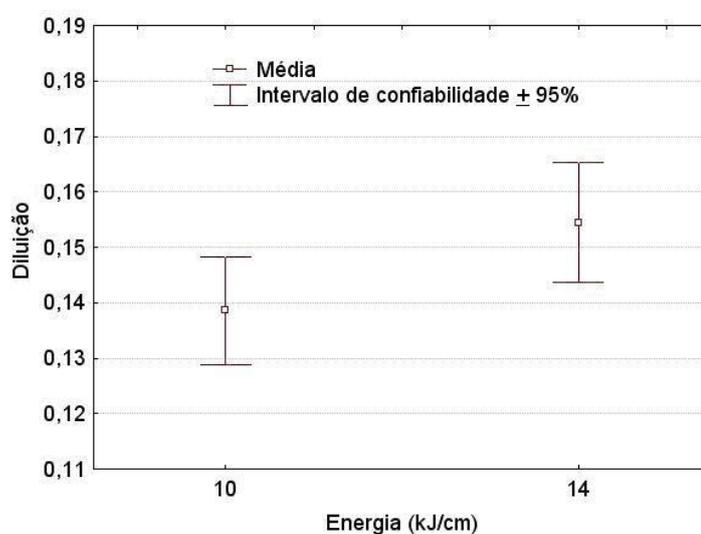


Figura 4.10 – Diluição obtida nos ensaios realizados segundo a metodologia definida.

Tabela 4.2 – Composição química estimada para 15% de diluição da solda.

Ni	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb	Mn	Si
54,77	0,03	18,87	7,76	14,96	0,03	0,01	0,08	0,20	3,00	0,15	0,07

## 4.2.2. Caracterização do revestimento como soldado

### 4.2.2.1. Análise microestrutural

A Figura 4.11 mostra a micrografia da ZAC após o processo de soldagem em ambas as energias utilizadas para realização do revestimento (10 e 14 kJ/cm). É observado que em ambas as energias as microestruturas são típicas da ZAC grãos grosseiros de um aço baixa liga, composta principalmente por ferrita com segunda fase alinhada, ferritas pro-eutetóides nos contornos dos grãos e alguns agregados de ferrita com carbonetos. Não foram constatadas, no entanto, diferenças micro-estruturais muito significativas entre as energias

utilizadas. A utilização da mesma corrente de soldagem aliada às energias relativamente altas, provocaram microestruturas semelhantes tanto para 10 kJ/cm como 14 kJ/cm.

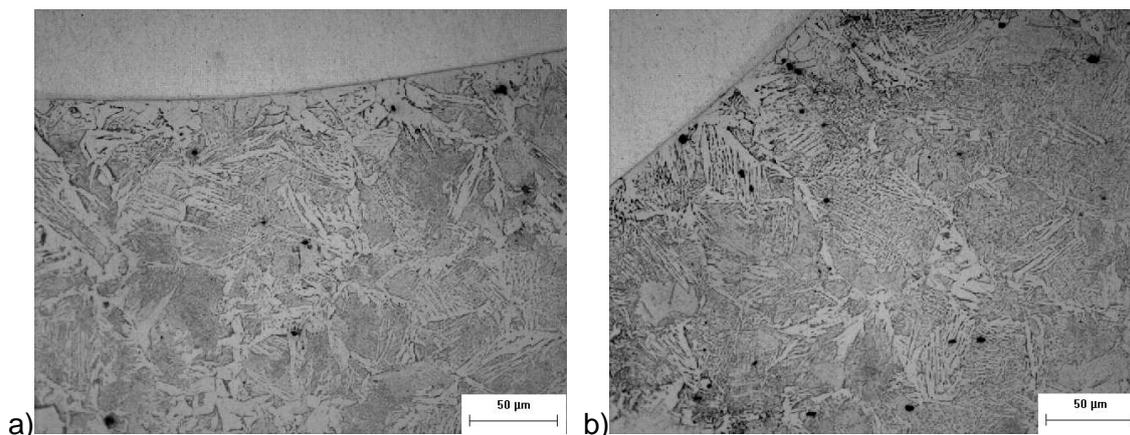


Figura 4.11 – Microscopia ótica da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem de revestimento. Em a) com energia de 10 kJ/cm e b) com 14 kJ/cm. O ataque químico utilizado foi o nital 5%.

Além de uma proximidade entre as energias utilizadas, outra explicação para a semelhança entre as microestruturas observadas na ZAC seria que, neste caso, onde a corrente de soldagem foi igual, pode-se estimar que em ambas as energias a temperatura do arco foi à mesma e a taxa de resfriamento menor para a energia de 14 kJ/cm, devido à menor velocidade de soldagem. O longo tempo de resfriamento provoca um aumento e homogeneização nos grãos austeníticos, que resulta em um deslocamento da curva de transformação para a direita. Maiores grãos austeníticos dificultam a nucleação da ferrita devido à existência de menos contornos de grão (Kou, 2002). Desta forma, ao mesmo tempo em que a taxa de resfriamento é menor o gráfico de transformação é deslocado para a direita.

Em maior detalhe, essas microestruturas podem ser visualizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura, segundo a Figura 4.12. No entanto, não é o foco principal deste trabalho a discussão aprofundada das estruturas da ZAC desse aço, desta forma serão apenas realizadas discussões mais gerais a respeito dessas estruturas ao longo do trabalho.

O metal de solda solidificado resultou em uma microestrutura dendrítica conforme pode ser visto nas Figuras 4.13, 4.14 e 4.15. Na microscopia ótica e principalmente no MEV, com aumento de 500 x, não foi possível visualizar nenhum precipitado. Aparentemente, de maneira geral, as dendritas são mais grosseiras para a energia de 14 kJ/cm, no entanto essa análise torna-se difícil, pois, no resfriamento não muito uniforme, ocorrem flutuações térmicas durante a solidificação, gerando dendritas de vários tamanhos para uma mesma

energia de soldagem. Outro fato é que a corrente de soldagem é a mesma e as energias de soldagem não são tão diferentes.

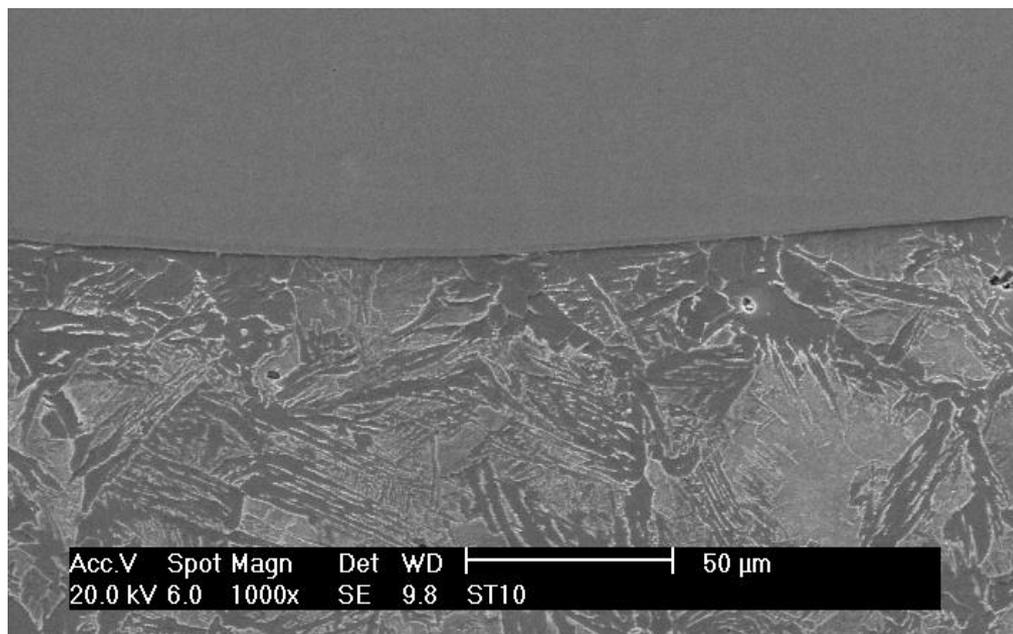


Figura 4.12 – Microscopia eletrônica de varredura da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem de revestimento com energia de 10 kJ/cm.

Foi observado que as dendritas resultantes possuíam orientações diferentes em algumas regiões do corpo de prova, retratando uma direção de crescimento diferente. Isso se deve principalmente pelo fato dos grãos se nuclearem e crescerem na direção de gradiente térmico, e como o fluxo de calor não possui uma direção contínua na poça de fusão, então aqueles grãos que tiverem uma orientação mais favorável irão bloquear o crescimento dos outros, chamado crescimento competitivo.

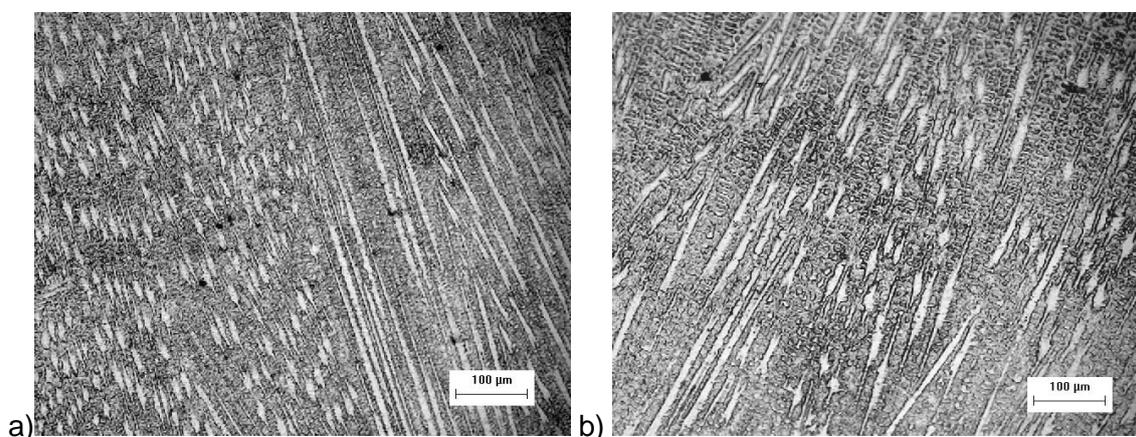


Figura 4.13 – Microscopia ótica do metal de solda após a realização do revestimento. Em a) com energia de 10 kJ/cm e b) com 14 kJ/cm. O ataque químico utilizado foi uma mistura de ácidos acético, clorídrico e nítrico na mesma proporção.

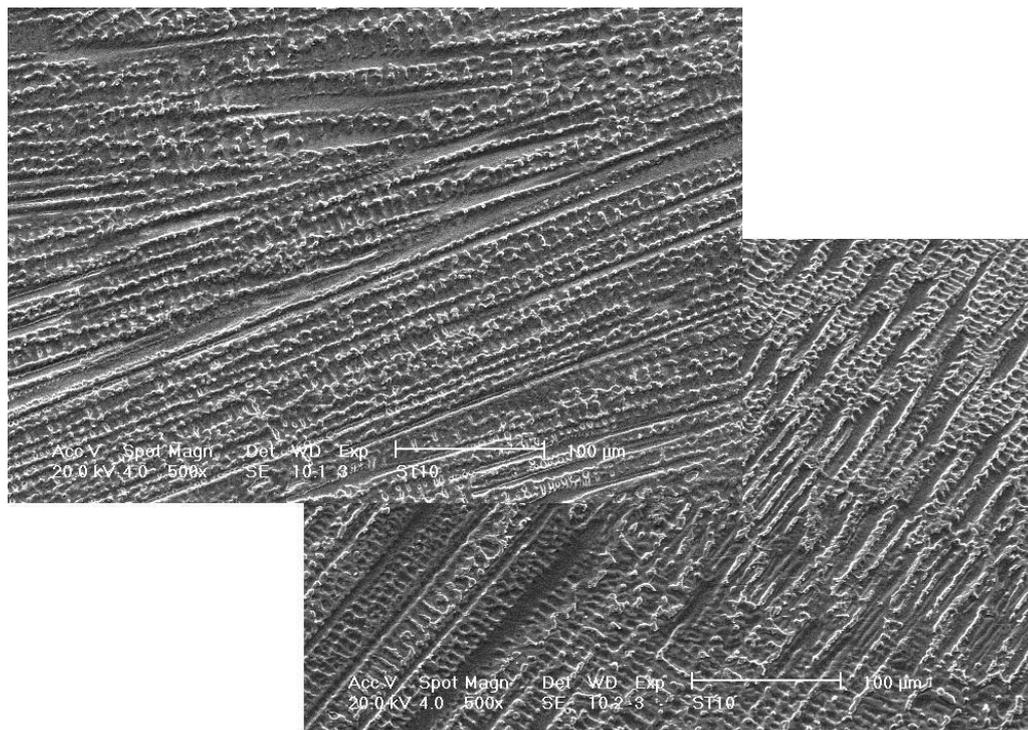


Figura 4.14 – Microscopia eletrônica de varredura do metal de solda após o revestimento com energia de 10 kJ/cm.

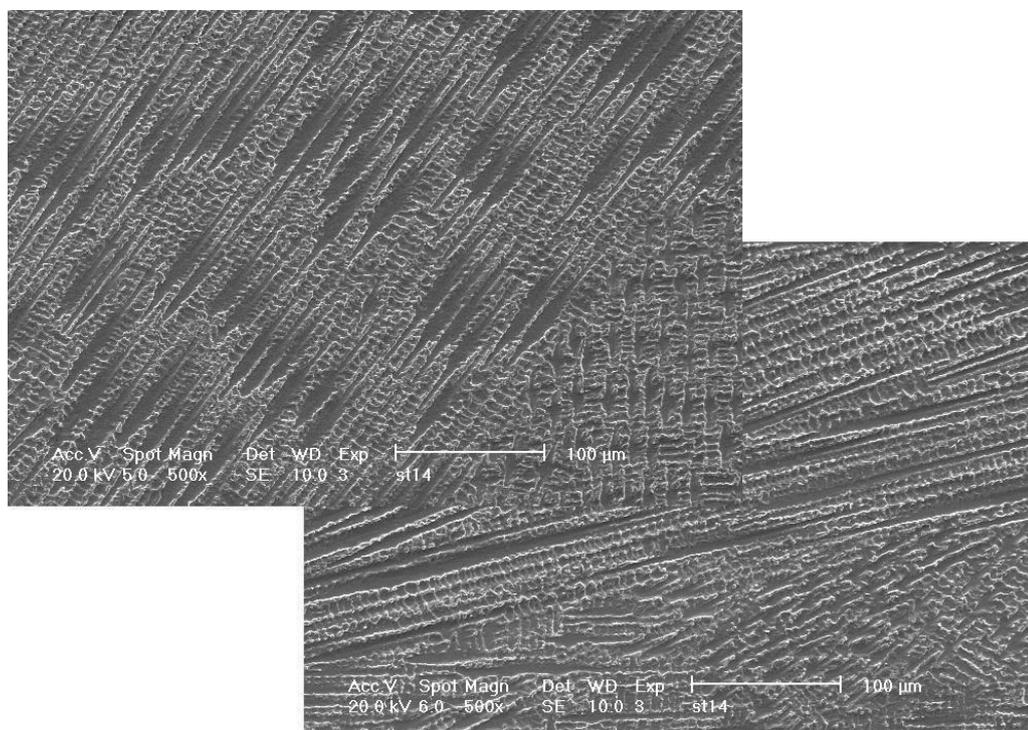


Figura 4.15 – Microscopia eletrônica de varredura do metal de solda após o revestimento com energia de 14 kJ/cm.

Apenas através de maiores aumentos no MEV, foi possível a visualização de precipitados, conforme verificado na Figura 4.16. Aparentemente, esses precipitados podem ser identificados como carbonetos. A maioria dos precipitados encontrados apresenta-se desta forma, finos e difíceis de serem analisados por EDX, já que essa técnica não é bem recomendada para precipitados menores que 5  $\mu\text{m}$ . Outro fator importante a ser destacado é que o EDX não é sensível, possuindo uma baixa confiabilidade na identificação de elementos químicos de pequena massa atômica como o carbono e o boro, de maneira que evitam-se análises desses elementos com essa técnica. Para um estudo mais voltado para esses elementos e para precipitados muito finos, outras técnicas de caracterização são mais eficientes, como o Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET).

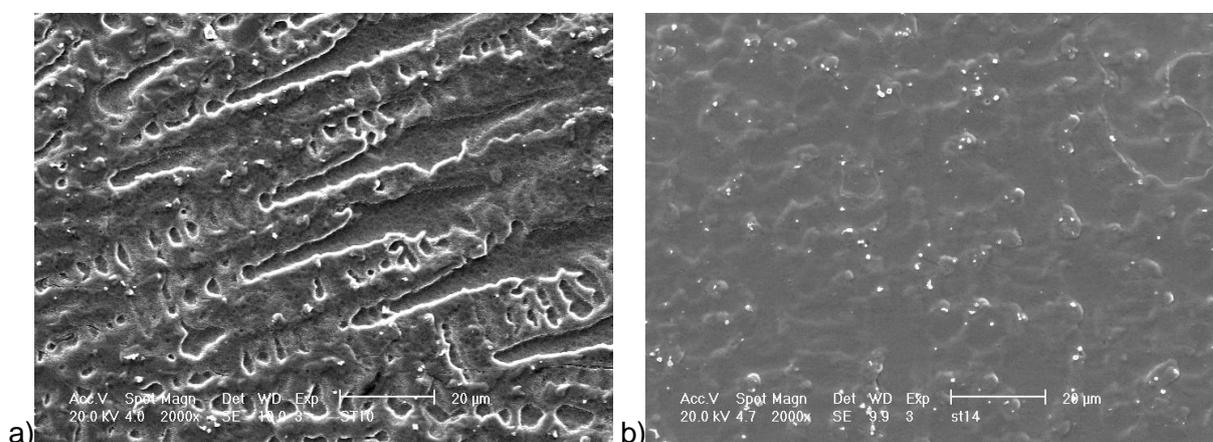


Figura 4.16 – Pequenos precipitados identificados nas amostras sem tratamento térmico de envelhecimento: a) 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm.

Na Figura 4.17, observam-se precipitados de duas formas, a primeira uma forma esférica de 1 a 3  $\mu\text{m}$ , e a segunda com morfologia irregular, geralmente alongada e restrita a regiões interdendríticas. Precipitados ainda mais finos são esporadicamente identificados. Durante as análises do revestimento não foram encontrados precipitados de tamanho médio muito superior a 5  $\mu\text{m}$ , isso dificultou um pouco a análise, porém indica uma boa resposta aos procedimentos de soldagem adotados, pois segundas fases de tamanhos grosseiros são associadas à queda de resistência e de ductilidade.

