

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA
CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

**Efeitos do Tratamento de Solubilização e
Envelhecimento Térmico na Microestrutura e
Resistência a Corrosão de uma Junta Soldada com
Aço AISI 304L**

Caio José Antunes Nunes
Cíntia Dias Martins

Prof. Orientador: Humberto Nogueira Farneze

**Rio de Janeiro
Dezembro de 2017**

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA
CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

**Efeitos do Tratamento de Solubilização e
Envelhecimento Térmico na Microestrutura e
Resistência a Corrosão de uma Junta Soldada com
Aço AISI 304L**

Caio José Antunes Nunes

Cíntia Dias Martins

Projeto Final apresentado em cumprimento às
normas do Departamento de Educação Superior do
CEFET/RJ, como parte dos requisitos para obtenção
do título de Bacharel em Engenharia Mecânica

Prof. Orientador: Humberto Nogueira Farneze

**Rio de Janeiro
Dezembro de 2017**

FICHA CATALOGRÁFICA

AGRADECIMENTOS

A Deus, nossos pais Maria das Graças Dias Martins, Carlos Alberto Xavier Nunes e Kátia Cristina Laerzio Antunes Nunes e todos nossos familiares pelo amor e apoio incondicional.

Ao professor e orientador Humberto Nogueira Farneze (D.Sc.), pela paciência e por acreditar no nosso potencial, e por ter proporcionado aprendizado e experiências que levaremos por toda a nossa vida.

Ao professor Jôneo Lopes do Nascimento (M.Sc.) pela realizado dos tratamentos térmicos no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos do Campus do CEFET/RJ em Itaguaí

Aos amigos do CEFET, em especial aos colegas Moacir Castro, Renato e Rafael pela ajuda na preparação das amostras e realização de ensaios e também por tornarem os trabalhos experimentais mais prazerosos e compartilharem conosco inúmeros momentos tanto de angústia quanto de alegria.

Aos técnicos e funcionários da NUCLEP e UFF pelo suporte na preparação das amostras e realização de ensaios.

E todos os professores desta instituição que nos propiciaram a oportunidade de compartilhar os seus conhecimentos para a nossa evolução intelectual e colaboraram para nossa formação.

Obrigada a todos!

RESUMO

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas de alta resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas, principalmente tenacidade em baixas temperaturas. Nesta família destaca-se o aço AISI 304L pela sua resistência a corrosão. Em algumas aplicações no mercado petrolífero o 304L está sendo especificado para serviços em temperaturas moderadamente elevadas.. Dentro deste aspecto, este trabalho avaliou os efeitos do envelhecimento térmico nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão em metais de solda de aço AISI 304L produzido pelos processo Gas Tungsten Arc Welding (GTAW). Para este estudo foram executados dois tipos de tratamentos o primeiro grupo foi solubilizado a uma temperatura de 1050°C e resfriamento em água e posteriormente envelhecido de até 24 h e o segundo foi somente envelhecido a temperatura de 550°C de até 24 h. Nestas condições, foram realizadas caracterizações microestruturais por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV-ESD) e permeabilidade magnética. As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de microdureza, e comparadas nas duas condições de tratamento. A resistência à corrosão do metal de solda foi avaliada por ensaios de polarização anódica em solução de 3,5% de NaCl. Os resultados obtidos indicaram que a solubilização promoveu no metal de solda uma elevação da resistência a corrosão. Deste modo, os resultados contribuíram para uma melhor previsão do comportamento deste material para aplicações em altas temperaturas.

ABSTRACT

Austenitic stainless steels are high corrosion resistance alloys and good mechanical properties, especially toughness at low temperatures. In this family, the steel AISI 304L stands out for its resistance to corrosion. In some applications in the petroleum market, the 304L is being specified for services in moderately high temperatures. In this aspect, this work evaluated the effects of the thermal aging on the mechanical properties and the resistance to corrosion in AISI 304L steel weld metals produced by the Tungsten ArcWelding processes (GTAW). For this study, two types of treatments were performed: the first group was solubilized at a temperature of 1050°C and cooled in water and then aged for up to 24h and the second was only aged at 550°C for up to 24h. Under these conditions, microstructural characterizations were performed by optical microscopy (OM) and scanning electron (SEM) and magnetic permeability. The mechanical properties were evaluated by microhardness tests, and compared in the two treatment conditions. The corrosion resistance of the weld metal was evaluated by anodic polarization tests in 3.5% NaCl solution. The results indicated that the solubilization promoted increased corrosion resistance in the weld metal. In this way, the results contributed to a better prediction of the behavior of this material for high temperature applications.

Sumário	
Capítulo 1	9
Introdução.....	9
1.1 Motivação	9
1.2 Justificativa	10
1.3 Objetivos.....	11
1.5 Organização do Trabalho.....	11
Capítulo 2	13
2 Revisão Bibliográfica	13
2.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	13
2.2 Elementos de Liga e seus Efeitos.....	15
2.3 Solidificação das Ligas Fe-Cr-Ni	19
2.4 Métodos de previsão da microestrutura.....	24
2.5 Fases Precipitadas em Altas Temperaturas.....	28
2.6 Solubilização.....	29
2.7 Resistência a Corrosão dos Aços Inoxidáveis austeníticos.....	30
2.7.1 Passividade de Aços Inoxidáveis Austeníticos	30
2.7.2 Corrosão Intergranular	31
2.7.3 Corrosão por pites	33
2.8 O Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L.....	35
2.9 O Processo GTAW	36
Capítulo 3	38
3. Materiais e métodos.....	38
3.1 Material.....	38
3.2 Procedimento de soldagem	38
3.3 Tratamento térmico	41
3.3.1 Tratamento de Solubilização	41
3.3.2 Tratamento de Envelhecimento Térmico	41
3.4 Preparação da amostra	42
3.5 Análise química	43
3.6 Análise microestrutural.....	44
3.6.1 Microscopia Ótica (MO)	44
3.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e (EDS).....	44

3.6.3 Permeabilidade Magnética	45
3.7 Análise de Corrosão	47
3.7.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico.....	47
3.8 Ensaio Mecânicos.....	50
3.8.1 Ensaio de Microdureza	50
Capítulo 4	53
4.Resultados e Discussão.....	53
4.1 Macrografia.....	53
4.2 Análise Química	53
4.3 Identificação das Amostras para Microscopia	57
4.3.1.Caracterização Microestrutural	58
4.4 Ensaio Mecânicos.....	67
4.4.1 Microdureza	67
4.5 Ensaio de Corrosão.....	68
4.5.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico.....	68
Capítulo 5	71
Conclusões.....	71
Capítulo 6	72
Sugestões para Trabalhos Futuros	72
Capítulo 7	73
Referências Bibliográficas.....	73

Capítulo 1

Introdução

Os danos causados pela corrosão e oxidação dos metais contribuem significativamente para elevar o gasto industrial. Os custos decorrem, não só da necessidade de substituir peças falhadas, mas também dos danos causados por contaminação, paradas desnecessárias na planta produtiva e rendimento abaixo do esperado. Somado aos fatores psicológicos decorrentes da suspeita de insegurança em equipamentos que afetam significativamente a produtividade pessoal.