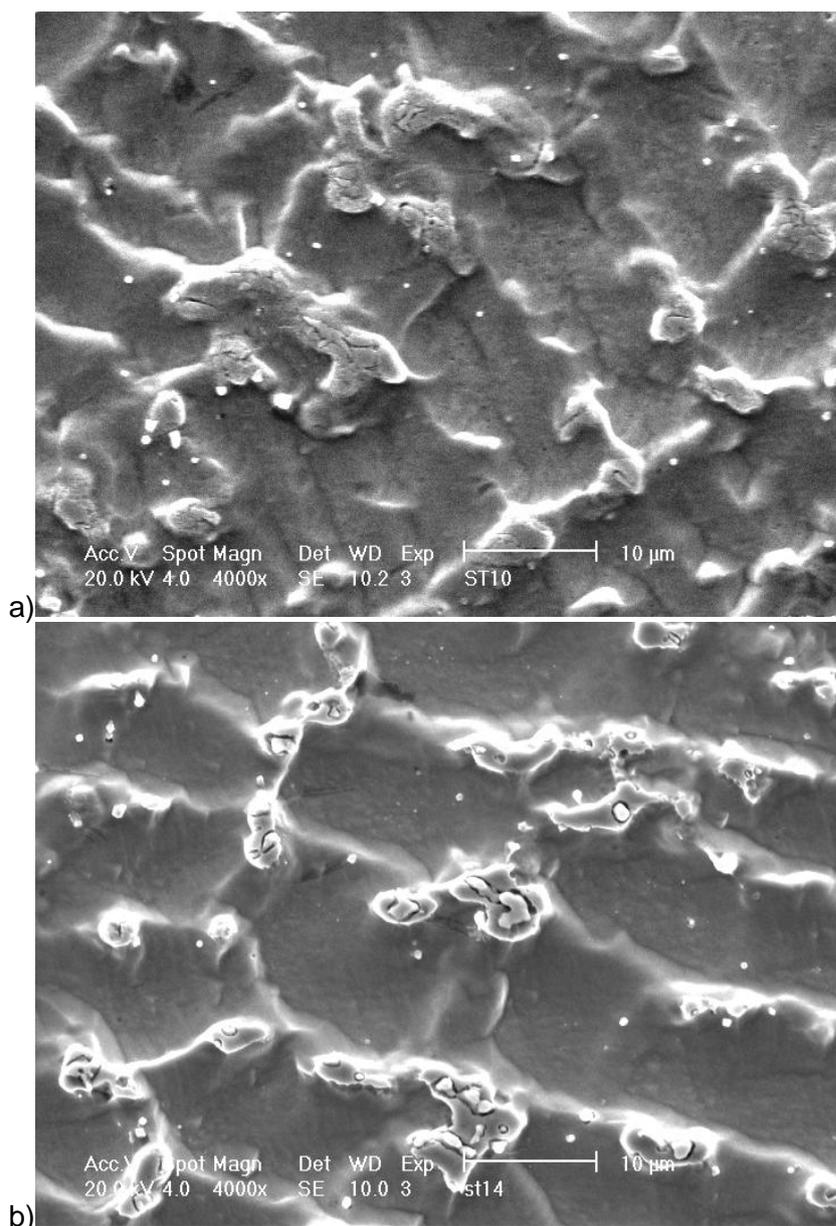


Figura 4.17 – Precipitados em maior detalhe: a) 10 kJ/cm e b) 14 kJ/cm.

A análise com EDX mostrada na Figura 4.18 indica altas concentrações de Nióbio e Molibdênio. Essa alta concentração desses elementos aliada à morfologia observada em vários trabalhos (Antonsson, 2005; Dupont, 1996; Kou, 2003; Ram et al., 2004), leva a crer que se trata de uma fase Laves. Como foi visto anteriormente na revisão, esse precipitado é encontrado principalmente nessas ligas a base de nióbio e está sempre presente em estruturas como soldadas. (Dupont, 1996) associa a presença da fase Laves com a maior concentração de Fe no revestimento resultante da diluição e relata que o Si também tem papel importante na formação dessa fase, enquanto que o C é responsável por diminuir a formação da fase Laves pela formação preferencial de carbonetos primários (NbC) durante o resfriamento por se formar em temperaturas mais elevadas.

Regiões interdendríticas são os principais locais de formação dos precipitados, pode-se notar pela Figura 4.19 como os precipitados se encontram principalmente nestas regiões. Isso se deve principalmente aos elementos que segregam do sólido para o líquido durante a solidificação, sendo as regiões interdendríticas as últimas a se solidificar.

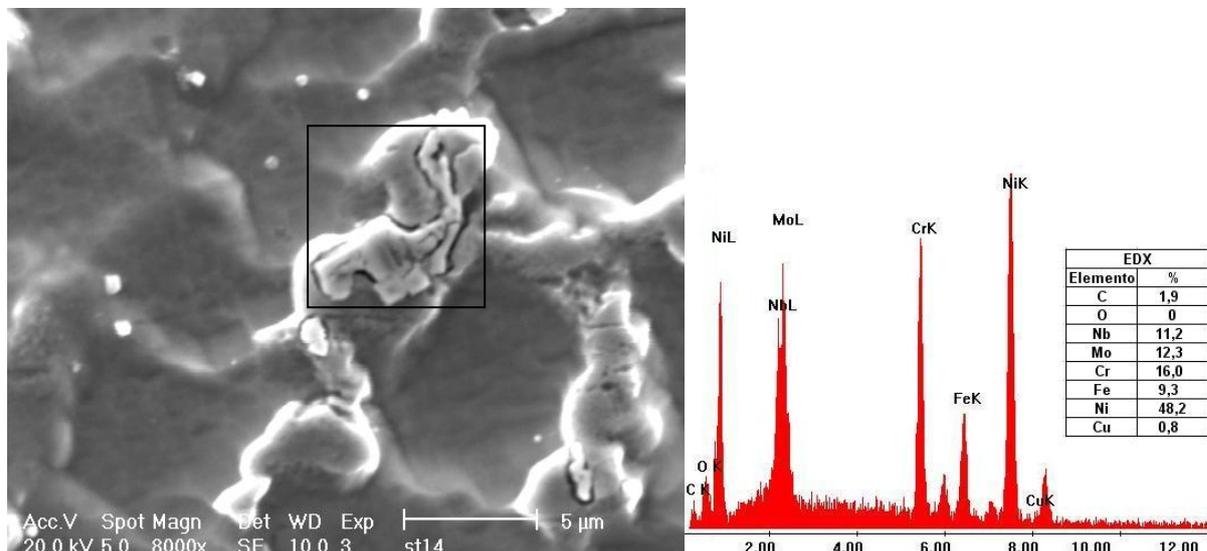


Figura 4.18 – EDX do precipitado ao centro da foto, constatado elevados teores de nióbio e molibdênio.

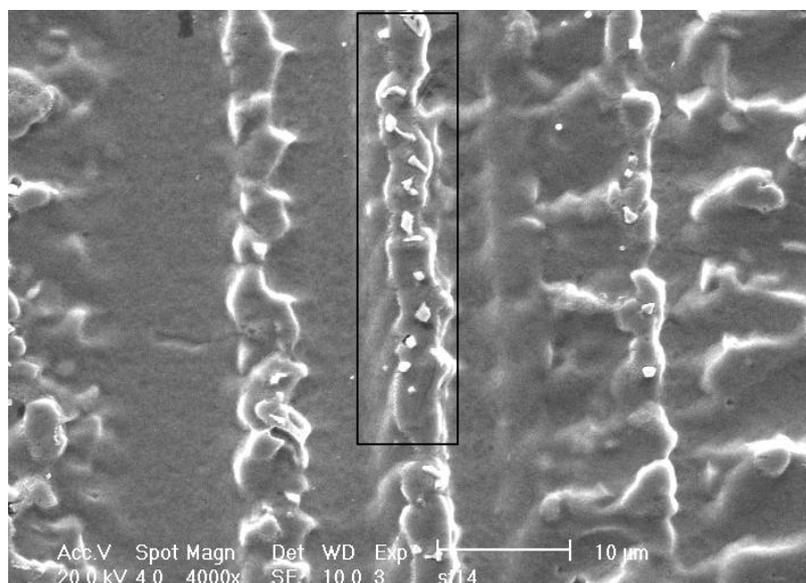


Figura 4.19 – Precipitados alinhados em regiões interdendríticas.

Em uma verificação realizada por EDX (Figura 4.20), pode-se constatar de maneira geral que a concentração de Nb e Mo é maior em regiões interdendríticas, onde estão presentes os precipitados, sejam fases Laves ou carbonetos. Um estudo mais detalhado

para o potencial de segregação, decorrente dos diferentes parâmetros de soldagem utilizados, necessitaria de equipamentos mais especializados em microanálises.

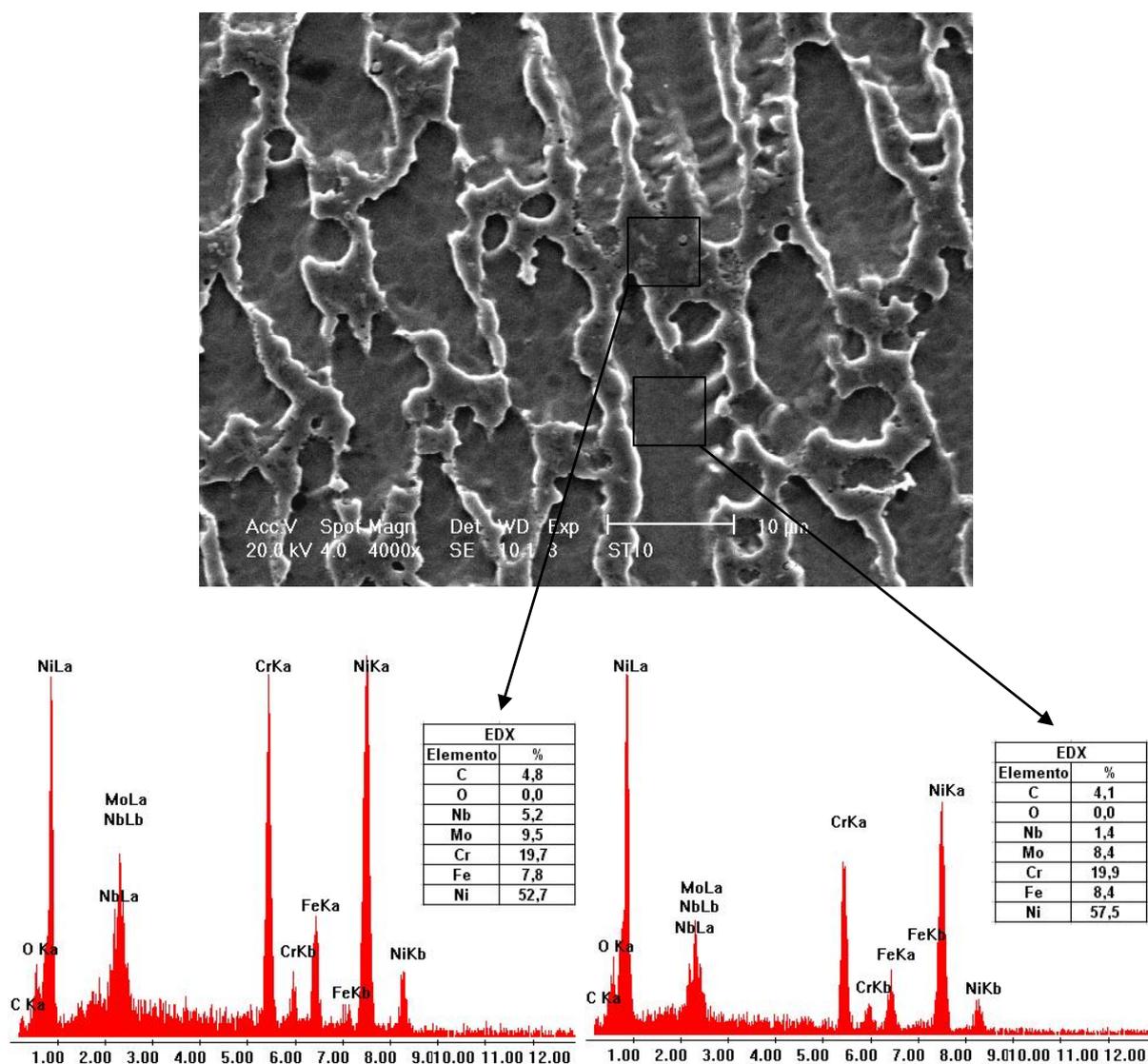


Figura 4.20 – EDX mostrando diferenças nas composições químicas de regiões dendríticas e interdendríticas. Energia de 10 kJ/cm.

A interface da solda é mostrada na Figura 4.21. É observado como o reagente utilizado ataca bastante o aço ASTM A516 g60 e como seu poder de reação é baixo no revestimento. Também se constata, no lado do revestimento uma região interfacial da solda mais susceptível ao ataque corrosivo. As microestruturas observadas na Figura 4.21 dessa região são semelhantes ao do revestimento em si (aparentemente dendritas austeníticas).

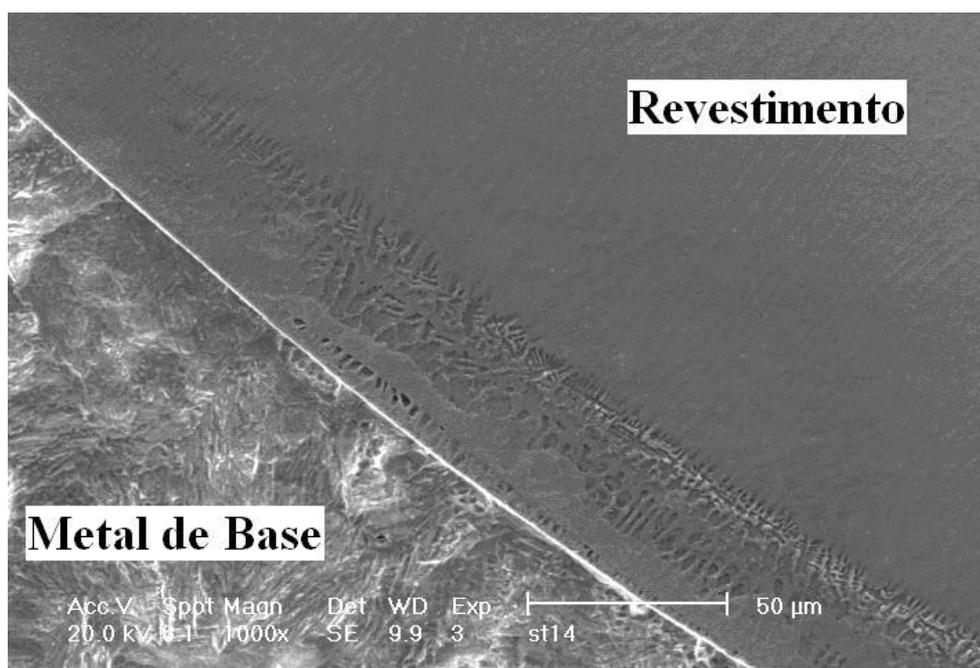


Figura 4.21 – Zona interfacial da solda com região do metal de solda mais susceptível ao ataque químico para revelação da estrutura. Energia de 14 kJ/cm.

Em uma verificação por EDX, realizada no metal de solda, Figura 4.22, foi possível identificar uma maior concentração de Ferro próximo à linha de fusão, similar ao encontrado por (Raghavan et al., 1989). Isso indica que aquela região, mais susceptível ao ataque, se trata de uma faixa de diluição parcial. Na Figura 4.22, o ataque corrosivo foi mais intenso e uniforme. Para se conseguir isso, teve-se que deixar de lado análises mais ao centro do revestimento, pois tinham sido bastante atacadas. Um fator importante dessa verificação é que a diluição não é uniforme, em toda a região do revestimento, já que parte dos elementos oriundos do metal base se concentram, nessa região. É esperado então que a concentração de ferro e outros elementos, mais ao centro da solda, não seja aquela prevista na Tabela 4.2. Adiante será verificado o comportamento desta região, especificamente após o envelhecimento.

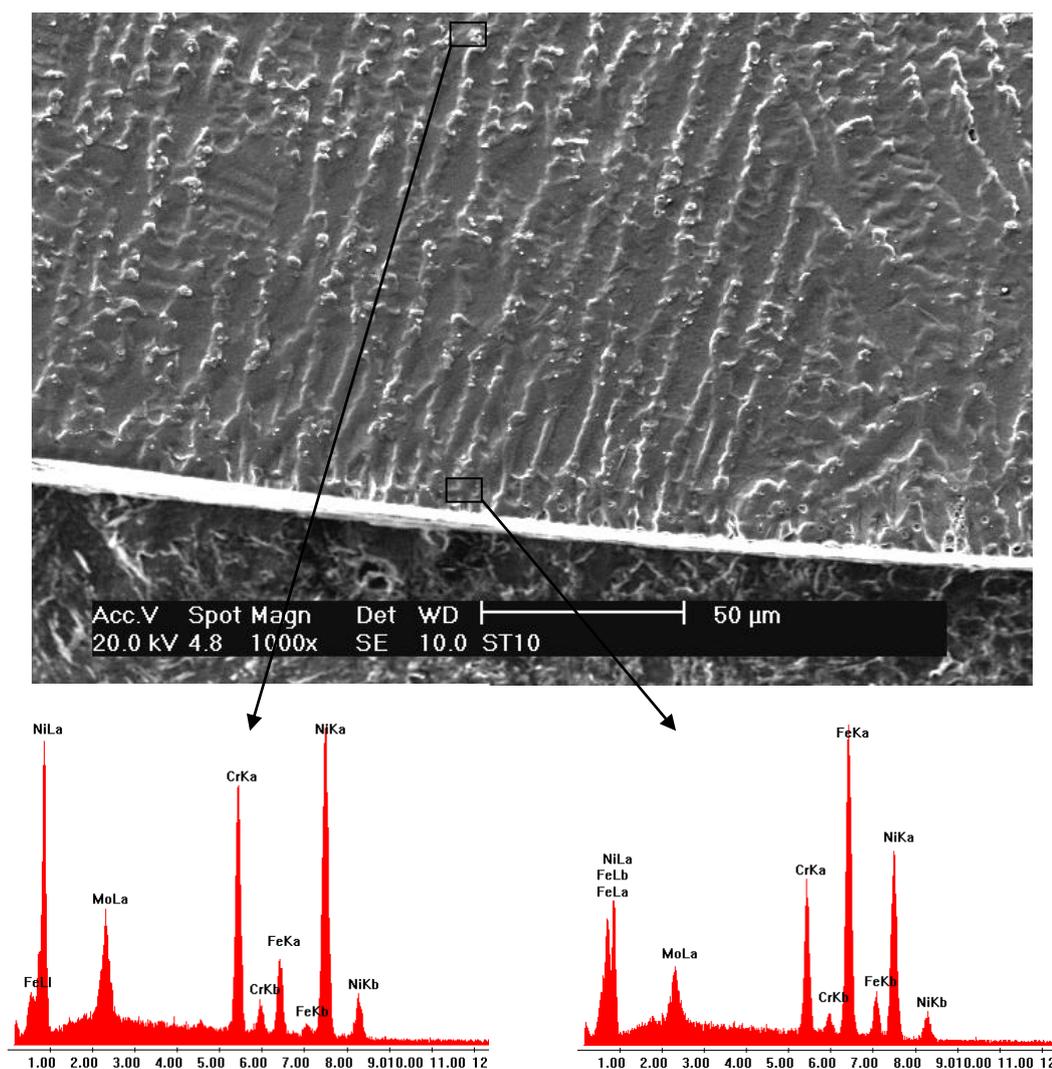


Figura 4.22 – EDX mostrando qualitativamente a maior concentração de ferro no metal de solda próximo a interface.

Um gráfico qualitativo realizado através de uma varredura de medições por EDX na interface, desde o metal de base e adentrando no revestimento, é mostrado na Figura 4.23. Procurou-se, por meio disso, estimar a extensão da faixa parcialmente diluída. Foi observado nessa estimativa que, na região analisada, os teores de Fe, Ni, Cr e Mo possuem mudanças bruscas até aproximadamente 40 µm de espessura e uma estabilização a partir de 70 µm. Como a técnica utilizada não permite uma quantificação precisa, o tratamento não será feito em termos percentuais de cada elemento. Para um estudo comparativo entre as energias utilizadas, seria necessário um estudo estatístico, pois essa faixa não se mostrou uniforme nos corpos de prova estudados. Outro fator crítico, que dificulta algum estudo comparativo, é que o nível de diluição em si, de cada cordão, foi bastante similar.

É comum o uso do diagrama de Schaeffler para prever os constituintes por meio da composição química, porém nessa faixa o primeiro ponto analisado no revestimento já se

localiza bem definido na região austenítica, de tal forma que mesmo que exista uma faixa martensítica nessa zona parcialmente diluída ela é tão fina que os ensaios por MEV e EDX não a detectaram. Foi verificado no trabalho de (Nelson, 2000) que em diluições médias (20% a 80%) o metal de solda apresenta uma banda de martensita ao longo da linha de fusão e que em diluições baixas (< 20%) o metal de solda é completamente austenítico, devido ao alto gradiente na composição química da interface. Neste sentido, a baixa diluição da solda (15%) contribuiu para formação de uma zona parcialmente diluída com estrutura preferencialmente austenítica.

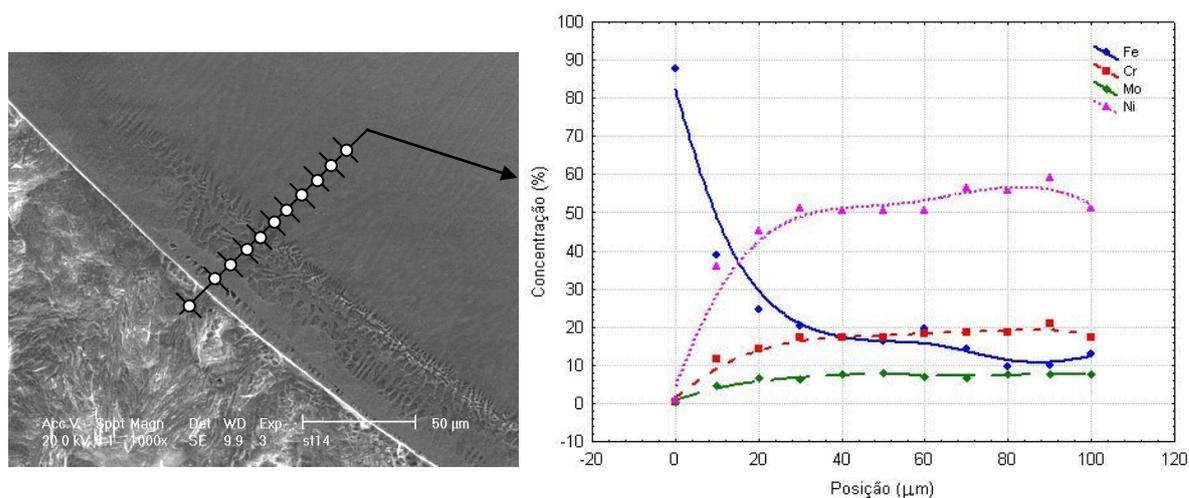


Figura 4.23 – Gráfico qualitativo para estimar a dimensão da faixa parcialmente diluída na interface da solda para uma região de uma amostra como soldada.

#### 4.2.2.2. Perfis de microdureza

As Figuras 4.24 e 4.25 apresentam os perfis de microdureza das seis linhas medidas (Figura 4.9) para as energias de 10 e 14 kJ/cm respectivamente, nas amostras como soldadas. Os dois perfis apresentam várias similaridades: ambos possuem em geral pontos no revestimento estabilizados entre 220 e 260 HV. As durezas na interface não foram elevadas e estão próximas ao valor do revestimento, com alguma leve dispersão e as durezas na ZAC tendem a convergir para valores menores à medida que se afastam da interface. Outro fator comum é que a Linha 4 (L4) apresenta valores mais altos de dureza no revestimento e a Linha 2 (L2) valores inferiores. Os valores obtidos, apesar de bem próximos, indicam uma leve tendência do aporte térmico de 10 kJ/cm possuir maior dureza, tanto no revestimento, como na ZAC. No revestimento, os valores tendem para 260 HV, já para 14 kJ/cm, a tendência é para 240 HV. Na ZAC, observa-se que para energia de 14 kJ/cm, os valores caem rapidamente para abaixo de 180 HV, isso provavelmente ocorra devido a menor taxa de resfriamento, que gerou grãos austeníticos maiores e mais uniformes.

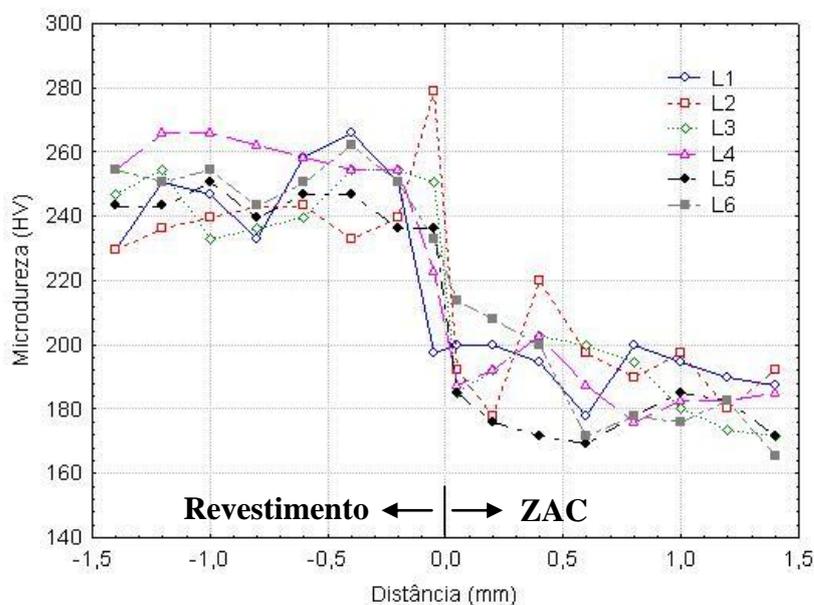


Figura 4.24 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 10 kJ/cm.

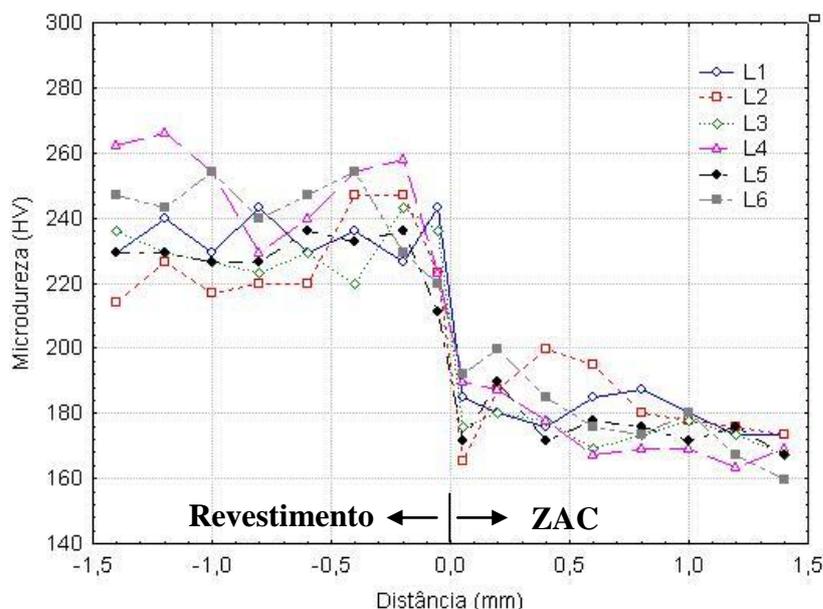


Figura 4.25 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 14 kJ/cm.

De maneira geral, pode-se dizer que as diferenças de dureza na interface entre o aço A516 e o revestimento com ERNiCrMo-3, na condição como soldadas, não se apresentaram tão significativas, com durezas entre 220 e 260 HV no revestimento e durezas entre 180 e 200 HV na ZAC-GG do aço. Não houve medição na zona parcialmente diluída de pontos com dureza elevada na condição como soldada, refletindo bem as análises anteriormente feitas com respeito à composição química desta interface. Porém pode haver a presença de uma faixa de dureza mais elevada (estrutura martensítica), sendo esta de espessura muito baixa para ser identificada pela carga e metodologia utilizada. A ausência

de uma faixa nítida de maior dureza está relacionada à baixa diluição e baixo aporte térmico imposto, que geram alto gradiente na composição química da interface.

### 4.2.3. Caracterização do revestimento com envelhecimento

#### 4.2.3.1. Análise microestrutural

Após os ensaios de envelhecimento na temperatura de 600 °C, foi constatado uma mudança microestrutural, com respeito a morfologia da ZAC, tanto para 100 horas como para 300 horas. As fases anteriormente visualizadas (Figuras 4.11 e 4.12) foram completamente dissolvidas. Essa mudança ainda é mais evidenciada para as amostras envelhecidas por 300 horas. Pode-se visualizar a presença de grão ferríticos limpos nas Figuras 4.26 e 4.27, onde não há mais presença de carbonetos na forma de placas ou agregados no interior do grão. Esse efeito foi constatado em ambas as energias utilizadas e está mais ligado a um processo de difusão ocorrido durante o envelhecimento.

Assim como o hidrogênio, o carbono é um elemento pequeno, que se localiza nos interstícios das estruturas, e desta forma, vai apresentar uma maior solubilidade na estrutura CFC (austenita) do revestimento, ao passo que o menor fator de empacotamento atômico, provoca uma grande difusibilidade na estrutura CCC (ferrita). Desta forma acredita-se que esse carbono tenha se difundido na interface do aço carbono para a estrutura austenítica do revestimento. Também se observa nas Figuras 4.26 e 4.27 uma faixa atacada pelo nital 5 %, no caso da microscopia ótica, uma faixa mais escura, e na microscopia eletrônica uma faixa clara, que dá indícios de uma região intermediária com presença de carbonetos.

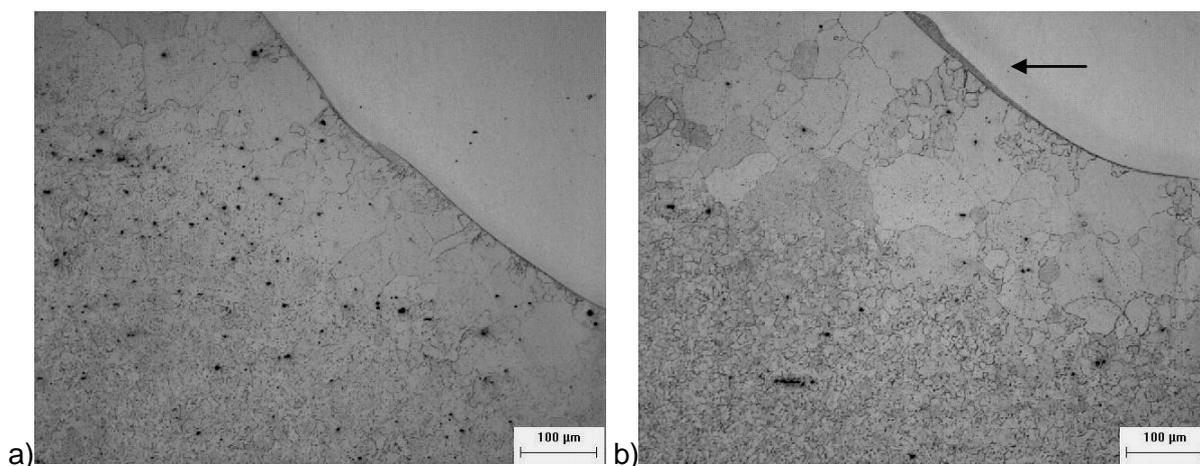


Figura 4.26 – Microscopia ótica da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem com 10 kJ/cm e envelhecimento a 600 °C. Em a) após 100 h e b) após 300 h. O ataque químico utilizado foi o nital 5 %.

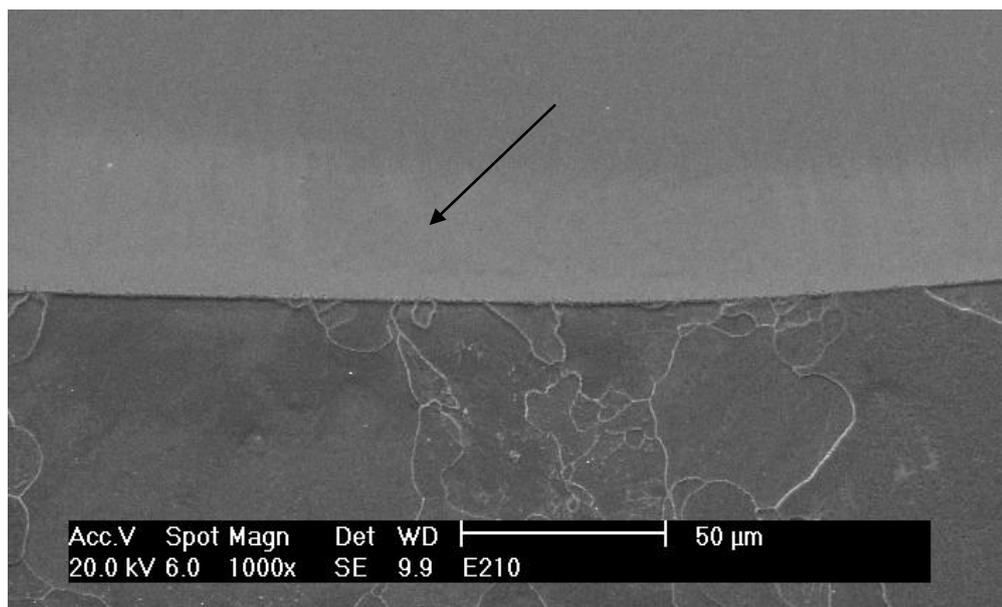


Figura 4.27 – Microscopia eletrônica de varredura da ZAC do aço ASTM A156 g60 após a soldagem com energia de 10 kJ/cm e envelhecimento a 600°C por 300 h.

É possível que o carbono tenha se difundido primeiramente para os contornos dos grãos, de maneira que ainda possam também estar localizado nessas regiões. Uma descarbonetação da estrutura ferrítica da ZAC foi verificada também por outros autores (Olden, 2003; Raghavan et al.1989), no entanto, como relatado por eles, não foi possível afirmar a presença um fenômeno de crescimento de grãos ferríticos, acredita-se apenas que estes são os contornos originais da austenita antes da transformação ocorrida durante a soldagem, pois o envelhecimento ocorreu abaixo da temperatura de recristalização de um aço estrutural. Adiante serão mais detalhadas as propriedades dessas estruturas pelos perfis de microdureza.

A Figura 4.28 mostra uma estrutura dendrítica bem clássica. O envelhecimento não provocou uma mudança nas morfologias das dendritas do revestimento, e em uma análise por EDX, as concentrações de nióbio e molibdênio permaneceram maiores nas regiões interdendríticas. Nesta figura, pode-se verificar como ocorre a segregação desses elementos. A seta iniciada na região central da dendrita indica o começo da solidificação, que resulta na formação dos braços dendríticos. Entre estes, inicia-se a solidificação do líquido interdendrítico, rico em elementos segregados que são jogados para os cantos da região interdendrítica, onde posteriormente, se transformam em precipitados, conforme indicado pela região demarcada na Figura 4.28. Precipitados de estruturas frágeis alinhados desta forma podem favorecer a propagação de trincas.

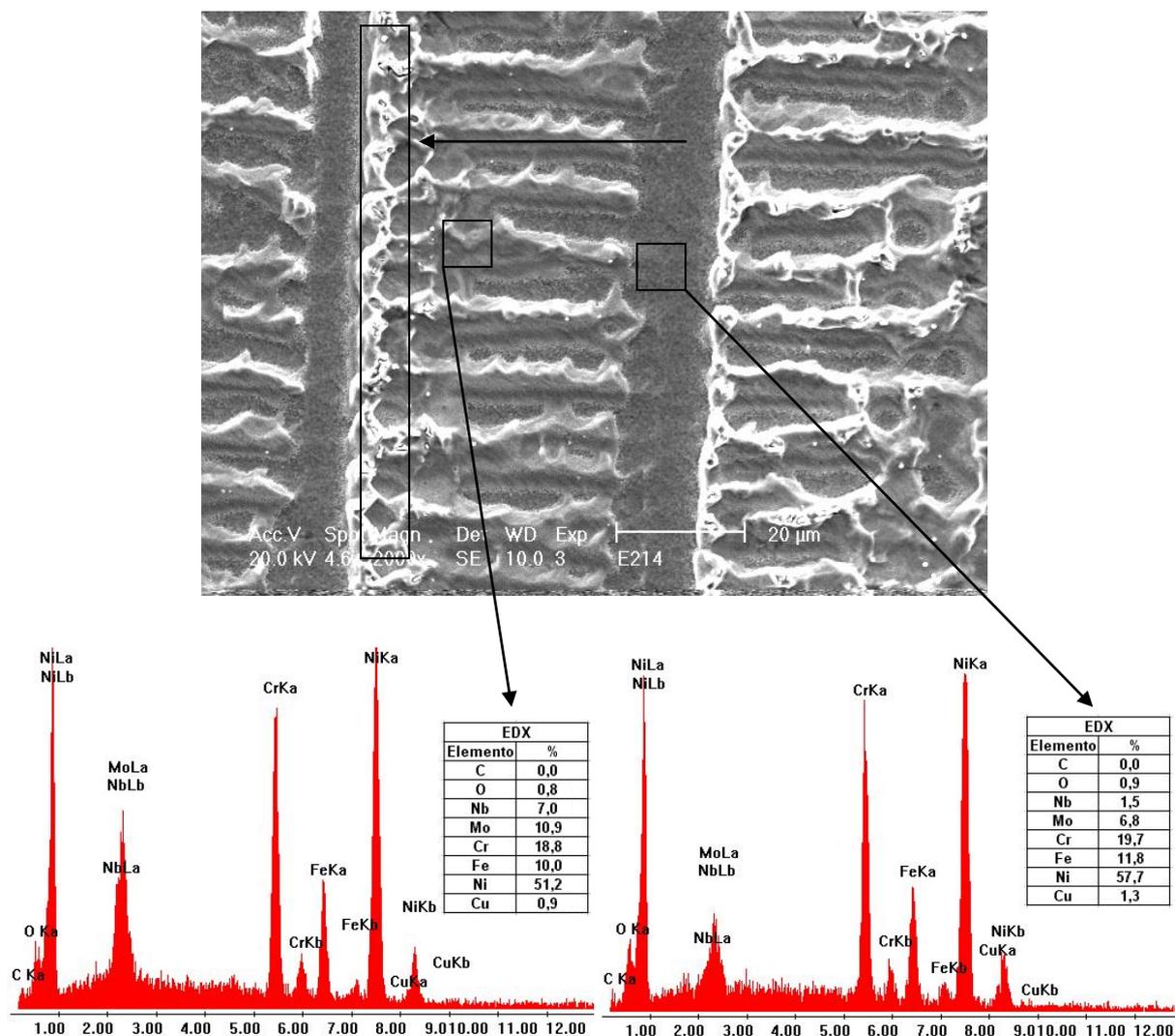


Figura 4.28 – EDX mostrando diferenças nas composições químicas de regiões dendríticas e interdendríticas em uma amostra envelhecida por 300 h. Energia de 10 kJ/cm.

No primeiro tempo de envelhecimento, 100 horas, foi observada, em ambas as energias de soldagem, a presença mais freqüente de precipitados muito finos, menores que 1 µm. Acredita-se que esses precipitados sejam carbonetos secundários do tipo  $M_{23}C_6$ . Para uma caracterização desses carbonetos, as técnicas de MEV e EDX não são bem adequadas, como dito anteriormente. A Figura 4.29 indica esses precipitados aglomerados em zonas dendríticas. Também pode ser visto o EDX de uma fase, ao centro, com alta concentração de nióbio e molibdênio, onde acredita-se que seja fase Laves ou carboneto MC, e que tenha sido oriunda do processo de soldagem em si, não havendo, aparentemente, sido formada durante o envelhecimento.