O material amplamente utilizado nos projetos de equipamentos que necessitam de elevada resistência à corrosão e oxidação é o aço inoxidável, característica esta, obtida através da adição de cromo (mínimo de 10,5 %) que objetiva a formação da camada passiva (óxido de cromo - Cr_2O_3) [1]. Esta película de óxido é resistente e uniforme, tem excelente aderência, plasticidade, baixa porosidade, volatilidade e solubilidade praticamente nula, a estabilidade da camada apassivadora está diretamente associada aos elementos de liga e ao meio que o material está inserido.

1.1 Motivação

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam ótimas propriedades mecânicas a elevadas temperaturas, sendo assim comum sua aplicação em serviços envolvendo altas temperaturas por longos períodos de tempo, como válvulas de pressão, aquecedores, trocadores e condensadores de calor [1].

Os aços AISI 304L tem uma vasta aplicabilidade sendo utilizados na fabricação de válvulas, tubos, equipamentos hospitalares e farmacêuticos, peças para a indústria química, petrolífera, têxtil, de laticínios, frigorífica, de tintas, entre outros. Para Algumas destas aplicações, a temperatura de serviço pode chegar a 450°C ou superior.

Tendo em vista a grande abrangência de aplicações e a possibilidade de soldagem por diferentes processos, a motivação para esse trabalho deve-se à análise do material e a sua

aplicação com o processo de soldagem GTAW (Gas-Shielded Tungsten Arc Welding), que garantam melhores propriedades metalúrgicas aos produtos de aço inoxidável austenítico AISI 304L, durante as aplicações para os quais foram determinadas.

1.2 Justificativa

Um dos efeitos deletérios que atinge os aços inoxidáveis austeníticos ao serem expostos a altas temperaturas, na faixa de 450° a 850°C, ou a processos de soldagem, é se tornar susceptível a corrosão intergranular devido o fenômeno da sensitização, que é um processo relacionado com a precipitação de carbeto ricos em cromo na região de contorno de grão, deixando a região adjacente empobrecida de cromo [2]. A ocorrência deste fenômeno pode causar falhas inesperadas nos componentes fabricados a partir dessa liga, afetando diretamente a segurança do projeto devido a falhas súbitas. Por este motivo, é de fundamental importância o estudo deste problema, visando desenvolver formas de evitá-lo. Uma solução para contornar a sensitização é a redução da quantidade de carbono, produzindo assim os aços com a denominação “L” derivado do inglês *low* que possuem uma concentração de carbono menor.

No processo de fabricação de equipamentos em geral a soldagem possui papel fundamental, e um método importante para soldagem de aços inoxidáveis é o denominado de solda GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*) ou TIG (*Tungsten Inert Gas*) desenvolvido através do arco elétrico formado entre a peça a ser soldada e o eletrodo não consumível de tungstênio. Este método de solda possui a capacidade de controlar a quantidade de calor cedido à peça fazendo com que o processo seja ideal para soldagem de peças que exijam alta precisão e controle, fato este, que acaba comprometendo a produtividade.

Existe a demanda por estudos que investiguem tratamentos térmicos que possam evitar ou minimizar os efeitos da sensitização do aço inoxidável AISI 304L, nas temperaturas as quais este material será submetido em serviço. Dentro deste contexto, o presente trabalho procurou buscar respostas para os questionamentos que envolvem o comportamento do metal de solda em aço AISI 304L, produzido pelo processo GTAW, quando submetido à elevada

temperatura por diferentes períodos de tempo e um tratamento térmico de solubilização que possa vir a minimizar ou impedir a sensitização do mesmo.

1.3 Objetivos

Este trabalho tem como objetivo o estudo dos efeitos provocados pelo tratamento térmico de solubilização, e bem como pela exposição à temperatura de 550°C, na microestrutura e resistência à corrosão por pites do metal de solda em aço inoxidável AISI 304L, produzido pelo processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW).

1.4 Metodologia

Neste trabalho foram utilizadas amostras retiradas de juntas soldadas pelo método de GTAW. Após a soldagem, o material foi separado em duas partes, a primeira parte passou por tratamento de solubilização e envelhecimento e a segunda só foi executado o tratamento térmico de envelhecimento. Após a adequada preparação dos corpos de prova segundo as respectivas normas dos ensaios, as amostras foram submetidas a ensaios de permeabilidade magnética, ensaio potenciodinâmico cíclico e microdureza. Realizou-se a avaliação da microestrutura por microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS).

1.5 Organização do Trabalho

De forma a obter uma melhor organização e grau de entendimento, os capítulos deste trabalho foram elaborados conforme a estrutura mostrada a seguir:

O primeiro capítulo é a introdução, no qual são apresentados os motivos, a justificativa, o objetivo para a realização deste trabalho, além da metodologia e da organização utilizada para realização das atividades.

O segundo capítulo trata da revisão bibliográfica que serve como base para a realização da pesquisa e dos procedimentos.

O terceiro capítulo aborda os materiais e métodos utilizados nos processos de fabricação e assim como os ensaios realizados para a obtenção dos resultados.

O quarto capítulo apresenta a discussão e os resultados obtidos nos ensaios, confrontando-os com os resultados apresentados na revisão bibliográfica.

Os três últimos capítulos tratam respectivamente da Conclusão, Sugestão para Trabalhos Futuros e Referências Bibliográficas.

Capítulo 2

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos representam grande parte dos aços inoxidáveis, pois são produzidos em maior quantidade do que qualquer outro grupo desta classe. A adição de níquel como elemento de liga, em determinadas quantidades, permite transformar a estrutura ferrítica em austenítica e isso tem como consequência uma grande mudança nas propriedades.

O campo de aplicação dos aços inoxidáveis austeníticos é bastante vasto e pode abranger desde produtos de uso doméstico até produtos empregados em indústrias químicas, petroquímica, alimentícia, farmacêutica, médico hospitalar e outras. Devido às excelentes propriedades mecânicas a elevadas temperaturas apresentadas por estes aços, é comum sua aplicação em serviços envolvendo altas temperaturas por longos períodos de tempo, como válvulas de pressão, aquecedores, trocadores e condensadores de calor [1]. Contudo, ao serem expostos a altas temperaturas, na faixa de 450° a 850°C, ou a processos de soldagem, este tipo de aço se torna susceptível a corrosão intergranular devido o fenômeno da sensitização, que é um processo relacionado com a precipitação de carbonetos ricos em cromo na região de contorno de grão, deixando a região adjacente empobrecida de cromo [2].

Os aços inoxidáveis austeníticos têm níveis de resistência mecânica similares aos aços de baixo carbono, com 210MPa de limite de escoamento mínimo na temperatura ambiente. Estas ligas possuem boas propriedades de impacto em baixa temperatura, tornando-as úteis para aplicações criogênicas. Temperaturas de serviço podem ser de até 760 °C, mas a resistência mecânica e resistência à oxidação da maioria destes aços são fatores limitantes em temperaturas tão elevadas. Os aços inoxidáveis austeníticos podem ter a resistência mecânica aumentada, significativamente, pelo trabalho a frio. Muitas vezes são utilizados em aplicações que requerem boa resistência à corrosão em atmosfera com temperatura elevada. Eles são geralmente considerados soldáveis, se as devidas precauções forem seguidas [3].

Existe uma enorme variedade de aços inoxidáveis austeníticos. Os aços convencionais são classificados pelo AISI (*American Iron and Steel Institute*) em dois grupos, denominados da série 300 e série 200. A Figura 1 apresenta os aços mais comuns desses grupos. Os aços da série 200 são o resultado de uma substituição parcial de níquel por manganês. A resistência à corrosão destas ligas (Fe-Cr-Ni-Mn) é inferior a dos aços equivalentes da série 300. Nos austeníticos, há também uma versão do 304 com alto enxofre, para melhorar a usinagem: o aço 303. Grandes aumentos de níquel nos levam às ligas Ni-Fe-Cr, onde o elemento em maior porcentagem já não é o ferro e sim o níquel. São conhecidas como ligas a base de níquel (não são classificadas como aços inoxidáveis) e possuem excelente resistência à corrosão em muitos meios em altas temperaturas [4,5].

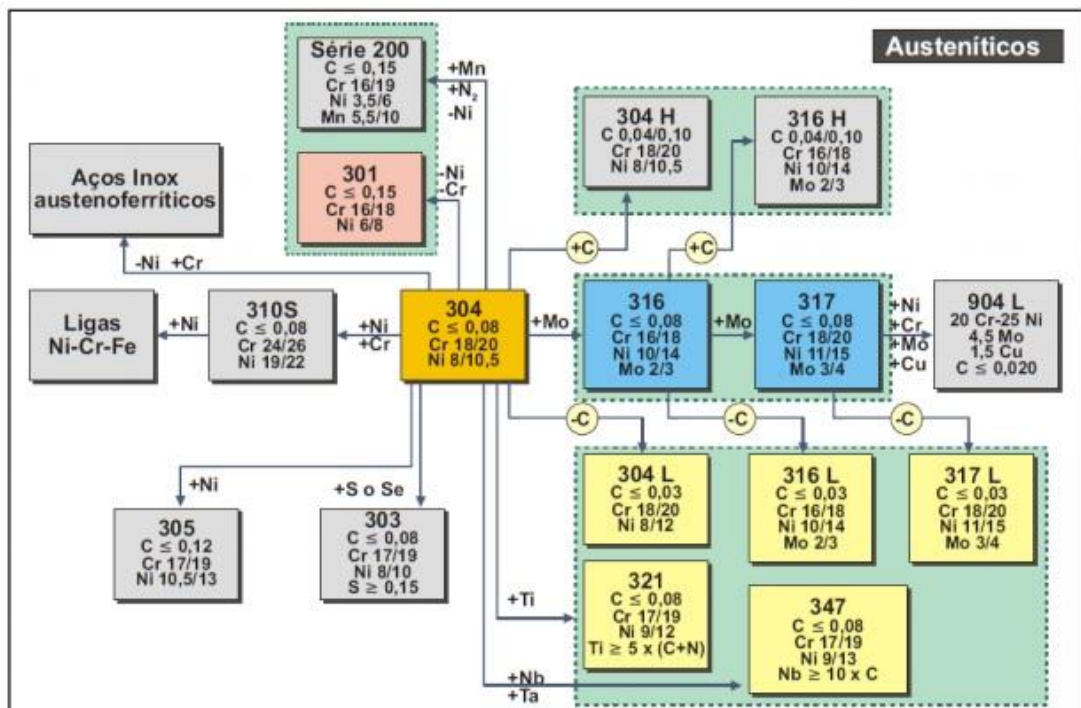


Figura 1 – Principais aços inoxidáveis austeníticos [6].

Não é somente a matriz austenítica que determina as propriedades destes materiais, numerosas fases tais como ferrita δ , carbeto, fases intermetálicas, nitretos, sulfetos, boretos e martensitas induzidas por deformação, podem estar presentes na microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos [7].

2.2 Elementos de Liga e seus Efeitos

Os elementos de liga são os responsáveis por alterar as propriedades mecânicas. Em geral o aumento da resistência é conseguido pela adição de um ou vários elementos de liga. A adição de elementos de liga ou o controle dos mesmos em determinados valores é sempre feita com objetivos previamente determinados. Através da composição química do material é esperado: garantia de que o material não será sensibilizado em um processo de soldagem (baixos valores de carbono), ótima resistência às corrosões por pites e em frestas (altos valores de cromo e principalmente de molibdênio) e melhor resistência à corrosão sob tensão. Para evitar problemas de corrosão associados a sensibilização do material, como já foi visto, se reduz a quantidade de carbono, porém quando a corrosão não é uma ameaça, teores mais altos de carbono podem desempenhar um papel benéfico [6].