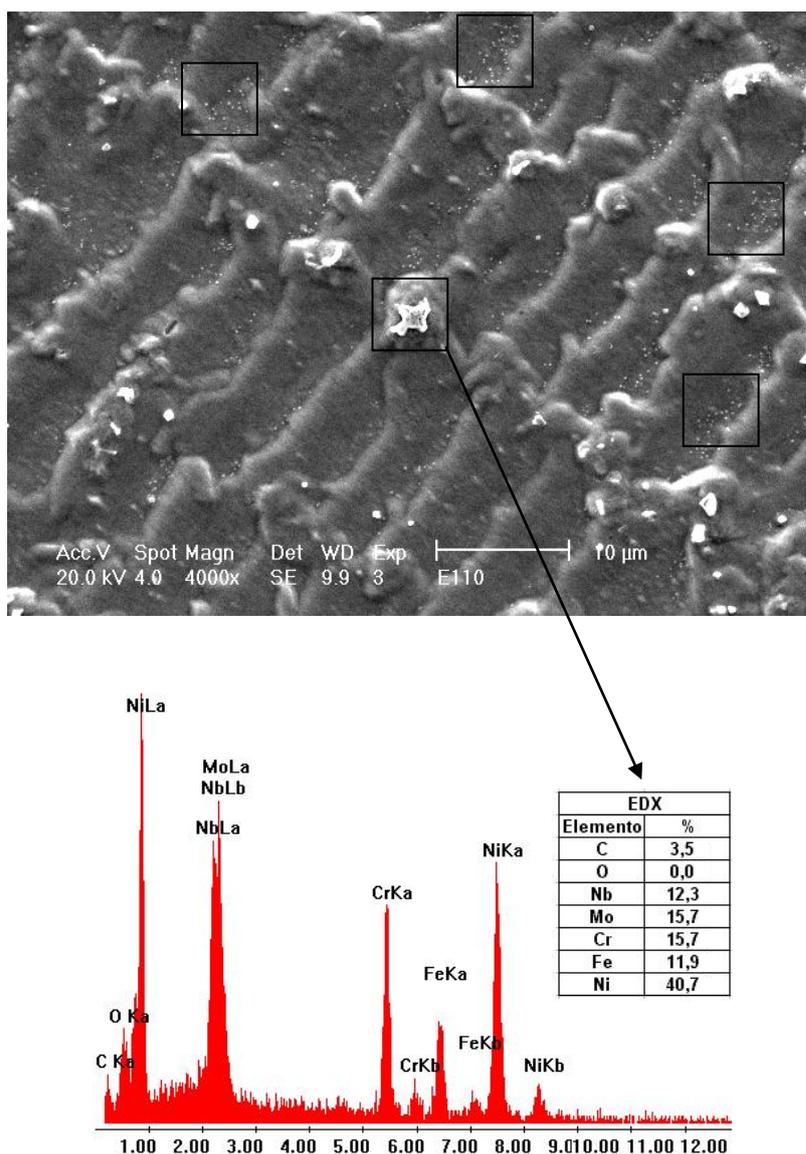


Figura 4.29 – EDX de um precipitado (centro da foto) de uma amostra envelhecida por 100 h. Energia de 10 kJ/cm. Observa-se a presença de finos precipitados aglomerados em regiões dendríticas.

Após 300 horas de envelhecimento, tornou-se bastante nítida, a menor quantidade de precipitados em forma esférica, com 1 a 3  $\mu\text{m}$  de tamanho, os quais podem ser tomados como carbonetos primários do tipo MC (NbC, MoC), que seriam então dissolvidos com o avanço do processo de envelhecimento. A fase Laves apresentada na Figura 4.30 apresenta-se circundada por uma faixa escura, anteriormente não tão nítida, que pode ter relação com a presença de carbonetos que se formariam nos arredores do precipitado, preenchendo espaços vazios entre o precipitado e a matriz interdendrítica.

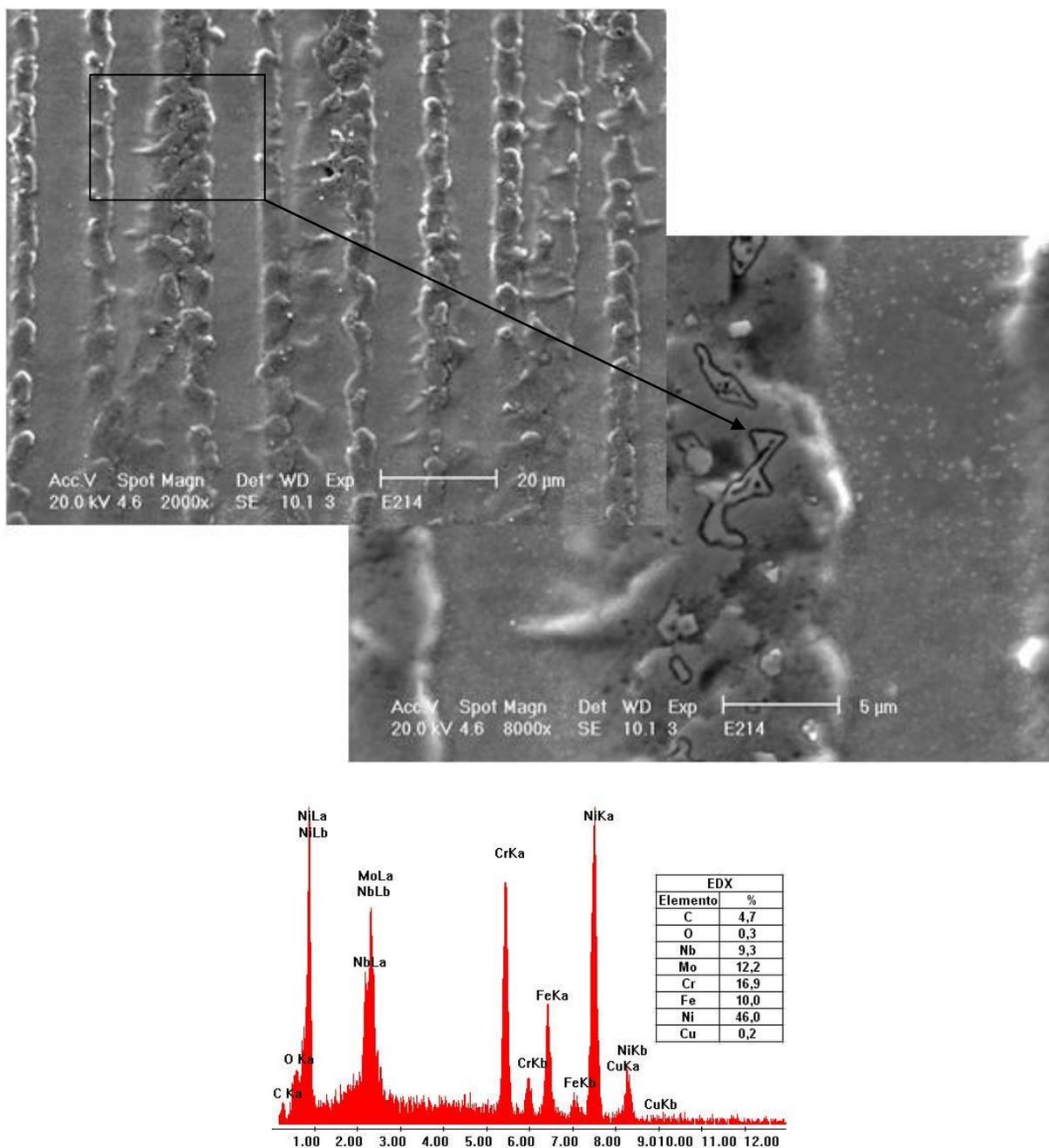


Figura 4.30 – EDX do precipitado indicado.

São observadas nas Figuras 4.30 e 4.31 microfases em forma de plaquetas (área demarcada na Figura 4.31), as quais, devido a morfologia e quantidade, aparentam-se com a fase  $\gamma''$ . Pode-se apenas visualizá-las com aumentos muito elevados, pois além de serem muito pequenas,  $0,5 \mu\text{m}$ , não possuem uma tonalidade bastante diferente da matriz. Essa fase é esperada no envelhecimento da liga 625 (Floreen, 1994; Mathew, 2004; Thomas, 1994) e ainda é mais freqüente na liga 718, que foi desenvolvida para ativar a precipitação dessa fase, e torná-la o principal agente para aumento de resistência.

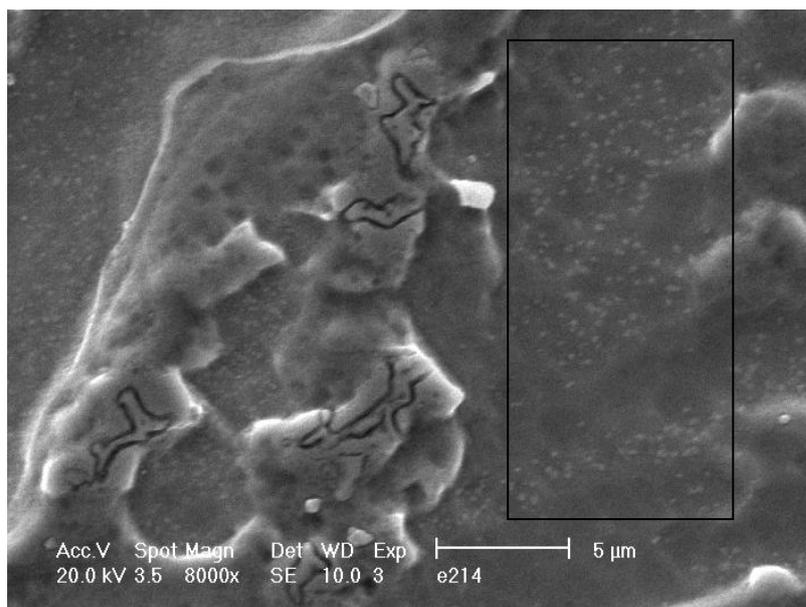


Figura 4.31 – Pequenas partículas dispersas em regiões dendríticas. Aparentemente fase  $\gamma''$ .

Algumas regiões das amostras envelhecidas por 300 horas eram atacadas de forma mais excessiva. As Figuras 4.32 e 4.33 mostram essas regiões. Por EDX, percebe-se que se tratam de regiões bastante empobrecidas de Nb e Mo que, devido à difusão e formação de precipitados pelo envelhecimento, ficam mais susceptíveis ao ataque corrosivo.

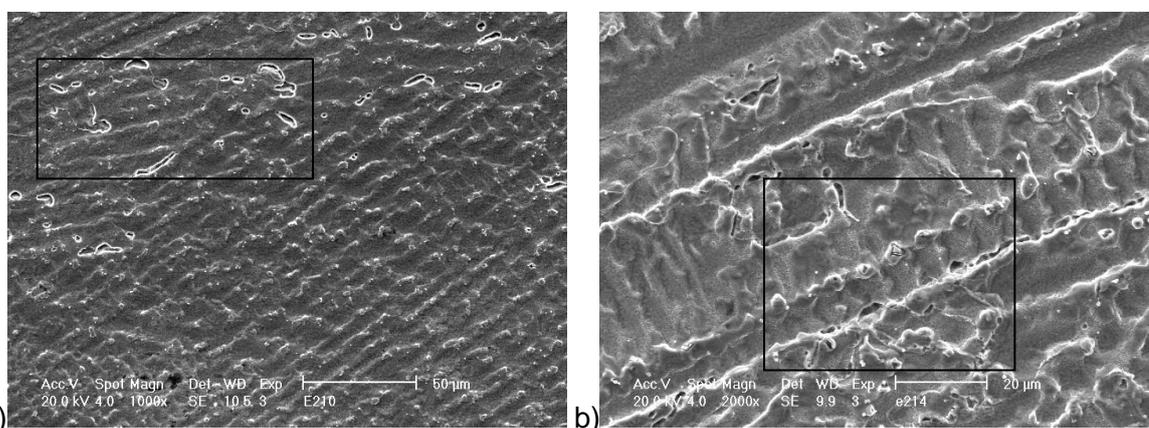


Figura 4.32 – Áreas susceptíveis ao ataque corrosivo observadas em amostras envelhecidas por 300 h. a) Energia de 10 kJ/cm e b) energia de 14 kJ/cm.

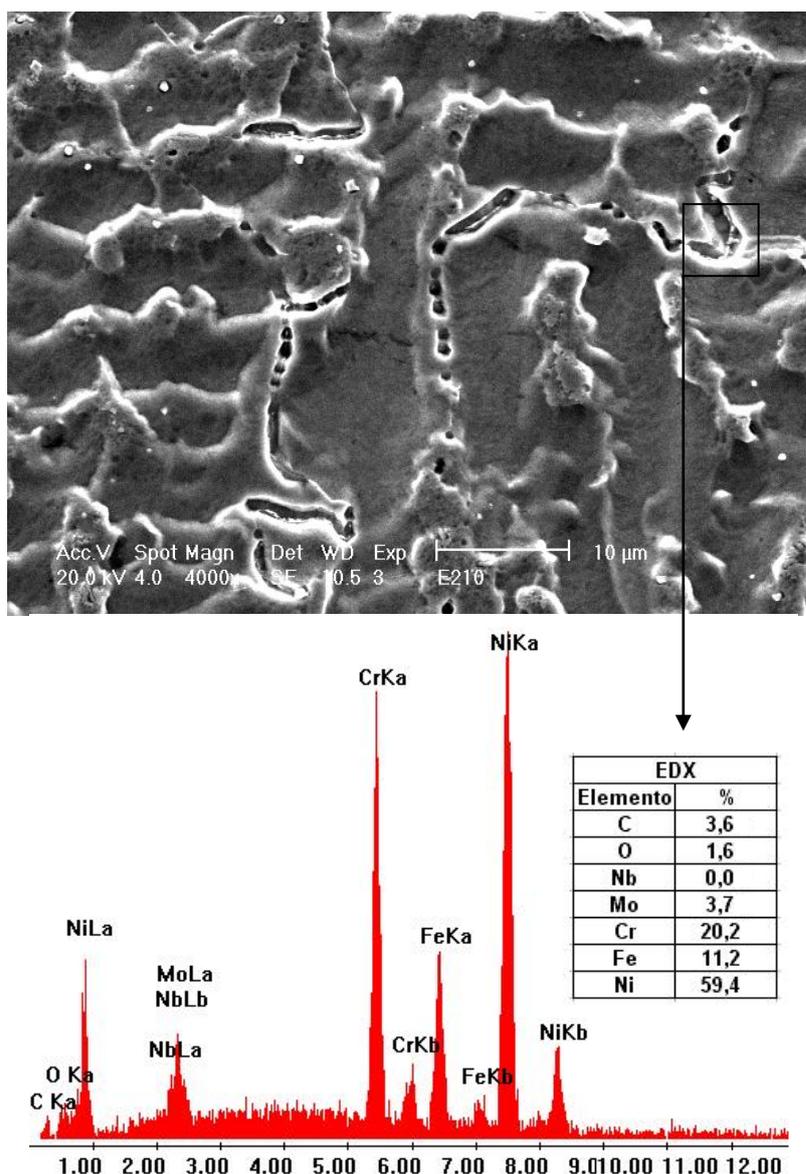


Figura 4.33 – EDX indicando áreas com baixa concentração de molibdênio e nióbio.

Na Figura 4.34 é visto que a faixa parcialmente diluída ficou mais escura e ainda mais susceptível ao ataque químico após o envelhecimento da liga. Análises mais aprofundadas nas características dessas faixas serão posteriormente feitas.

De forma geral, pode-se constatar que o envelhecimento na temperatura de 600 °C e durante os tempos utilizados (100 e 300 horas) provocaram profundas alterações na interface da solda e principalmente na morfologia dos precipitados.

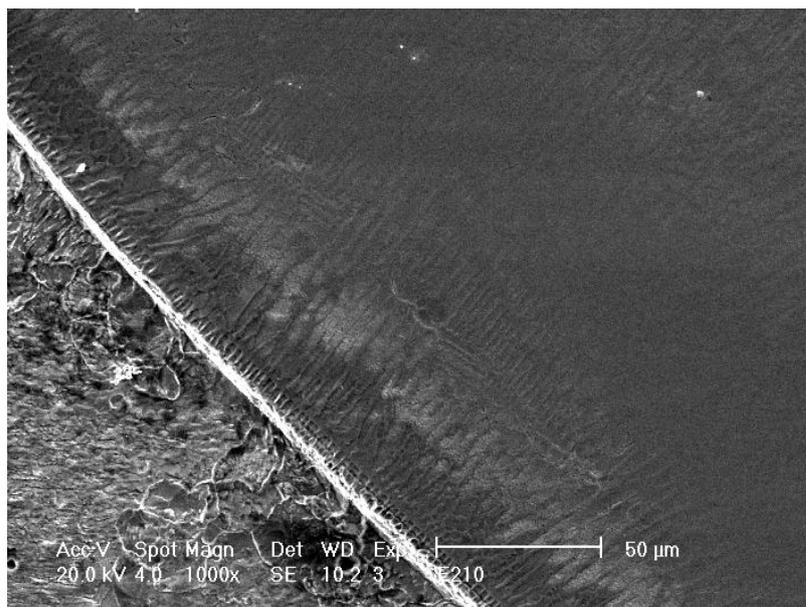


Figura 4.34 – Interface de uma solda envelhecida a 600 °C por 300 h. Energia 10 kJ/cm.

#### 4.2.3.2. Perfis de microdureza

Os perfis de microdureza, conforme esperado, sofreram também grandes alterações com o processo de envelhecimento. As Figuras 4.35 e 4.36 indicam os perfis de microdureza após 100 horas de envelhecimento. A principal alteração que se observa é um acréscimo muito acentuado da dureza na região interfacial, para o lado do revestimento, onde se acredita haver uma grande concentração de carbonetos na região de maior diluição. Essa dureza chegou a atingir extremos de 800 HV.

A grande variação de dureza na região medida, após 100 horas de envelhecimento, indica que o carbono não difundiu uniformemente ao longo de toda a faixa. Na região próxima à interface, ao lado do aço, os valores de dureza foram inferiores aos como soldados, possuindo durezas tão baixas como 110 HV, resultado da ausência de carbonetos e grãos extremamente grandes.

No lado do revestimento, após a região de elevada dureza, os perfis de dureza sofreram aumentos em ambas as energias utilizadas após as 100 horas de envelhecimento. Os valores passaram a variar entre 260 e 300 HV, resultado provavelmente da formação de carbonetos finos ( $M_{23}C_6$ ) e dispersos na matriz, é provável também que já houvesse uma precipitação de  $\gamma''$ , mas somente outras técnicas podem comprovar essas afirmativas. Para o caso do aço, a medida que se afastasse da ZAC de grãos grossos a dureza aumenta para valores de 140 HV.

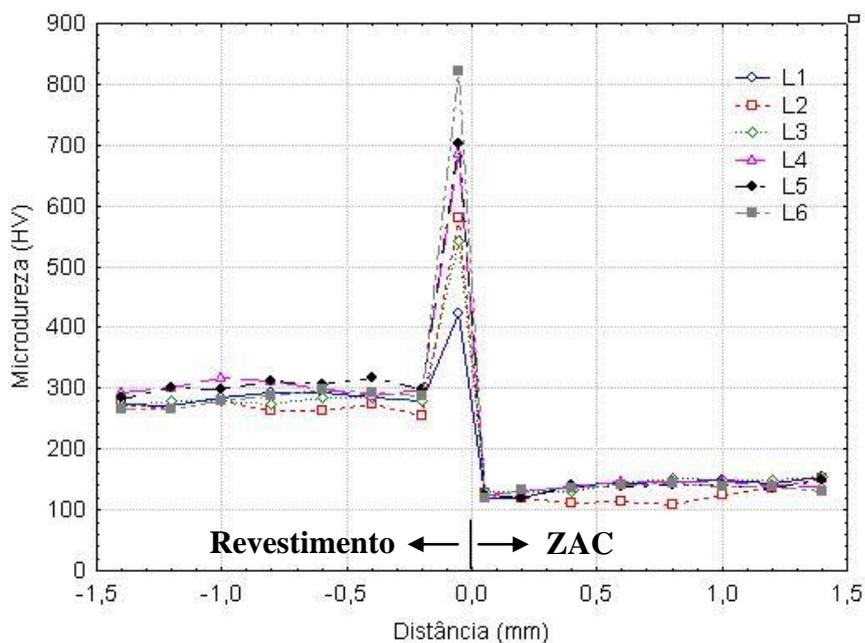


Figura 4.35 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 10 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 100 h.