As ligas devem ter por objetivo a otimização de propriedades dentro de intervalos específicos de composição. Isso ocorre com os aços inoxidáveis austeníticos que são baseados no sistema ternário Fe - Cr - Ni e contêm um total de 25% em peso de cromo, níquel, manganês, com teor de cromo geralmente acima de 16%. O cromo fornece resistência à corrosão e oxidação em altas temperaturas. Níquel e manganês são adicionados para estabilizar a austenita ao longo de um amplo intervalo de temperaturas e impedir a sua transformação em martensita, quando o aço é resfriado rapidamente até à temperatura ambiente. Geralmente estes aços têm a microestrutura totalmente austenítica, embora a ferrita (δ) de alta temperatura pode ser mantida na microestrutura [3,4]. As faixas de composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos, disponíveis comercialmente, são fornecidas na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos [8].

Tipo	UNS	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Outros
AISI 201	S20100	≤0.15	5.50-7.50	≤1.00	16.00-18.00	3.50-5.50	-	0.25	-
AISI 202	S20200	≤0.15	7.50-10.0	≤1.00	17.00-19.00	4.0-6.0	-	0.25	-
AISI 205	S20500	0.12-0.25	14.0-15.5	≤1.00	16.50-18.00	1.0-1.75	-	0.32-0.40	-
AISI 301	S30100	≤0.15	≤2.00	≤1.00	16.00-18.00	6.0-8.0	-	-	-
AISI 302	S30200	≤0.15	≤2.00	≤1.00	17.00-19.00	8.0-10.0	-	-	-
AISI 303	S30300	≤0.15	≤2.00	≤1.00	17.00-19.00	8.0-10.0	0.6	-	-
AISI 304	S30400	≤0.08	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	8.0-10.5	-	-	-
AISI 304H	S30409	0.04-0.10	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	8.0-10.5	-	-	-
AISI 304L	S30403	≤0.03	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	8.0-12.0	-	-	-
AISI 304N	S30400	≤0.08	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	8.0-10.5	-	0.10-0.16	-
AISI 304LN	S30451	≤0.03	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	8.0-12.0	-	0.10-0.16	-
AISI 308	S30800	≤0.08	≤2.00	≤1.00	19.00-21.00	10.0-12.0	-	-	-
AISI 309	S30900	≤0.20	≤2.00	≤1.00	22.00-24.00	12.0-15.0	-	-	-
AISI 310	S31000	≤0.25	≤2.00	≤1.00	24.00-26.00	19.0-22.0	-	-	-
AISI 316	S31600	≤0.08	≤2.00	≤1.00	16.00-18.00	10.0-14.0	2.0-3.0	-	-
AISI 316H	S31609	≤0.08	≤2.00	≤1.00	16.00-18.00	10.0-14.0	2.0-3.0	-	-
AISI 316L	S31603	≤0.03	≤2.00	≤1.00	16.00-18.00	10.0-14.0	2.0-3.0	-	-
AISI 316LN	S31653	≤0.03	≤2.00	≤1.00	16.00-18.00	10.0-14.0	2.0-3.0	0.10-0.16	-
AISI 316N	S31651	≤0.08	≤2.00	≤1.00	16.00-18.00	10.0-14.0	2.0-3.0	0.10-0.16	-
AISI 317	S31700	≤0.08	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	11.0-15.0	3.0-4.0	-	-
AISI 317L	S31703	≤0.03	≤2.00	≤1.00	18.00-20.00	11.0-15.0	3.0-4.0	-	-
AISI 321	S32100	≤0.08	≤2.00	≤1.00	17.00-19.00	9.0-12.0	-	-	Ti≥5 x %C
AISI 321H	S32109	0.04-0.10	≤2.00	≤1.00	17.00-19.00	9.0-12.0	-	-	Ti≥5 x %C
AISI 347	S34700	≤0.08	≤2.00	≤1.00	17.00-19.00	9.0-13.0	-	-	Nb≥10 x %C
AISI 347H	S34709	0.04-0.10	≤2.00	≤1.00	17.00-19.00	9.0-13.0	-	-	1.0≥Nb≥10 x %C
654 SMO®	S32654	≤0.02	2.00-4.00	≤0.50	24.0-25.0	21.0-23.0	7.0-8.0	0.45-0.55	Cu = 0.30-0.60

(AISI = American Iron and Steel Institute; UNS = Unified Numbering System).

A seguir, são ressaltadas as influências dos principais elementos de ligas dos aços inoxidáveis austeníticos:

Carbono:

Para a maioria das aplicações, os tipos "L" com no máximo 0,030% C são os preferidos e devem ser usados sempre que possível [9]. O carbono é um elemento de liga intersticial. Como resultado, pode difundir-se rapidamente através da estrutura e concentrar-se nos contornos dos grãos acarretando assim uma precipitação de carbeto de cromo que prejudica a resistência à corrosão do aço. O tratamento térmico de curto tempo em 1010° C pode dissolver os carbetos de cromo, exceto quando o teor de carbono for alto, acarretando que parte deste carbeto não será dissolvida com rapidez suficiente. A Figura 2 ilustra o efeito da temperatura-tempo e percentual de carbono na formação de carbeto de cromo no resfriamento a partir de temperaturas de tratamento térmico. Este gráfico mostra que os níveis típicos de carbono com refinamento AOD (Descarbonetação Argônio-Oxigênio), em aços "L" com 0,024% exigiriam cerca de 50 horas a 540° C para provocar a precipitação do carbeto de

romo. Este gráfico também indica que irá, eventualmente, formar carbeto, se o tratamento for realizado na temperatura de 540° C [9].

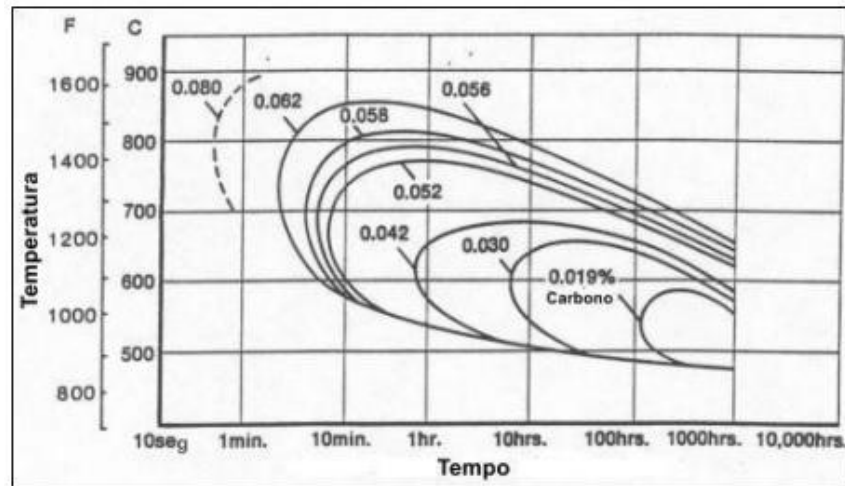


Figura 2 - Efeito de carbono sobre o tempo necessário para formar carbeto de cromo [9].

Cromo:

Sua principal função é fornecer proteção contra a corrosão. É especialmente eficaz em ambientes oxidantes, tais como ácido nítrico. Com a adição de cromo, um óxido de estequiometria $(Fe, Cr)_2O_3$ forma na superfície do aço. A presença de cromo em solução sólida aumenta a estabilidade do óxido, uma vez que tem uma afinidade com oxigênio muito mais elevada do que a do ferro. Níveis mais elevados de cromo podem ser necessários para a estabilidade do óxido em ambientes mais agressivos. Em ligas de Fe-Ni-Cr-C, o aumento de Cr vai promover a formação de ferrita [3,5,10]. O cromo é um forte formador de carbeto, onde o $M_{23}C_6$ é o mais comum, sendo também o elemento químico essencial na formação de compostos intermetálicos, muitos dos quais tendem a fragilizar os aços inoxidáveis austeníticos. O mais comum é a fase sigma (σ), que no sistema Fe-Cr é um composto (Fe, Cr) que se forma abaixo de 815 °C. A fase sigma (σ) pode se formar em praticamente qualquer aço inoxidável, mas tende a ser mais comum nas ligas de alto Cr. O cromo também enriquece as fases intermetálicas chi (χ) e Laves [3, 5, 7,10].

Níquel:

É responsável pela formação da fase austenita. Sua função é aumentar a resistência à alta temperatura, resistência à corrosão sob tensão e ductilidade. De acordo, com o teor de níquel presente podem ser classificados em aços austeníticos e austenítico-ferríticos. Pela

adição suficiente de níquel, o campo da fase austenita pode ser expandido, de modo que a austenita é estável à temperatura ambiente e abaixo, conforme visto na Figura 3. Níquel não é formador de carbeto e geralmente não promove a formação de compostos intermetálicos, embora haja evidência de que a sua presença na liga pode influenciar a cinética de precipitação [11].

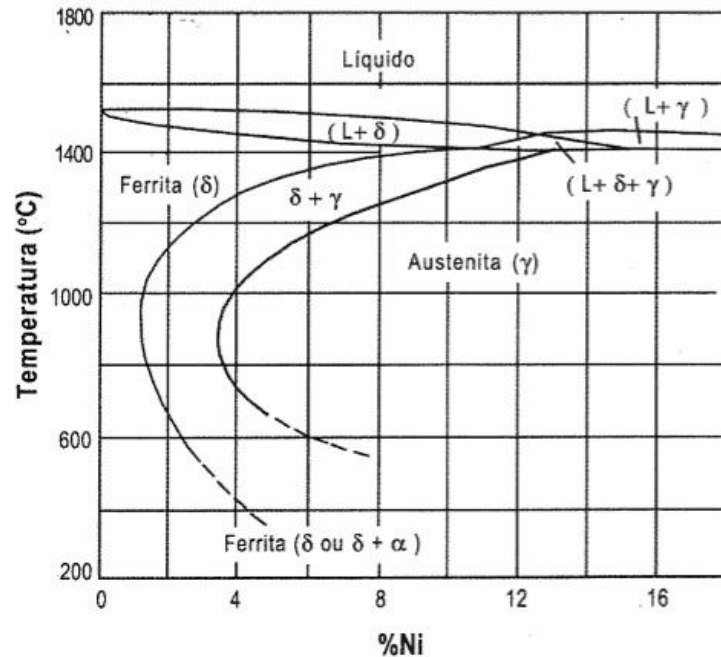


Figura 3 – Diagrama pseudo-binário Fe-18%Cr-Ni [12].

Molibdênio:

Sua função é aumentar a resistência à corrosão por pite e por fresta em ambientes que contém íons Cl^- . Este elemento também aumenta a resistência à corrosão em meios redutores. O Mo também promove a formação de ferrita, afetando o equilíbrio de fases. Além disso, o Mo também participa na formação de várias fases secundárias prejudiciais, tais como σ , χ e R, e forma um óxido instável à temperatura elevada, que afeta negativamente a resistência à oxidação em altas temperaturas. Esses fatores também devem ser considerados no uso de aços inoxidáveis contendo molibdênio [11].

Silício:

Este elemento de liga é sempre adicionado em pequenas quantidades para desoxidação. Na maioria das ligas o Si está presente na faixa de 0,3 a 0,6 % [3]. Verificou-se que o Si melhora a resistência à corrosão, quando presente a níveis de 4 a 5% em peso e é

adicionado a algumas ligas resistentes ao calor na faixa de 1 a 3% em peso para melhorar a resistência à descamação do óxido a uma temperatura elevada [3,8]. O silício é também um estabilizador de ferrita. Este elemento se segrega durante a solidificação, particularmente em combinação com níquel, resultando na formação de constituintes eutéticos de baixo ponto de fusão. Por esta razão, o silício é mantido abaixo de 1% em peso em muitas ligas [10].

Manganês:

O manganês tem a função de estabilizar a austenita à temperatura ambiente, mas forma ferrita a altas temperaturas, além, de inibir a fragilidade a quente pela formação de MnS. Em aços inoxidáveis, é normalmente presente na gama de 1 a 2% em peso. Historicamente, foi adicionado para evitar a trinca de solidificação, que está associada com a formação de constituintes eutéticos, como o sulfeto de ferro [11].

2.3 Solidificação das Ligas Fe-Cr-Ni

Existem quatro possibilidades de transformação de solidificação para aços inoxidáveis austeníticos [3]. Essas reações estão listadas na Tabela 2 e relacionadas ao diagrama de fase Fe-Cr-Ni na Figura 4. Observe que os modos de solidificação A e AF são associados à solidificação da austenita primária, significando que a mesma ocorre logo após a solidificação. Tipos FA e F possuem ferrita delta (δ) como fase primária de solidificação e posteriormente a modificação estrutural para os tipos FA e F [3].