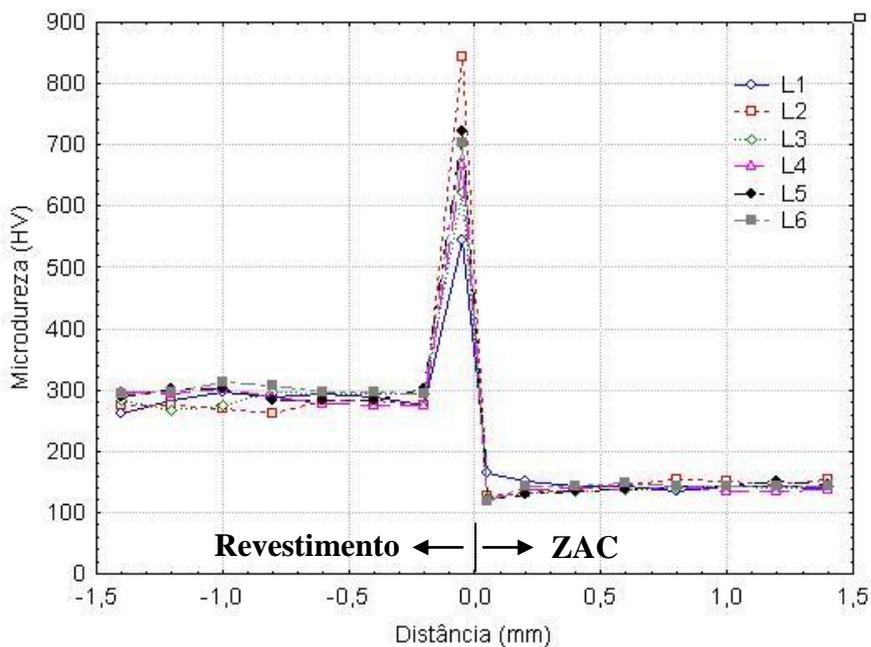


Figura 4.36 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 14 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 100 h.

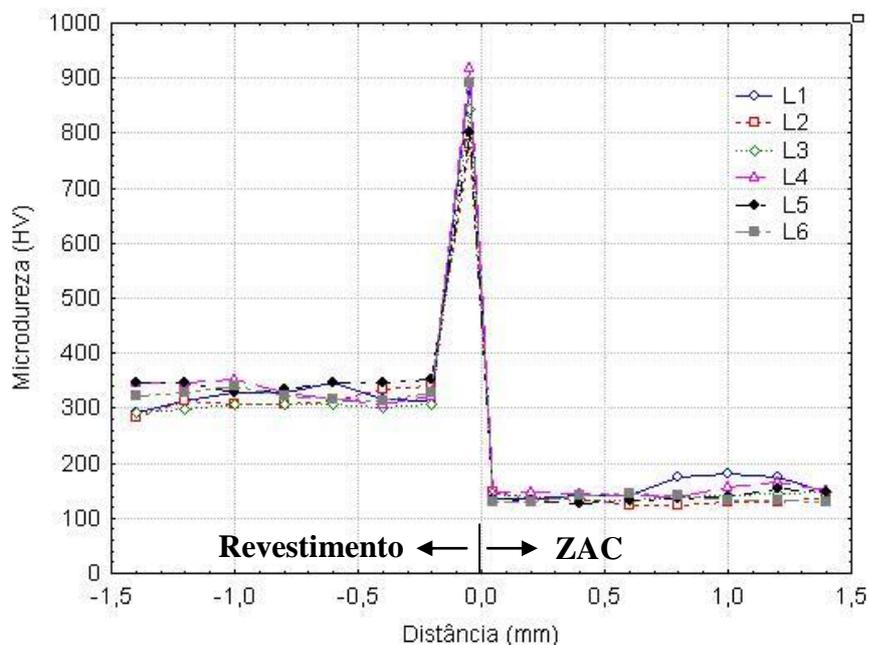


Figura 4.37 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 10 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 300 h.

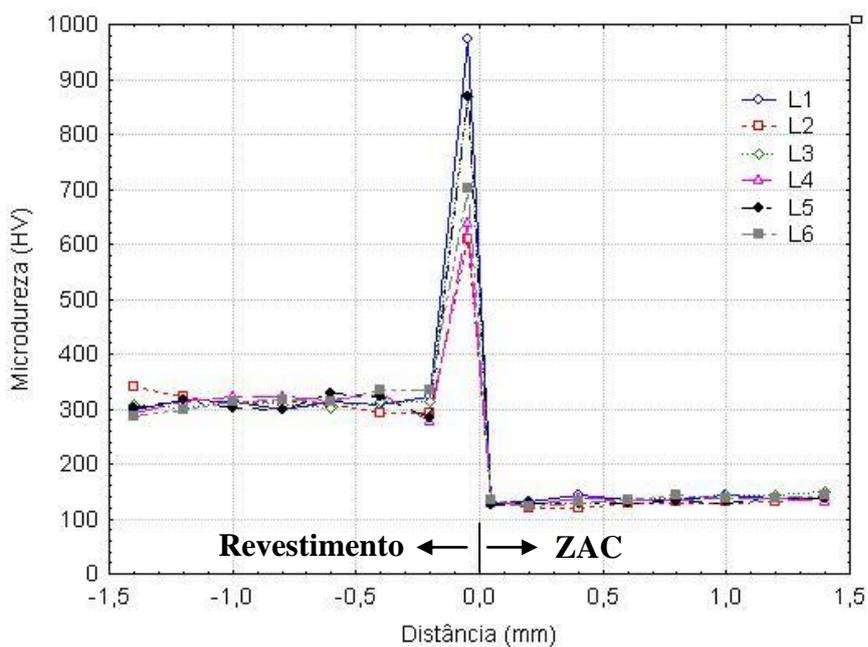


Figura 4.38 – Perfil de microdureza da amostra soldada com energia de 14 kJ/cm e envelhecida a 600 °C por 300 h.

Após 300 horas (Figuras 4.37 e 4.38), os valores de dureza da interface tenderam a estabilizar para a amostra de 10 kJ/cm, e ainda mantiveram-se dispersos para a energia de 14 kJ/cm. No entanto, os valores aumentaram um pouco, chegando a picos de 900 HV. No caso do aço a dureza manteve-se praticamente sem alteração. Já para o revestimento a continuação do processo de envelhecimento gerou um aumento ainda maior na dureza, passando a oscilar entre 300 e 340 HV para a amostra de 10 kJ/cm e entre 290 e 320 HV para a amostra de 14 kJ/cm. Esse aumento de dureza no revestimento é provocado principalmente pela dissolução de carbonetos primários e formação de fases  $\gamma''$  e carbonetos secundários.

Na Figura 4.39a, as linhas analisadas foram tratadas como repetições, já que não apresentavam diferenças significativas. Assim, foi possível produzir uma visão geral das amostras estudadas. O valor médio da dureza na interface (lado do revestimento) foi de 650 HV para 100 horas de envelhecimento e 800 HV para 300 horas de envelhecimento.

Antes do envelhecimento a dureza do aço na ZAC-GG era 190 HV e após o envelhecimento caiu para 120 HV. Ambas as amostras, como soldada e envelhecida, convergem para o valor de dureza do metal base, à medida que se afastam da interface, em torno de 170 HV. A amostra como soldada apresentou dureza média no revestimento de 240 HV. Após 100 horas de envelhecimento, a dureza do revestimento cresceu para 290 HV e com 300 horas a dureza novamente subiu, atingindo 310 HV de valor médio.

As impressões mostradas na Figura 4.39b indicam que essa dureza elevada é restrita à zona parcialmente diluída. Outro aspecto a se atentar é a dispersão da dureza da interface (lado do revestimento) nas amostras envelhecidas, que pode ser resultado de uma variação na extensão da zona parcialmente diluída. Em regiões onde a extensão da zona parcialmente diluída é reduzida, o uso de penetradores de maiores dimensões ou cargas compressivas mais elevadas podem não retratar a dureza real dessa região.

Tendo em vista a grande alteração provocada pelo envelhecimento, pode-se negligenciar as pequenas diferenças entre as energias utilizadas, com respeito aos valores de dureza. O envelhecimento em si provocou alterações bastante expressivas, de forma que, resultaram em uma descontinuidade abrupta entre as propriedades do aço, interface e revestimento. É possível que a interface esteja sujeita à uma maior facilidade de iniciação e propagações de trincas durante ciclos de operações em temperaturas próximas de 600 °C, que requer cuidados na utilização desta liga nesta faixa de temperatura.

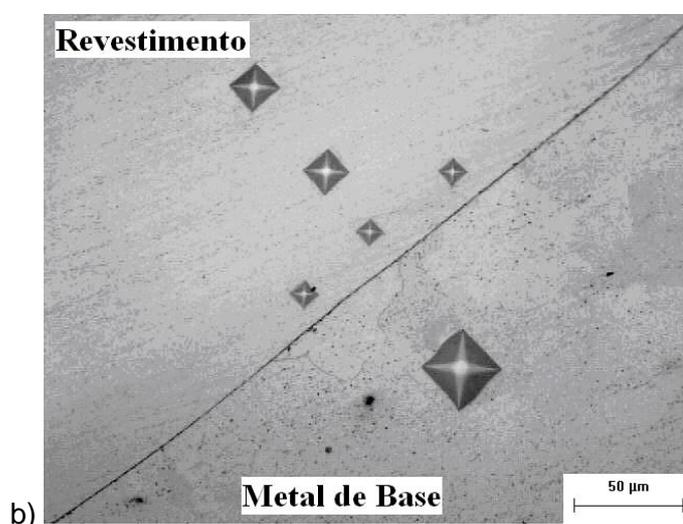
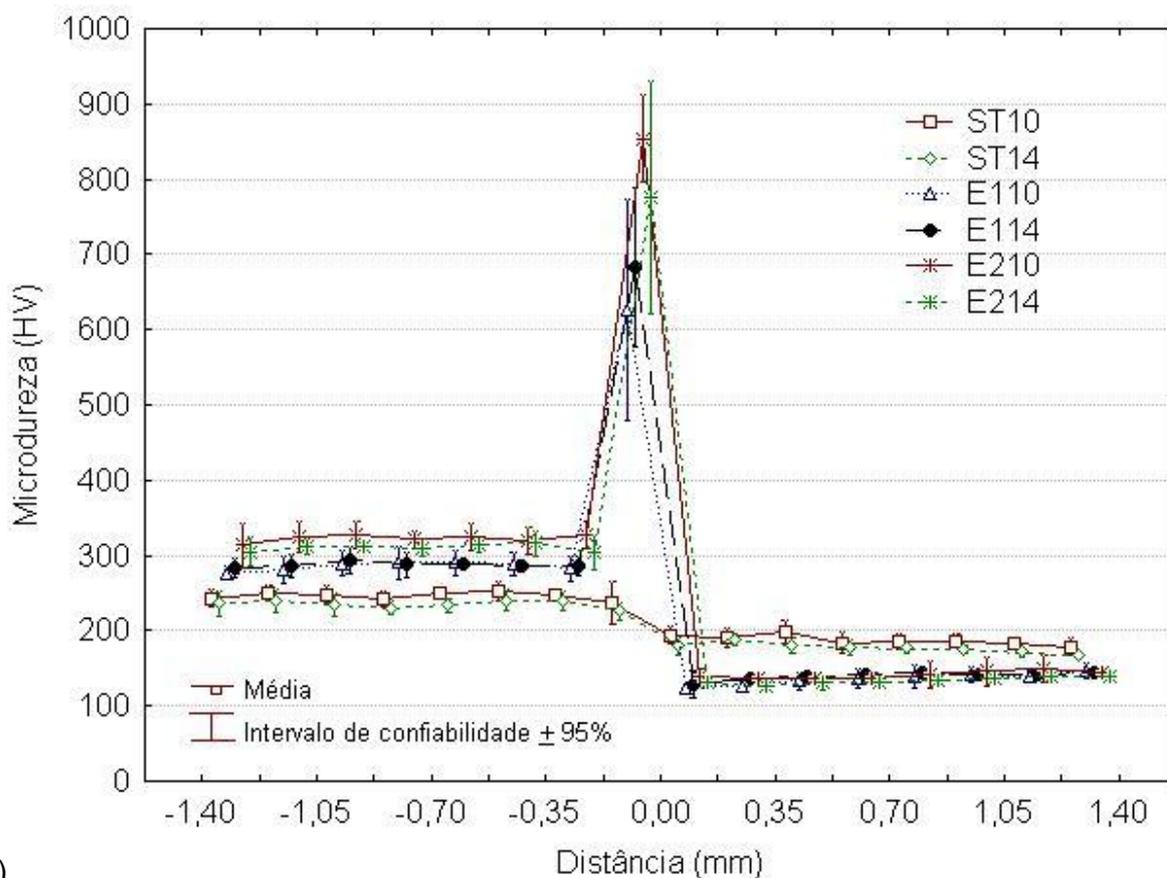


Figura 4.39 – Em a), perfil geral de microdureza das amostras analisadas, legenda segundo Tabela 3.3. No caso de b), é indicado, por meio das marcações, como a região de elevada dureza é restrita a zona parcialmente diluída.

#### 4.2.4. Análise da interface da solda

Um fato intrigante, verificado na interface das amostras envelhecidas onde foi revelada a estrutura do revestimento, foi à obtenção do que, a princípio, pode ser tomado como trincas (Figura 4.40). As elevadas durezas encontradas nessas regiões, bem como a

grande diferença de propriedades entre o revestimento, interface e metal de base, levar-se-ia a crer que, após os ciclos térmicos do envelhecimento, as diferenças entre coeficientes de expansão, as tensões oriundas de transformações de fase e tensões residuais do processo de soldagem provocariam a formação de trincas. Porém, como pode ser observado na Figura 4.41, que traz várias fotos de amostras polidas e com aumentos consideráveis, não foi identificado qualquer presença de micro-trincas nessas regiões.

A ausência de trincas nas amostras polidas faz acreditar que as possíveis micro-trincas da Figura 4.40 tratam-se de contornos de grãos atacados de forma preferencial, talvez devido ao fato que, durante o envelhecimento, a grande concentração de carbono, oriunda do metal base, tenha, também, formado filmes pelos contornos de grãos dendríticos, e que o carbono tenha retirado elementos químicos da matriz.

Na Figura 4.41, outras observações podem ser feitas. A primeira trata-se, da uniformidade da divisão (linha interfacial) entre o aço ferrítico e a liga austenítica nas amostras como soldadas (Figura 4.41d), fato este, não ocorrido após o envelhecimento. A manutenção por várias horas na temperatura de 600 °C pode ter provocado várias mudanças decorrentes tanto da difusão de elementos químicos, como também, difusão de lacunas. O carbono difundido gerou formações de filmes em contornos de grão próximos à interface (Figura 4.41a). As tensões oriundas da soldagem e do tratamento térmico podem ter levado à formação de estruturas de martensitas de deformação em algumas regiões da interface, já que nessa região o carbono tornou-se elevado.

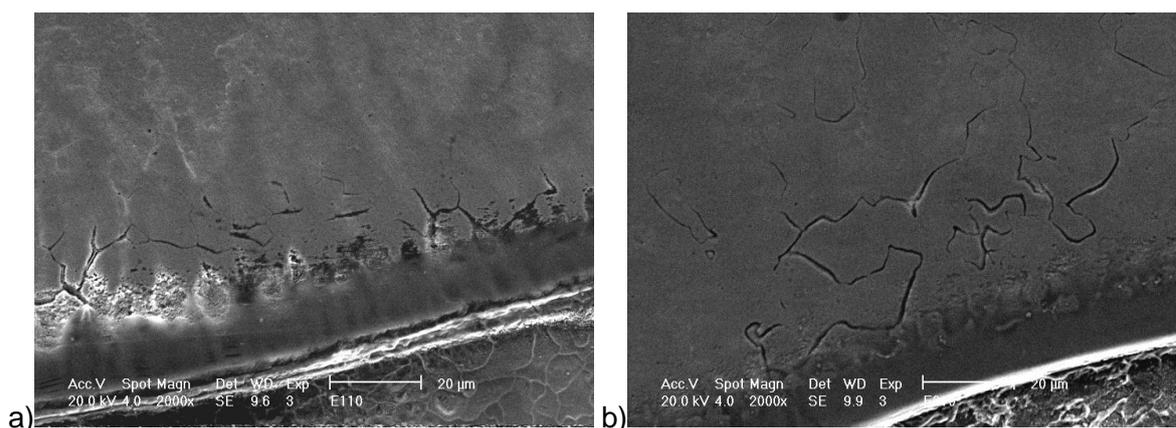


Figura 4.40 – Faixa parcialmente diluída após envelhecimento: a) por 100 h e b) por 300 h. Energia de 10 kJ/cm.

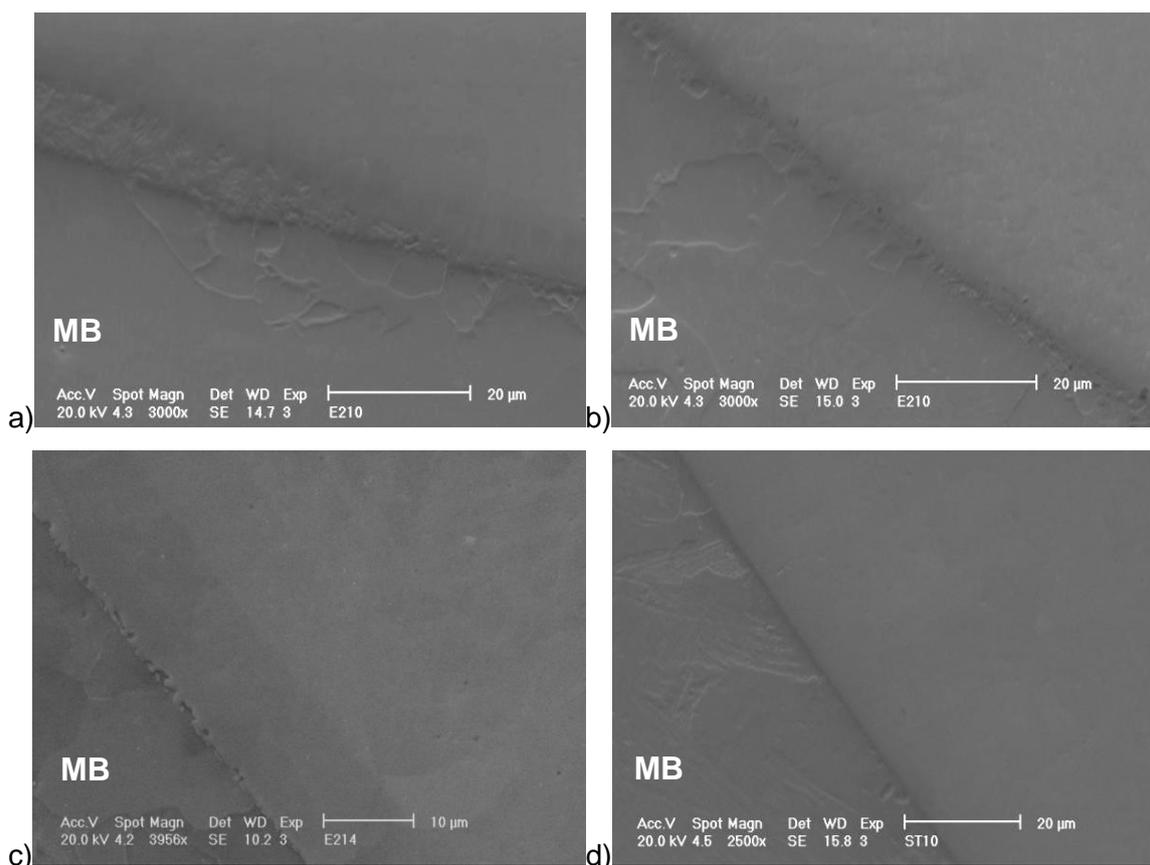


Figura 4.41 – Interface da solda após polimento em sílica gel. Observada ausência de microtrincas. Em a) e b) 300 h de envelhecimento da amostra com energia de 10 kJ/cm, em c) 300 h de envelhecimento da amostra com energia de 14 kJ/cm e em d) como soldada com energia de 10 kJ/cm.