Tabela 2: Tipos de solidificações, reações e microestruturas resultantes [3].

Tipo de Solidificação	Reação	Microestrutura
A	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \text{A} \rightarrow \text{A}$	Totalmente austenítica
AF	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \text{A} \rightarrow \text{Liq} + \text{A} + \text{F}$ $\rightarrow \text{A} + \text{F}$	Ferrita entre os braços das dendritas
FA	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \text{F} \rightarrow \text{Liq} + \text{F} + \text{A}$ $\rightarrow \text{F} + \text{A}$	Ferrita em Esqueleto ou Ferrita Laminar + Austenita
F	$\text{Liq} \rightarrow \text{Liq} + \text{F} \rightarrow \text{F}$	Ferrita + Austenita de Widmanstätten

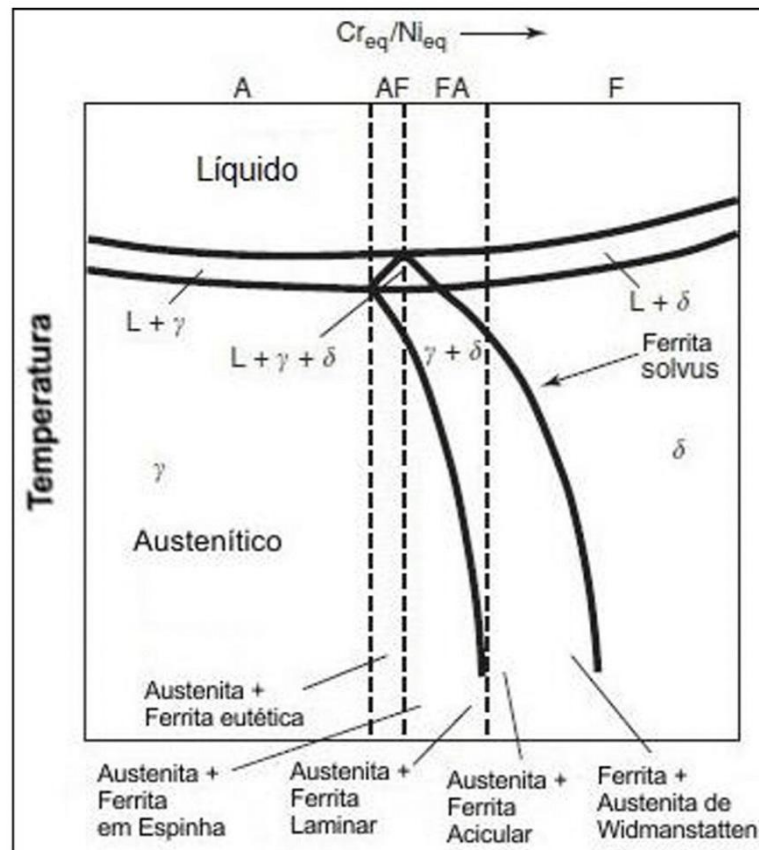


Figura 4 - Relação do tipo de solidificação para o diagrama de fases pseudobinário [3].

As várias microestruturas que são possíveis em aço inoxidável austenítico nos metais de solda e sua evolução estão descritos nas seções a seguir:

Tipo A: quando a solidificação ocorre como austenita primária, duas microestruturas são possíveis. Se a microestrutura é completamente autênica no final da solidificação, ela permanecerá austenítica após o resfriamento e exibirá uma microestrutura distinta, quando visualizada metalograficamente [3]. Esta solidificação do tipo A é apresentada na figura 5(a) e o exemplo de uma micrografia pode ser visualizada na figura 5(b). Observe que a subestrutura de solidificação (células e dendritas) é aparente nesta microestrutura. Característica esta predominante da formação da austenita primária.

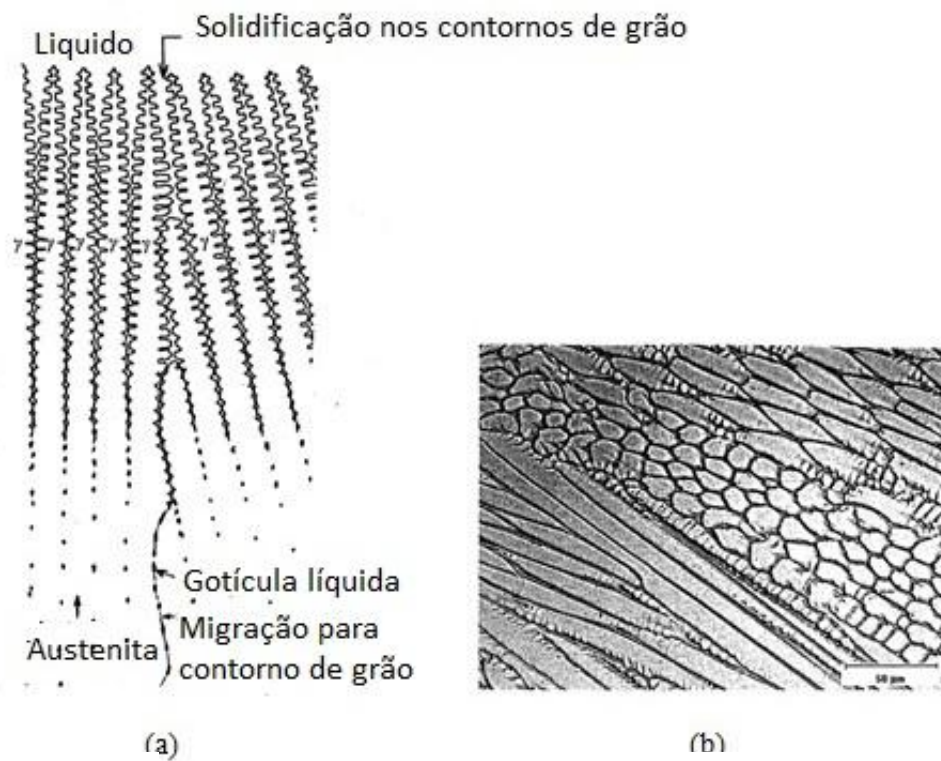


Figura 5 – (a) Tipo de solidificação A. (b) Microestrutura da zona fundida totalmente austenítica [3].

Tipo de solidificação AF: quando ocorre a formação de ferrita no final do processo de solidificação de austenita primária, através de uma reação eutética, a solidificação é denominada de Tipo AF. Isso ocorre com a partição de elementos (principalmente Cr e Mo) formadores de ferrita nos limites de solidificação dos subgrãos, promovendo a formação de ferrita como um produto final. A ferrita que se forma ao longo do contorno é relativamente estável e resiste à transformação para austenita durante o resfriamento, uma vez que o metal de solda está enriquecido em elementos formadores de ferrita [3]. Um esquema da solidificação AF é apresentado na Figura 6 (a) e a micrografia da zona fundida é mostrada na Figura 6 (b).

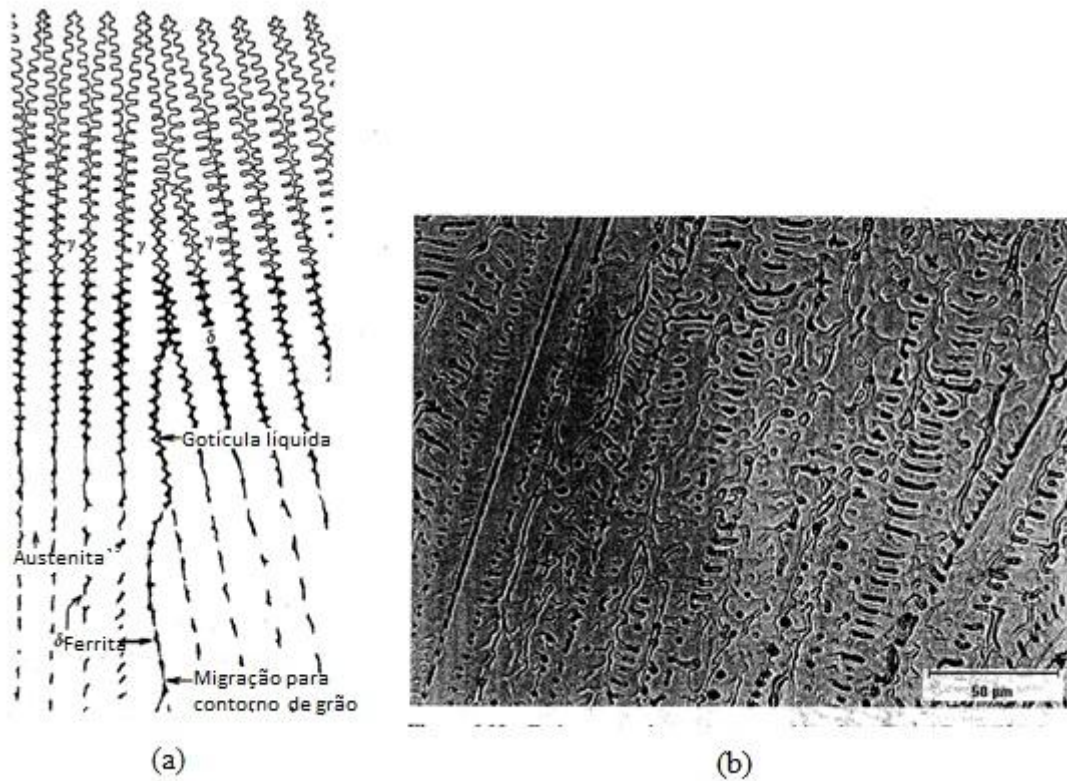


Figura 6 – (a) Tipo de solidificação AF. (b) Microestrutura da zona fundida [3].

Tipo de solidificação FA: quando a solidificação ocorre com ferrita primária, e no final do processo da solidificação Austenita é formada, este processo é denominado tipo FA. Esta austenita é formada através de uma reação peritética-eutética existente nos limites de solidificação de ferrita no final da solidificação. Esta é a morfologia comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos [3]. Um esquema da solidificação FA é apresentada na Figura 7(a) e o exemplo de micrografia da zona fundida pode ser visualizada na figura 7(b).

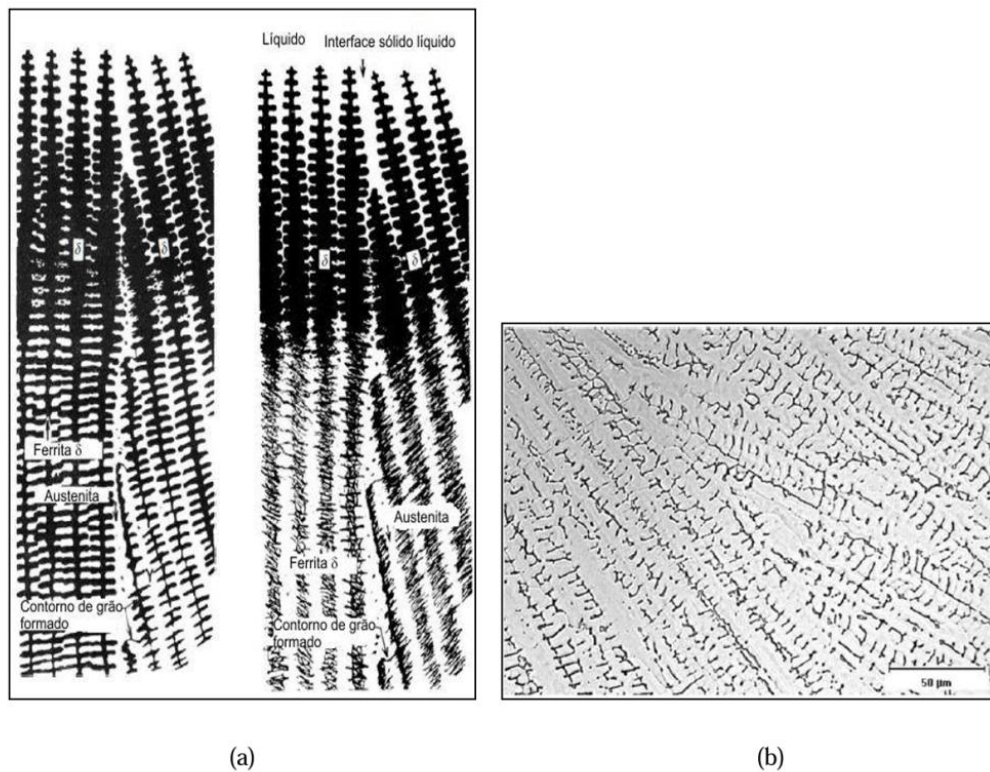


Figura 7 – (a) Tipo de solidificaç3o FA. (b) Microestrutura da zona fundida [3].