A Figura 4.42 retrata o que foi observado esporadicamente em algumas regiões de amostras envelhecidas. Houve formação de estruturas semelhantes à martensita, próximas à interface, ainda pelo lado do metal base (MB). O carbono, nesse caso, se concentrou próximo à interface e não difundiu para o revestimento, provocando uma provável formação de martensita. Torna-se difícil achar algumas possíveis explicações, para que o carbono tenha se concentrado ali, porém também se acredita que elementos oriundos do revestimento passam para a estrutura ferrítica com um processo difusivo mais lento, e que, modificam a solubilidade ao carbono dessas regiões. Olden (2003) e Raghavan et al. (1989) encontraram estruturas martensíticas em seus estudos no revestimento de liga 625 em aço liga.

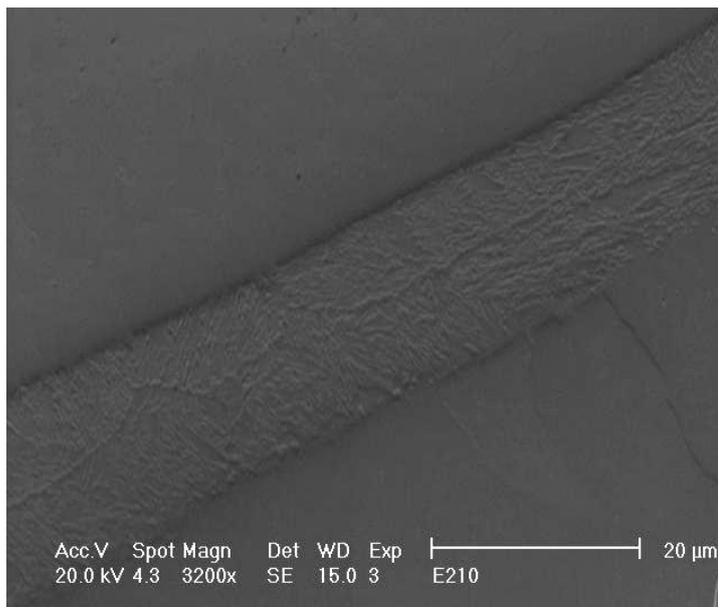


Figura 4.42 – Faixa provocada por difusão de carbono e deformação após envelhecimento por 300 h. Energia 10 kJ/cm. Polimento em sílica gel.

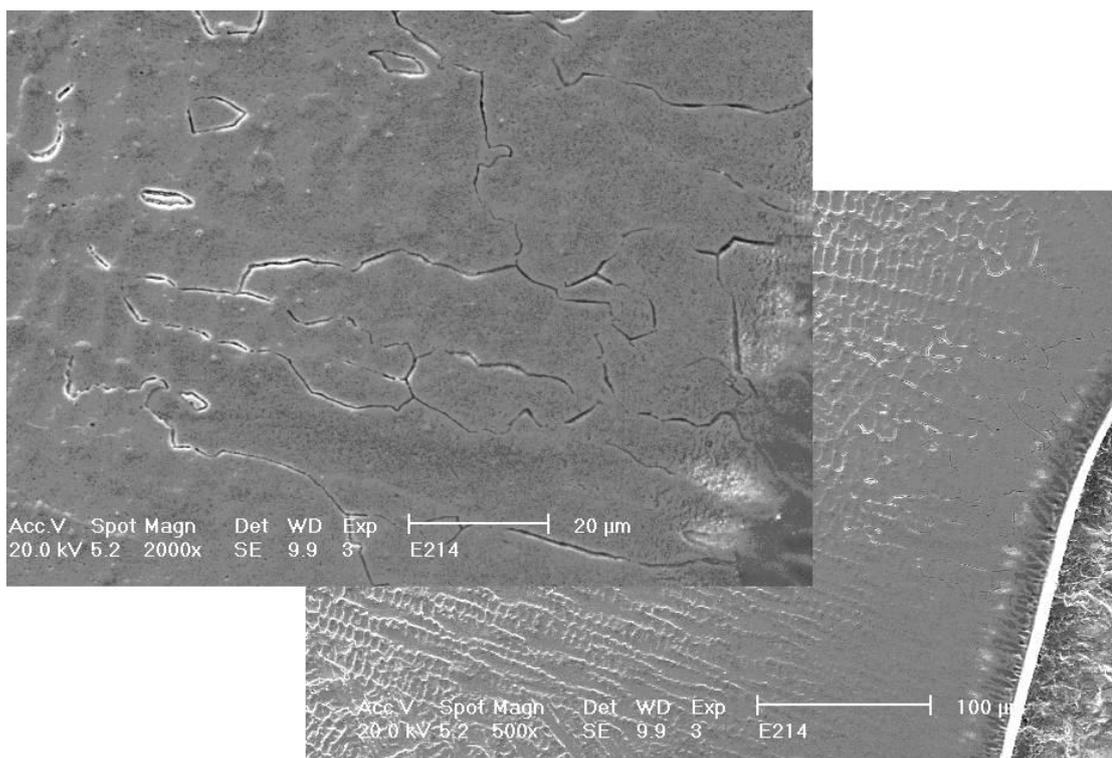


Figura 4.43 – Detalhes de contornos de grão facilmente atacados pelo reagente nas proximidades da interface da solda.

As Figuras 4.43 e 4.44 mostram detalhes dos contornos de grãos atacados pelo reagente químico indicado na Seção 3.2.2.2. Em especial, no caso da Figura 4.44, onde o ataque foi bem severo, observam-se precipitados em lamelas, ao longo das cavidades formadas. Esses precipitados podem ser realmente filmes de carbonetos, porém uma outra fase esperada no envelhecimento de ligas com essas composições é a fase  $\delta$ , gerada pela transformação de  $\gamma''$  em uma estrutura ortorrômbica, com morfologia de agulhas (Floreen, 1994; Mathew, 2004; Ram, 2004). A formação dessa fase é uma hipótese, apesar dessa só ser formada após longos períodos de exposição ou temperaturas superiores. Novamente, chama-se a atenção de que precipitados finos como esses podem ser mais bem analisados pelas técnicas de microscopia eletrônica de transmissão.

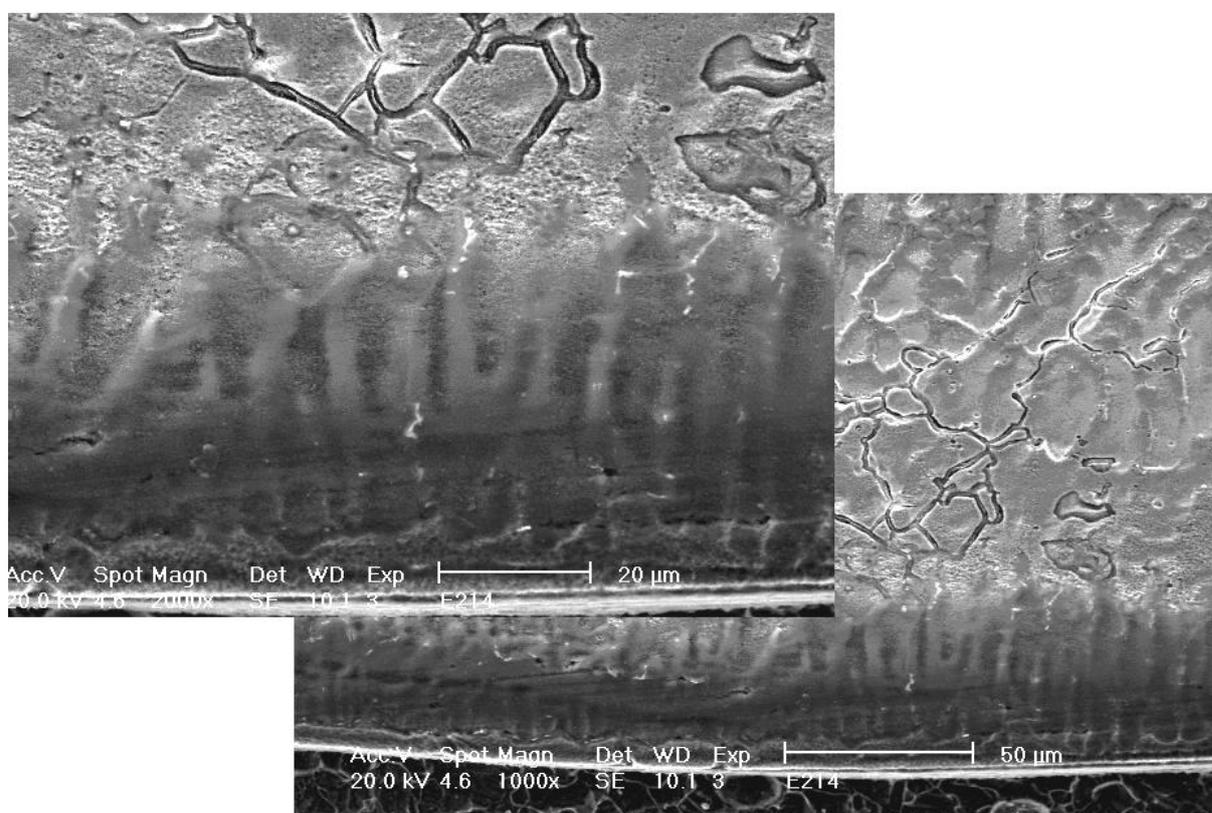


Figura 4.44 – Precipitados nas cavidades geradas pelo ataque químico na amostra com energia de 14 kJ/cm e envelhecida por 300 h.

A zona interfacial das amostras envelhecidas foram sempre severamente atacadas pelo reagente utilizado para revelar a estrutura do revestimento, e sua estrutura era difícil de ser visualizada.

Em um ataque químico, que se mostrou fraco para revelar a estrutura do revestimento, foi possível, no entanto, verificar as morfologias da região endurecida pelo envelhecimento. A Figura 4.45 traz uma foto que retrata, de forma geral, essas morfologias encontradas. Foi visto uma grande quantidade de precipitados, onde muitos deles, pelo verificado anteriormente são carbonetos, porém alguns chamaram a atenção por possuírem a morfologia semelhante à  $\gamma''$ , como a zona parcialmente diluída possui composição diferente do revestimento, com maior concentração de ferro, sofre então um processo diferente de envelhecimento, sendo esta fase comum em ligas Ni/Fe que contém nióbio (ASM v9, 2004). Análises com EDX mostraram que essas regiões são semelhantes às amostras como soldadas, pois o carbono não é um elemento identificado por essa técnica. Para um melhor estudo dessa região outras técnicas devem ser utilizadas.

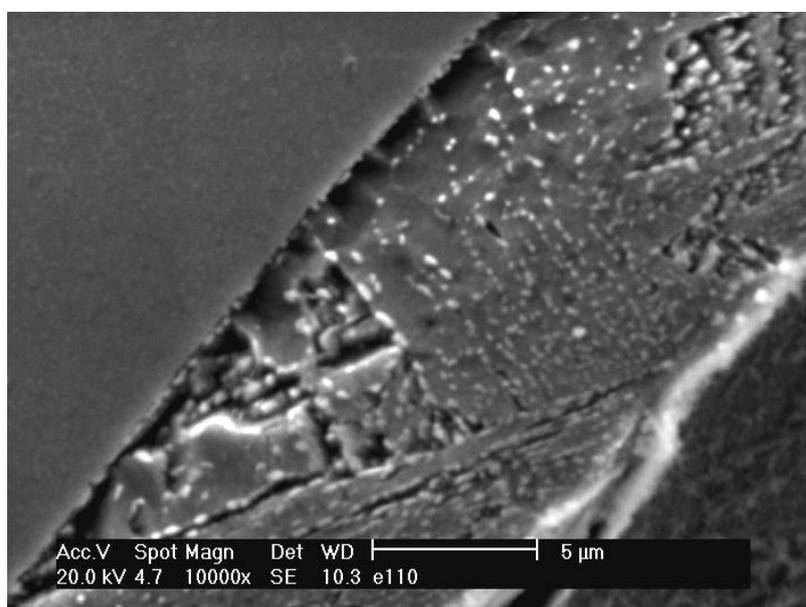


Figura 4.45 – Faixa parcialmente diluída após envelhecimento por 100 h. Ataque Kalling's 2.

#### 4.2.5. Ensaios de difração de raios-X

A Figura 4.46 mostra os difratogramas obtidos para quatro amostras estudadas. Essas amostras referem-se às condições como soldada e envelhecida, em ambas as energias de soldagem utilizadas. A intenção era verificar alguma alteração provocada pelo envelhecimento da liga nos picos de difração obtidos, porém foi constatado que cada pico da austenita apresentou intensidades diferentes em todas as condições analisadas.

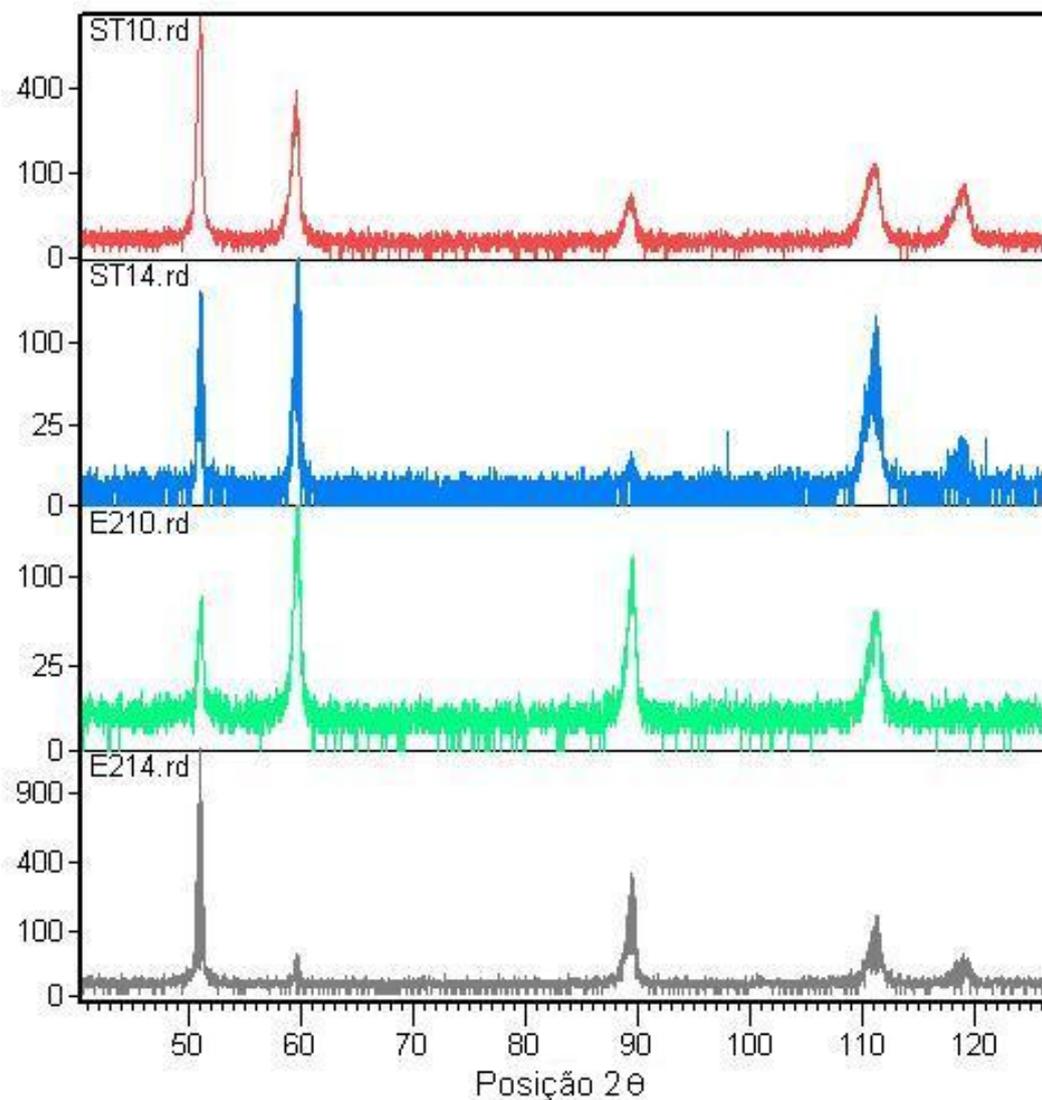


Figura 4.46 – Difratogramas das amostras sem tratamento (ST10 e ST14) e tratadas termicamente por 300 h (E210 e E214).

A falta de um padrão definido entre as condições como soldada e envelhecida deve-se ao fato de que a difração é feita pontualmente em cada amostra ( $1 \text{ mm}^2$ ), e cada ponto apresentou uma orientação preferencial e uma quantidade de precipitados diferente, já que a solidificação não é uniforme durante a soldagem. Outros fatores que contribuem para

essas diferenças são o tamanho do grão dendrítico (não uniforme e geralmente fino) e a qualidade da superfície de cada amostra (ataque químico com mesmo procedimento, mas respostas distintas dependendo da região). Esses motivos também resultaram em ruídos, sendo a amostra como soldada em energia de 10 kJ/cm a que forneceu uma melhor qualidade de varredura. Alguma pequena alteração entre as posições dos picos de cada amostra, que se refere à distância interplanar de cada ponto analisado, pode estar associada a dois fatores: diferenças nos níveis de tensões residuais e quantidade de precipitados.

Os difratogramas são compostos dos picos da austenita (fase  $\gamma$ ), de maior intensidade, e dos precipitados encontrados na microscopia. Como forma geral de estudo, possíveis precipitados foram analisados através dos bancos de dados descritos na metodologia e a posição de picos das fases que poderiam contribuir para formação dos picos obtidos foram relacionadas na Tabela 4.3. A sobreposição desses picos foi feita na Figura 4.47, realizada em um programa destinado a esse fim (Pikfit). Varias funções poderiam ser selecionadas no programa, no entanto, a figura apresenta-se apenas como uma forma ilustrativa, já que as posições obtidas nos bancos de dados são padrões de difração e alguns deslocamentos podem ocorrer, principalmente quando a amostra está sujeita a tensão residual.

De forma geral, é difícil uma percepção adequada de precipitados muito finos e não uniformemente dispersos através da direta incidência sobre a superfície das amostras. Contudo, um outro procedimento específico pode vir a ser realizado para verificação desses precipitados via difração de raio X. O método de extração química dos precipitados forneceria provavelmente um melhor estudo comparativo entre as condições dos corpos de prova. No entanto, deve-se estar atento à forma como será realizada essa extração e um tempo hábil para testes é necessário.

Tabela 4.3 – Posição  $2\theta$  de fases onde é possível sobreposição com os picos identificados.

<b>Fase</b>	<b>Posições <math>2\theta</math></b>				
Gama	50,9	59,6	89,5	111,4	119,0
Gama''	50,3	59,3	88,7		
Delta	51,1	59,5			
Laves (Fe <sub>2</sub> Mo, Fe <sub>2</sub> Nb)				110,5	118,7
NbC			89,6		
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>		59,6		110,9	
Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>			88,7		

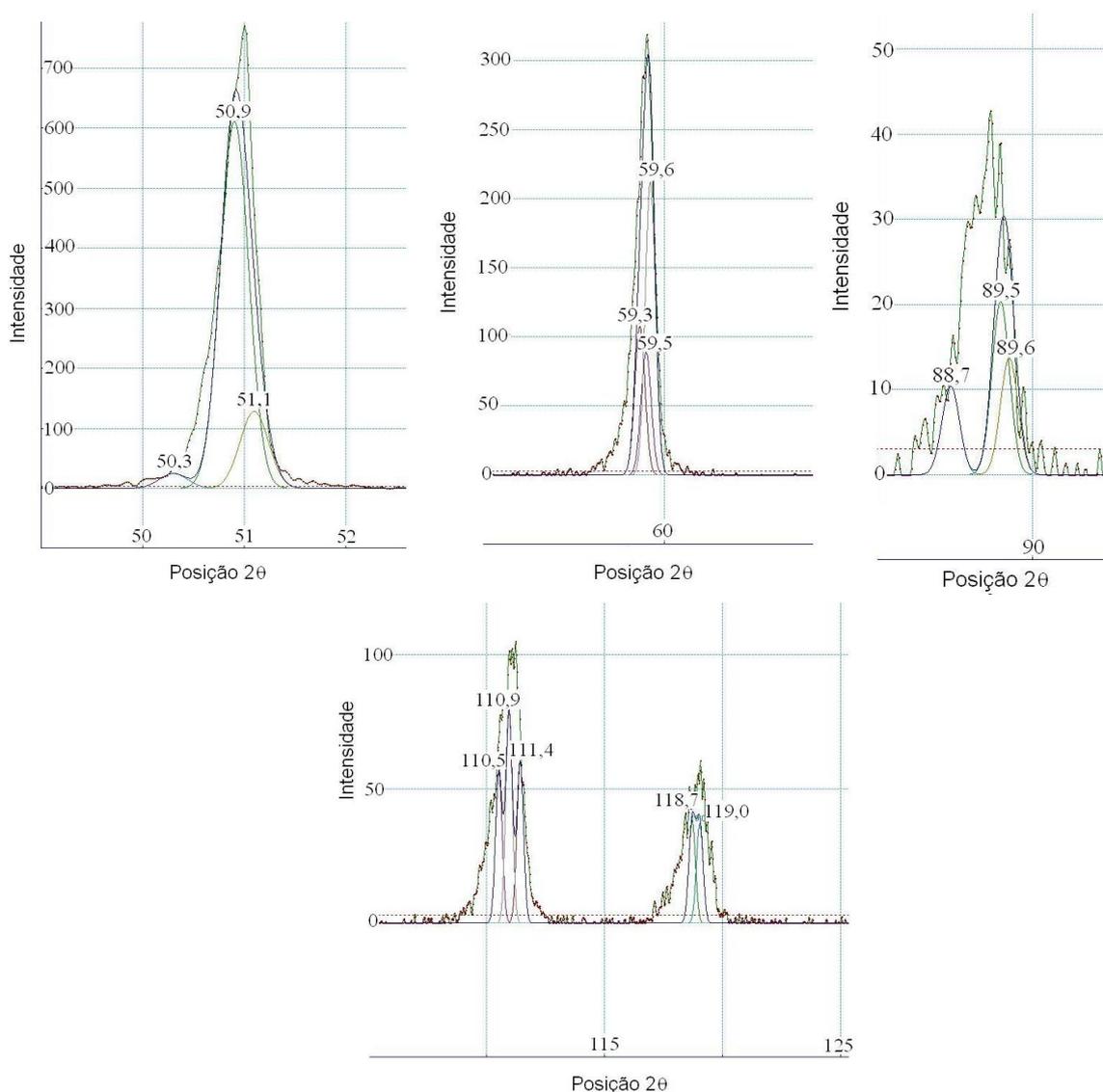


Figura 4.47 – Sobreposição de fases nos picos de difração da amostra com energia de 10 kJ/cm e sem tratamento (ST10).

#### 4.2.6. Avaliação por difração de elétrons retro-espalhados (EBSD)

Os mapas de qualidade, feitos a partir dos padrões (linhas de Kikuchi) obtidos, são mostrados nas Figuras 4.48 e 4.50. Esses mapas de qualidade são referentes aos mapas de fases obtidos nas Figuras 4.49 e 4.51, que representam, respectivamente, a região das interfaces das amostras como soldada e envelhecida por 300 horas, ambas soldadas com energia de 10 kJ/cm. As áreas escuras indicam locais onde o padrão não forneceu uma boa qualidade e a análise foi comprometida. Nos mapas de qualidade observam-se contornos dos grãos anteriormente difíceis de serem visualizados por microscopia. Foi constatado que a presença excessiva de carbonetos dificulta a análise, pois na ZAC da amostra como soldada o padrão obteve em geral baixa qualidade, assim como na região interfacial da

amostra envelhecida. Esse resultado gera uma dúvida referente à consistência na identificação da estrutura dos carbonetos por essa técnica.

A estrutura composta de finos precipitados gerou uma identificação de fases dos precipitados como pontos na estrutura do aço e do revestimento. No caso, cada cor é referente a uma estrutura diferente identificada pelo banco de dados do programa de aquisição do EBSD. Uma grande fração de carbonetos do tipo NbC e  $M_{23}C_6$  foi identificada em ambos os mapas de fases.

O fato que mais chamou a atenção foi que a maior parte da estrutura do revestimento era identificada pelo EBSD como a fase tetragonal  $Ni_3Nb$  ( $\gamma''$ ), sendo constantemente alternada entre as estruturas CFC do níquel e do Ferro gama, tanto para amostra como soldada e envelhecida. Existem duas possibilidades, que não ficaram muito claras, uma que o níquel estando em solução com outros elementos sofre muitas distorções na rede cristalina e o padrão analisado se diferencia de um níquel puro, sendo entendido pelo EBSD como uma fase tetragonal, e a outra possibilidade seria que realmente essa fase estava presente no revestimento mesmo na condição como soldada e não havia sido identificada por MEV.

De forma geral, os precipitados, por serem muito finos, não foram bem identificados por essa técnica mesmo com a aplicação de uma grade mais refinada, ou seja, área de um ponto menor. No entanto, ressalta-se que com uma menor quantidade de fases analisadas, essa técnica pode ser mais bem explorada quanto às relações de orientações cristalográficas e qualidade dos contornos de grão.

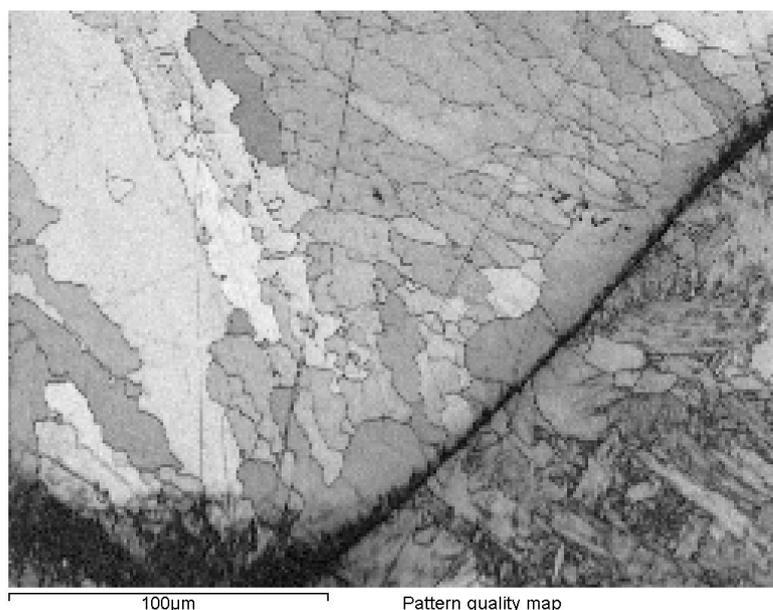


Figura 4.48 – Mapa de qualidade gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm sem tratamento posterior.

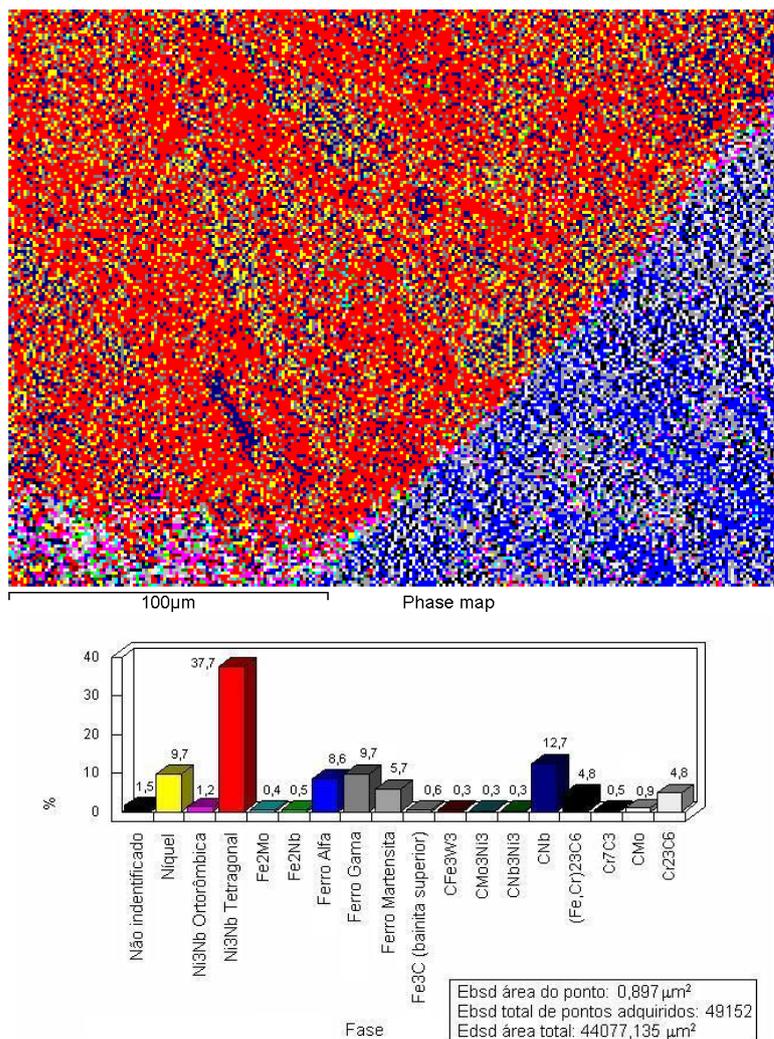


Figura 4.49 – Mapa de fases gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm sem tratamento posterior.

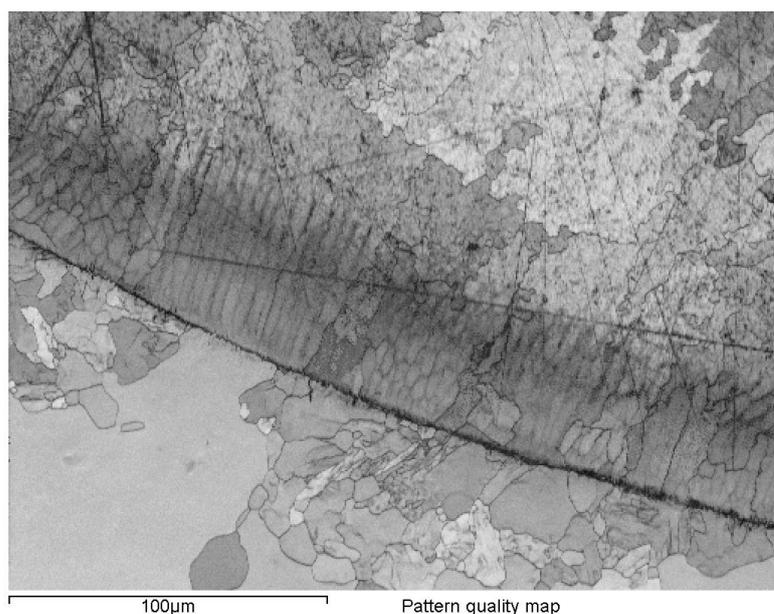


Figura 4.50 – Mapa de qualidade gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm envelhecida por 300 h.

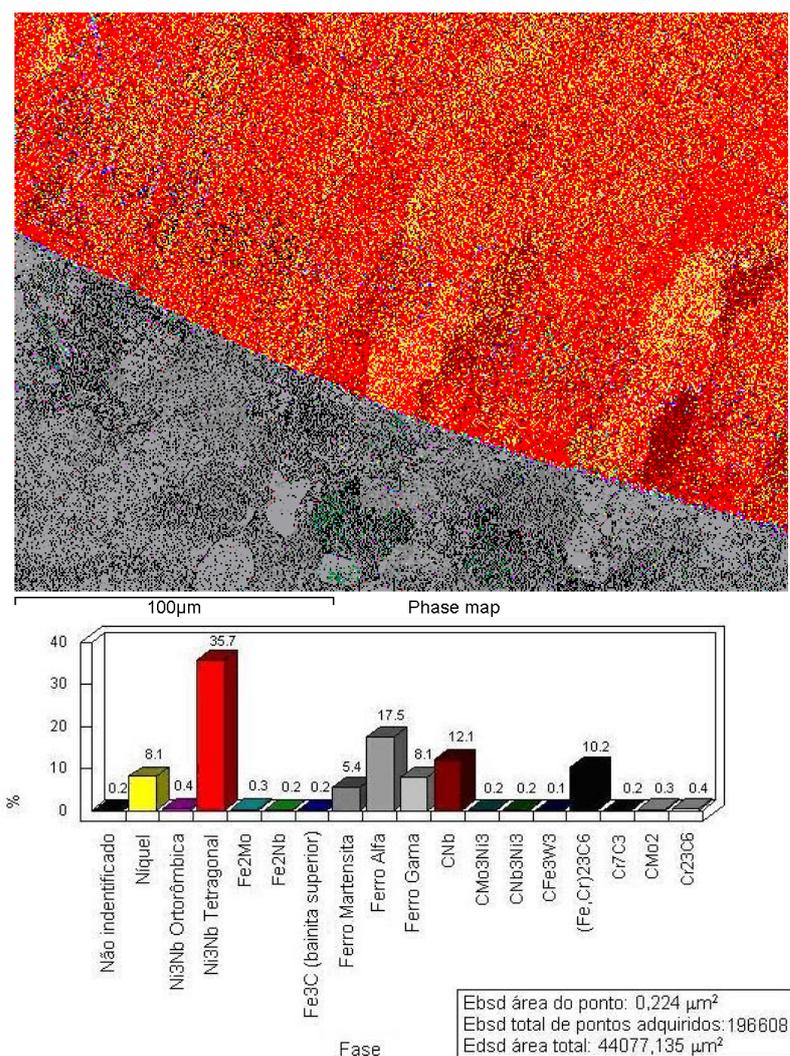


Figura 4.51 – Mapa de fases gerado por EBSD da região analisada na amostra com energia de 10 kJ/cm envelhecida por 300 h.

#### 4.2.7. Propriedades mecânicas pelo ensaio de arrancamento

A Figura 4.52 indica a superfície obtida após o ensaio de arrancamento. Em geral, a fratura obtida não é adequada para análises, pois como se trata de um cisalhamento, existem deformações ocorridas posteriormente à ruptura.

A norma citada na metodologia recomenda que durante a fabricação, deve-se executar um passe de acabamento no aço, todavia não ficou clara essa posição, já que o perfil de penetração não foi uniforme, resultado da soldagem com argônio. Foi então proposto que a posição inferior do ressalto coincidissem com a superfície de referência do metal base conforme indicação feita na Figura 4.53, já que desta forma, acreditava-se ser melhor para análises das propriedades da interface. Essa condição foi então mantida para confecção de todos os corpos de prova.



Figura 4.52 – Foto da superfície de um corpo de prova ensaiado.

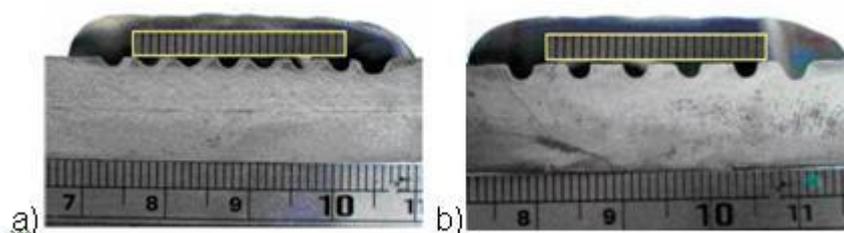


Figura 4.53 – Posição dos ressaltos nas amostras ensaiada no teste de arrancamento. Em a) energia de 10 kJ/cm e b) energia de 14 kJ/cm. Escala em milímetros.

O resultado geral foi que os revestimentos, nas condições soldadas e envelhecidas, apresentaram tensão máxima suportada superior a 140 MPa, conforme o exigido pela norma. As tensões suportadas por cada ensaio são relacionadas na Tabela 4.4. Esses valores foram então plotados no gráfico da Figura 4.54. O envelhecimento provocou um aumento gradual na resistência do ressalto ao cisalhamento. Esse aumento surpreendeu, devido às grandes diferenças nos perfis de microdureza entre o aço, revestimento e interface das amostras envelhecidas. Esperava-se um enfraquecimento da adesão entre o metal base e a liga soldada, principalmente para amostra envelhecida. O perfil de penetração não uniforme obtido pela soldagem com argônio, pode ter favorecido esse resultado, já que há regiões de elevada penetração e a condição do ensaio gera áreas fraturadas com localização no material do revestimento.

O aumento na resistência provocado pelo envelhecimento ocorre principalmente devido à possível precipitação de carbonetos secundários, dissolução de carbonetos primários e formação da fase  $\gamma''$ .

Em cada condição estudada, as amostras soldadas com energia de soldagem de 10 kJ/cm foram mais resistentes que as amostras com 14 kJ/cm. Duas explicações para esse fato podem ocorrer. Uma seria que a área com perfil de maior penetração é menor para amostra de 14 kJ/cm, que possuiu menos cordões de solda executados por largura de

revestimento, e esse fato tenha sido o principal responsável, já que as estruturas e composição química do revestimento foram semelhantes. Outro seria que a taxa de resfriamento da amostra de 10 kJ/cm é maior, e isso provoca um maior número de defeitos cristalinos e conseqüente aumento de resistência (Antonsson, 2005). É também possível que esses fatores tenham atuado em conjunto.

Com base no exposto anteriormente, acredita-se que o revestimento não esteja qualificado completamente, mesmo apresentando bons resultados no ensaio de arrancamento. É possível que na interface de elevada dureza, após sucessivos ciclos de operação, onde tensões de operação e tensões térmicas entre os materiais estão envolvidas, possa haver geração de fluência, corrosão sobre tensão, fadiga térmica entre outros fatores que só serão identificados pela aplicação de ensaios mecânicos mais próximos da condição de operação desejada.

Tabela 4.4 – Tensão máxima suportada por cada amostra no ensaio de arrancamento. Nomenclatura segundo Tabela 3.3.

Amostra	Força Máxima (kgf)	Tensão Máxima MPa
ST10	6250	555,56
E110	7100	631,12
E210	7900	702,23
ST14	6050	537,78
E114	6500	577,78
E214	7600	675,56

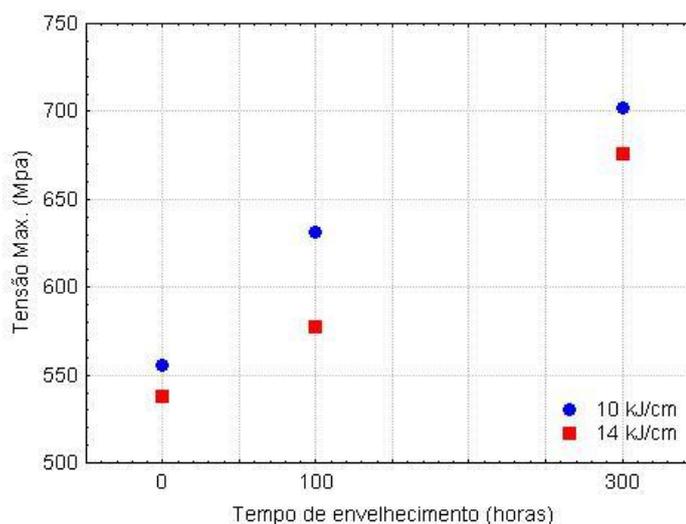


Figura 4.54 – Gráfico da tensão máxima suportada por cada corpo de prova no ensaio de arrancamento.

## 5. CONCLUSÕES

A revisão da literatura e a análise dos resultados adquiridos permitiram as seguintes conclusões referentes à soldagem de revestimento com eletrodo ERNiCrMo-3 em aço baixo carbono e uso de argônio como gás de proteção.

A soldagem apresenta alta convexidade dos cordões de solda em corrente eficaz inferior a corrente de transição (~200 A) e, no caso da utilização de elevados aportes térmicos, a proteção gasosa da poça fundida não é eficiente com a utilização de tochas convencionais.

Para um mesmo nível de energia, a seleção de uma corrente e uma velocidade de soldagem elevadas aumenta mais significativamente a diluição da solda do que a escolha por corrente e velocidades de soldagem inferiores. Ou seja, a corrente influencia mais sensivelmente a diluição.

A razão reforço/largura da solda, utilizada para medir a convexidade, é pouco alterada pela variação da velocidade de soldagem, sendo o efeito da corrente também mais relevante. Valor de corrente elevado indica maior nível de diluição e valor baixo de corrente indica maior convexidade da solda.

A corrente de soldagem selecionada (290 A) aliada ao procedimento executado geraram um revestimento com bom aspecto superficial, nenhuma trinca ou poro aparente e um nível de diluição em torno de 15 %, para ambas as energias de soldagem executadas em 10 e 14 kJ/cm.

No ensaio de arrancamento realizado, todas as condições apresentaram carga máxima superior ao exigido pela norma (140 MPa). O perfil de penetração dos cordões de solda (tipo taça) favoreceu esse resultado. O processo de envelhecimento provoca um aumento de resistência do material. Apesar disso, é importante que mais ensaios sejam propostos, afim de melhor avaliar as propriedades da interface, principalmente na condição envelhecida.

Após a soldagem, a ZAC-GG do metal base apresenta estruturas características, com presença de ferrita de contorno de grão, ferrita com segunda fase alinhada e agregados de carbonetos, e o revestimento uma estrutura dendrítica com presença de micro-fases do tipo carbonetos primários (MC) e fase Laves. Não foi possível observar diferenças estruturais significativas entre as energias utilizadas devido à diluição semelhante (~15%).

A interface possui uma zona parcialmente diluída de estrutura semelhante ao revestimento, que possui algo em torno de 70  $\mu\text{m}$  de espessura, onde a concentração de ferro é mais elevada. Não foi possível constatar por meio da técnica utilizada presença de zonas duras no estado como soldado, o que não significa que não exista uma faixa de

dureza mais acentuada e sim que caso ela exista é de espessura não elevada. A ausência de uma faixa nítida de maior dureza pode estar relacionada à baixa diluição, baixo carbono equivalente e baixo aporte térmico imposto.

Ao longo do revestimento, em ambas as energias utilizadas, os perfis de microdureza são semelhantes. A dureza média da ZAC-GG é 190 HV e do revestimento é 240 HV. A interface apresenta comportamentos de microdurezas semelhantes para cada lado, do revestimento e do metal base. Na medida em que se afasta da interface a dureza do aço tende a diminuir para os valores do metal base e a dureza do revestimento não possui qualquer tendência, se mantendo em torno de 240 HV.

Difusão de carbono do metal base para o revestimento ocorre na temperatura de 600 °C, onde após 100 horas a estrutura da ZAC-GG é apresentada em grãos ferríticos livres de segunda fase (carbonetos). A estrutura dendrítica se mantém após o envelhecimento, porém ocorrem alterações nas microfases, com 100 h aparecem carbonetos secundários e com 300 h há dissolução de carbonetos e provável formação de fase  $\gamma''$ .

Após 100 e 300 horas de envelhecimento, a dureza média da ZAC-GG cai para 120 HV, associada a menor concentração de carbonetos e tamanho de grão ferrítico grande. À medida que se afasta da interface, a tendência é voltar ao valor de dureza do metal base. No caso do revestimento, as alterações nas microfases resultantes do envelhecimento provocam aumento de dureza. Após 100 h a dureza sobe para um valor médio de 290 HV e com 300 h novamente aumenta para uma média de 310 HV.

A interface apresenta elevados valores de dureza na região parcialmente diluída (lado do revestimento). Após 100 h, o valor médio é de 650 HV, e 800 HV para 300 h. A dureza está associada à maior solubilidade e menor difusibilidade do carbono na estrutura austenítica do revestimento, ou seja, maior concentração de carbono nessa região. Também é associada à composição química, pois a interface possui um maior teor de ferro e experimenta um processo de envelhecimento diferente do revestimento. Foram também identificados filmes de carbonetos e prováveis estruturas martensíticas na interface da solda.

Apesar das diferenças elevadas entre as durezas e estruturas do revestimento, da ZAC e da interface, não foi possível constatar presença de micro-trincas em nenhuma amostra durante os ensaios metalográficos realizados.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realização de ensaios exploratórios de soldagem com utilização de misturas de hélio em argônio como gases de proteção.

Empregar outros níveis de energia para confecção de novos revestimentos e fazer estudos comparativos entre níveis de diluição diferentes com o uso de mesma energia de soldagem.

Verificação do efeito do envelhecimento em outras faixas de temperatura e tempos mais prolongados.

Fazer estudos quantitativos da composição química das estruturas encontradas.

Estudar os precipitados com as técnicas de microscopia eletrônica de transmissão e de microscopia de força atômica, principalmente, fases encontradas na interface da solda.

Realizar estudos estatísticos da extensão da faixa parcialmente diluída através de micro-análises químicas em diferentes procedimentos de soldagem.

Analisar e quantificar as micro-fases via difração de raios X com a utilização do método de extração de precipitados.

Medição de tensões residuais antes e após o envelhecimento.

Execução de novos ensaios de arrancamento com posicionamento diferente do ressalto ou mesmo fazer outros ensaios mecânicos para avaliar a adesão do revestimento.

Fazer também ensaios mecânicos de impacto, fadiga e fluência para ver o comportamento do material do revestimento sob diferentes condições de sollicitação.

Realização de diversos tipos de ensaios de corrosão, principalmente, referentes à corrosão naftênica.

Verificar de maneira ampla as potencialidades de cada procedimento de soldagem.

Utilização dos procedimentos descritos para prática em serviço e analisar a resposta obtida através de projetos piloto.

Avaliar o emprego de um material ferrítico-austenítico de baixo carbono entre o metal base e o revestimento de níquel.

## 7. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- AGARWAL, D. C., BRILL U. 2000 a. High-temperature-strength Nickel Alloy. **Advanced Materials & Process**. pp. 31-34. v158. no 4.
- AGARWAL, D. C., KLOEWER J. 2000 b. Nickel Base Alloys: Corrosion Challenges In The New Millennium. **Corrosion 2000**. NACE International. Paper 01325.
- ANTONSSON, T., FREDRIKSSON, H. 2005. The Effect of Cooling Rate on the Solidification of INCONEL 718. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v36B. pp. 85-96.
- ASM HANDBOOK. 2004. **Properties and Selection: Metallography Technique and Microstructures**. For Print ed. USA: American Society of Materials International (ASM). v9.
- ASM HANDBOOK. 1997. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-purposed Materials**. For Print ed. USA: American Society of Materials International (ASM). v2.
- ASTM. 2003. **A 265-03**: Standard Specification for Nickel and Nickel-Base Alloy-Clad Steel Plate. International. 6p.
- ASTM. 2002. **E 384-99**: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. International. 24p.
- AWS WELDING HANDBOOK. 1991. **Materials and Applications**. 8ed. USA: American Welding Society (AWS). v3.
- AWS WELDING HANDBOOK. 1991. **Welding Technology**. 8ed. USA: American Welding Society (AWS). v1.
- CIESLAK, M.J., HEADLEY, T.J., KOLLIE, T., ROMIG JR, A. D. 1988. A Melting and Solidification Study of Alloy 625. **Metallurgical Transactions A**. v19A. pp. 2319-2331.
- COLLINS, M. G., LIPPOLD, J. C. 2003. An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials - Part I. **Welding Journal Supplement**. AWS. pp. 288-295.
- DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. 2003. Microstructural Evolution And Weldability Of Dissimilar Welds Between A Superaustenitic Stainless Steel And Nickel-Based Alloys. **Welding Journal Supplement**. AWS. pp. 125-135.

- DUPONT, J.N., 1996. Solidification of Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgical and Material Transaction A**. pp 3612-3620.
- DURAND-CHARRE, M. 1997. **The Microstructure of Superalloys**. CRC Press, 124p.
- DYE, D., HUNZIKER, O., REED, R. C. 2001. Numerical Analysis Of The Weldability Of Superalloys. **Acta Materialia**. v49. pp. 683–697.
- EBERT, H. W. 2004. Nickel Alloy Filler Metal Review. *Welding Journal* 83. pp. 60-61.
- FARIAS, J. P., MIRANDA, H. C., MOTTA M. F., PAIVA F. D. Q., PESSOA E. F. 2005. Efeito da Soldagem MIG/MAG em Corrente Alternada Sobre a Geometria da Solda. **Soldagem & Inspeção**. v10. pp. 173 – 181.
- FLOREEN S., FUCHS G. E., YANG W. J. 1994. The Metallurgy of Alloy 625. **Superalloys 718, 625 and Various Derivatives**. ed. E. A. Loria. pp. 13-37.
- GUOGE, Z., CHANDEL, R. S., PHEOW, S. H., HOON, H. H. 2006. Effect of Bonding Temperature on the Precipitation of  $\delta$  Phase in Diffusion Bonded Inconel 718 Joints. **Materials and Manufacturing Processes**, 21. pp. 452–456.
- HENDERSON, M.B., ARRELL, D., HEOBEL, M. R., MARCHANT G. 2006. Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications. Disponível em <<http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/papers/APNickelWeldv2.pdf>> acesso em set. 2006.
- KEJELIN N. Z., BUSCHINELLI A. J. A., POPE A. M. 2007. Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. **Soldagem & Inspeção**. v12. pp.195-203.
- KOU, S. 2003. **Welding Metallurgy**. 2ed. New Jersey: John Wiley & Sons. 466p.
- MATHEW M.D., RAO K. B. S., MANNAN S.L. 2004. Creep properties of service-exposed Alloy 625 after re-resolution annealing treatment. **Materials Science and Engineering A**. v372. pp. 327–333.
- MIRANDA, H. C. 2002. Reconhecimento e Controle da Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Pulsado. **Tese de Doutorado** submetida à Universidade Federal de Uberlândia (UFU). Brasil. 213p.

- NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., MILLS, M. J. 2000. Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic Austenitic Dissimilar Metal Welds - Part 2: On-Cooling Transformations. **Welding Journal Supplement**. AWS. pp. 267-277.
- OLDEN V. 2003. The effect of PWHT on the Material Properties and Micro Structure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered Joins. OMAE The 22nd International conference on offshore Mechanics & artic Engineering. June 2003.
- PÉREZ, G. J. A. 2005. Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ERNiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo. **Dissertação de Mestrado** submetida à Universidade Federal do Ceará (UFC). Brasil. 128p.
- PLANT, W. H. D. 2000. The Cost-Effective Use Of Nickel Alloys And Stainless Steels For Chimneys (Stacks) In Air Pollution Control Systems. **Corrosion 2000**. NACE International. Paper 00577.
- PONOMAREV, V., AL-ERHAYEM, O., APPS, R. L., LINDBERG, B. 1997. **Arc Welding Process Statistical Analysis**. Denmark: JOM-Institute. 158p.
- RAGHAVAN A., MUELLER R.R, LETA D.P, SIAK W.J. 1989. Phase Transformations at Steel/IN625 Clad interfaces. **Metallurgical Transaction A**. v20A. pp. 665-681.
- RAM, G. D. J., REDDY, A. V., RAO, K. P., REDDY, G. M. 2004. Control Of Laves Phase In Inconel 718 GTA Welds With Current Pulsing. **Science and Technology of Welding and Joining**. v9. n°5. pp. 390-398.
- RAMIREZ, A. J., LIPPOLD, J. C. 2004 a. High Temperature Behavior Of Ni-Base Weld Metal Part I - Ductility And Microstructural Characterization. **Materials Science and Engineering A**. v380. pp. 259-271.
- RAMIREZ, A. J., LIPPOLD, J. C. 2004 b. High Temperature Behavior Of Ni-Base Weld Metal Part II - Insight Into The Mechanism For Ductility Dip Cracking. **Materials Science and Engineering A**. v380. pp. 245-258.
- REBAK, R. B. 2004. Environmentally Assisted Cracking of Nickel Alloys – A Review. In: Environment Induced Cracking of Metals – 2. Banff, Canada. Published by Elsevier. September, 2004.

- ROWE, M. D., NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C. 1999. Hydrogen-Induced Cracking along the Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal Supplement**. AWS. pp. 31-37.
- SHANKAR, V., RAO, K. B. S., MANNAN, S. L. 2001. Microstructure And Mechanical Properties Of Inconel 625. **Journal of Nuclear Materials**. v288. pp. 222-232.
- SIMS, C. T., STOLOFF, N. S., HAGEL, W. C. 1987. **Superalloys II**. John Wiley & Sons. 614p.
- SMITH, W.F. 1993. Nickel and Cobalt Alloys: Structure and Properties of Engineering Alloy. Mc Graw Hill. 2ed. **Materials Science and engineering Series**. pp. 487-536.
- TANCRET F., BHADSHIA, H. K. D. H., MACKAY D. J. C. 2003. Design Of A Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 – Mechanical Properties Modeling. **Materials Science and Technology**. v19. pp. 283-290.
- THOMAS C., TAIL P. 1994. The performance of Alloy 625 in long-term intermediate temperature applications. **Int. J. Pres. Ves. & Piping**. v59. pp. 41-49.
- YENI C., KOÇAK M. 2006. Fracture toughness analysis of laser-beam-welded superalloys Inconel 718 and 625. **Fatigue Fracture Engineering Material Structure**. v29. pp. 546–557.
- WANDERKA, N., GLATZEL, U. 1995. Chemical Composition Measurements Of A Nickel-Base Superalloy By Atom Probe Field Ion Microscopy. **Materials Science and Engineering A**. v203. pp. 69-74.
- ZHAO, J. C., LARSEN, M., RAVIKUMAR, V. 2000. Phase Precipitation And Time-Temperature-Transformation Diagram Of Hastelloy X. **Materials Science and Engineering A**. v293. pp. 112-119.
- ZHAO, Q.H. 1992. International Trends In Welding Science and Technology. 3 Rd International conference. pp. 339-343.

## 8. ANEXOS

Tabela 8.1 – Tabela geral da geometria da solda para os ensaios onde verificou-se o efeito da energia associado a diferentes tipos de cálculo. Nomenclatura e parâmetros segundo Tabela 3.3.

Ensaio	Energia (kJ/cm)	Tipo	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição
A	14	V	12,25	3,84	2,43	0,31	0,22
A	14	V	10,56	3,79	2,54	0,36	0,25
A	14	V	9,73	3,89	2,48	0,40	0,22
A	14	V	10,18	3,69	2,53	0,36	0,24
B	12	V	9,54	3,90	2,48	0,41	0,22
B	12	V	9,52	3,73	2,35	0,39	0,22
B	12	V	9,16	3,61	2,38	0,39	0,21
B	12	V	9,49	3,74	2,51	0,39	0,22
C	10	V	7,50	3,78	2,29	0,50	0,23
C	10	V	7,74	3,80	2,30	0,49	0,22
C	10	V	8,39	3,47	2,32	0,41	0,23
C	10	V	7,69	3,46	2,24	0,45	0,24
D	8	V	8,00	2,99	1,97	0,37	0,24
D	8	V	7,24	2,89	1,89	0,40	0,22
D	8	V	7,26	3,07	2,04	0,42	0,26
D	8	V	6,66	3,09	1,87	0,46	0,23
E	8	I	6,30	3,74	1,69	0,59	0,18
E	8	I	6,24	3,85	1,58	0,62	0,17
E	8	I	6,01	3,60	1,58	0,60	0,19
E	8	I	6,18	3,48	1,57	0,56	0,19
F	12	I	9,72	3,67	2,57	0,38	0,24
F	12	I	9,64	3,56	2,71	0,37	0,27
F	12	I	9,14	3,66	2,61	0,40	0,25
F	12	I	9,05	3,81	2,73	0,42	0,26
G	14	I	12,12	3,22	3,80	0,27	0,36
G	14	I	13,18	3,36	3,49	0,25	0,33
G	14	I	14,27	2,95	4,47	0,21	0,40
G	14	I	12,48	3,29	3,37	0,26	0,29

Tabela 8.2 – Tabela geral da geometria da solda para os ensaios onde verificou-se os efeitos da corrente e da velocidade de soldagem.

Corrente (A)	Vsold. (cm/min)	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	Diluição	R/L
294	50	8,64	3,72	2,58	0,26	0,43
294	50	10,07	4,17	2,72	0,24	0,41
294	50	9,46	3,84	2,86	0,26	0,41
294	50	9,26	3,70	2,70	0,24	0,40
294	35	14,05	4,53	2,08	0,21	0,32
294	35	13,95	3,94	2,73	0,25	0,28
294	35	13,28	4,09	2,77	0,25	0,31
294	35	13,81	4,19	2,94	0,24	0,30
294	65	8,26	3,32	2,50	0,27	0,40
294	65	8,61	3,85	2,37	0,23	0,45
294	65	7,76	3,33	2,46	0,26	0,43
294	65	8,44	3,67	2,19	0,23	0,43
261	50	8,47	3,75	2,27	0,23	0,44
261	50	7,77	3,46	2,34	0,26	0,45
261	50	9,05	3,63	2,22	0,24	0,40
261	50	8,94	3,36	2,14	0,22	0,38
227	50	6,09	3,87	1,43	0,16	0,63
227	50	6,84	3,66	1,77	0,19	0,53
227	50	5,95	3,80	1,61	0,18	0,64
227	50	6,38	3,95	1,71	0,18	0,62
261	35	11,58	4,17	2,19	0,21	0,36
261	35	11,44	4,01	2,43	0,24	0,35
261	35	11,50	3,99	2,41	0,23	0,35
261	35	11,39	4,00	2,17	0,21	0,35
227	35	8,35	4,20	1,92	0,17	0,50
227	35	8,41	4,25	2,01	0,17	0,51
227	35	8,03	4,20	1,92	0,18	0,52
227	35	8,74	3,27	2,09	0,23	0,37
261	65	6,90	3,46	1,80	0,21	0,50
261	65	6,76	3,35	1,90	0,23	0,50
261	65	7,10	3,41	1,80	0,20	0,48
261	65	7,49	3,58	1,95	0,28	0,48
227	65	5,10	3,56	1,23	0,15	0,70
227	65	4,99	3,39	1,46	0,20	0,68
227	65	5,56	3,76	1,32	0,16	0,68
227	65	5,21	3,21	1,75	0,22	0,62
320	65	14,29	2,84	1,75	0,37	0,20
320	65	12,94	2,57	1,24	0,31	0,20
320	65	13,84	2,65	1,38	0,33	0,19
320	65	13,84	2,65	1,38	0,33	0,19
320	35	14,00	2,70	1,40	0,33	0,19
320	35	18,27	4,21	3,12	0,35	0,23
320	35	18,43	3,29	1,88	0,36	0,18
320	35	19,38	3,86	2,44	0,29	0,20
320	50	12,12	3,22	3,80	0,36	0,27
320	50	13,18	3,36	3,49	0,33	0,25
320	50	14,27	2,95	4,47	0,40	0,21
320	50	12,48	3,29	3,37	0,29	0,26