Tipo de solidificaç3o F: Neste caso ocorre a solidificaç3o completa somente como ferrita. A microestrutura 3 completamente ferritica at3 o final da solidificaç3o. Quando a poça de material fundido esfria, nucleia-se nos contornos de gr3o da ferrita a formaç3o austen3tica, crescendo como placas para o interior dos gr3os [3]. Um esquema do tipo F e a microestrutura est3o representadas na Figura 8(a) e o exemplo de micrografia da zona fundida pode ser visualizada na figura 8(b).

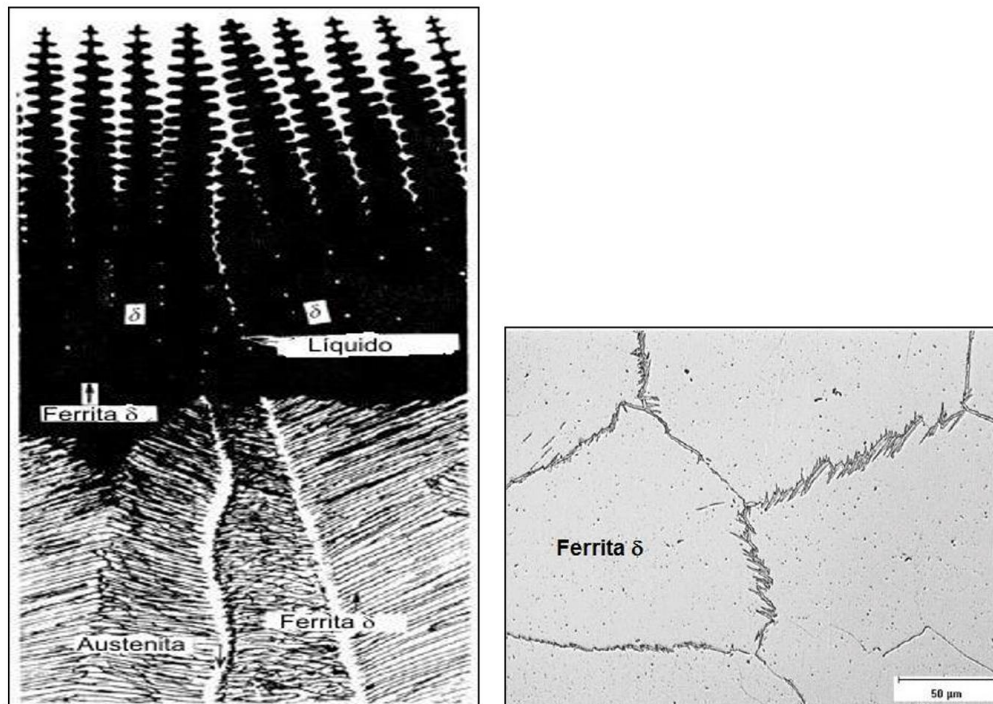


Figura 8 - (a) tipo de solidificação F. (b) Microestrutura da zona fundida com baixo teor de austenita [3].

2.4 Métodos de previsão da microestrutura

Os elementos de liga presentes em um aço inoxidável podem ser divididos em ferritizantes e austenitizantes por meio do uso de equivalentes em cromo (Cr_{eq}) e em níquel (Ni_{eq}), respectivamente. Este procedimento foi introduzido por Schaeffler há cerca de 60 anos. A fórmula proposta por Schaeffler foi modificada e aperfeiçoada ao longo dos anos, sendo que a contribuição de DeLong (1960), referente ao efeito do nitrogênio, foi provavelmente a contribuição mais significativa. Além dessas expressões para cálculos de cromo e níquel equivalentes, várias outras expressões foram sugeridas incorporando outros elementos, ou utilizando outras condições de solidificação e diferentes composições químicas [13]. A tabela 3 apresenta algumas dessas expressões, bem como os respectivos autores e as condições em que foram determinadas. As expressões da tabela podem ser descritas de forma genérica por:

$$Ni_{eq} = \%Ni + A (\%Mn) + B (\%C) + C (\%N) + D (\%Cu) + E (\%Co) + F$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + G (\%Si) + H (\%Mo) + I (\%Al) + J (\%Nb) + K (\%Ti) + L (\%W) + M (\%V) + N$$

Onde A, B, C, D, E, F, G, H, I, J, L, M, N são constantes.

Tabela 3: Valores da constantes das expressões de Cr_{eq} e Ni_{eq} por diferentes autores [13]

Autor	Ref	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	Aplicação
Schaeffler	1949	0,5	30	0	0	0	0	1,5	1	0	0,5	0	0	0	0	Solda
DeLong	1960	0,5	30	30	0	0	0	1,5	1	0	0,5	0	0	0	0	Solda
Schoefer	1973	0,5	30	26	0	0	2,25	1,5	1	0	1	0	0	0	-4,99	Fundido
Schneider	1975	0,5	30	25	0,3	1	0	2	1,5	5,5	1,75	1,5	0,75	5	0	-
Jernkontoret	1977	0,31	22	14,2	1	0	0	1,5	1,37	0	2	3	0	0	0	Análise Térmica
Hammar Svensson	1979	0,31	22	14,2	0	0	0	0	1,37	0	0	0	0	0	0	Análise térmica
Hyll	1973	0,11	24,5	18,4	0,44	0,41	0,0086 X%Mn ²	0,48	1,21	2,8	0,14	2,2	0,72	2,27		Fundido resfriado rapidamente

Nota-se que os valores das constantes para um determinado elemento nas diversas expressões nem sempre são coincidentes, como mostrado na Tabela 3, podendo-se atribuir essas variações às diferentes técnicas e composições químicas empregadas para sua determinação, o que poderia causar diferentes efeitos relativos dos diversos elementos. A partir das expressões apresentadas são construídos diagramas que permitem que se obtenha a microestrutura a ser obtida para uma determinada composição química. A Figura 9 apresenta o diagrama de Schaeffler (1949) construído a partir de amostras soldadas de aços inoxidáveis austeníticos do grupo Fe-Cr-Ni, utilizado para prever a quantidade de ferrita que irá se formar na zona fundida. Diagramas semelhantes foram desenvolvidos por DeLong (1960), Figura 10, e mais recentemente o diagrama WRC 1992, modificado por Kotecki, Figura 11 [13].

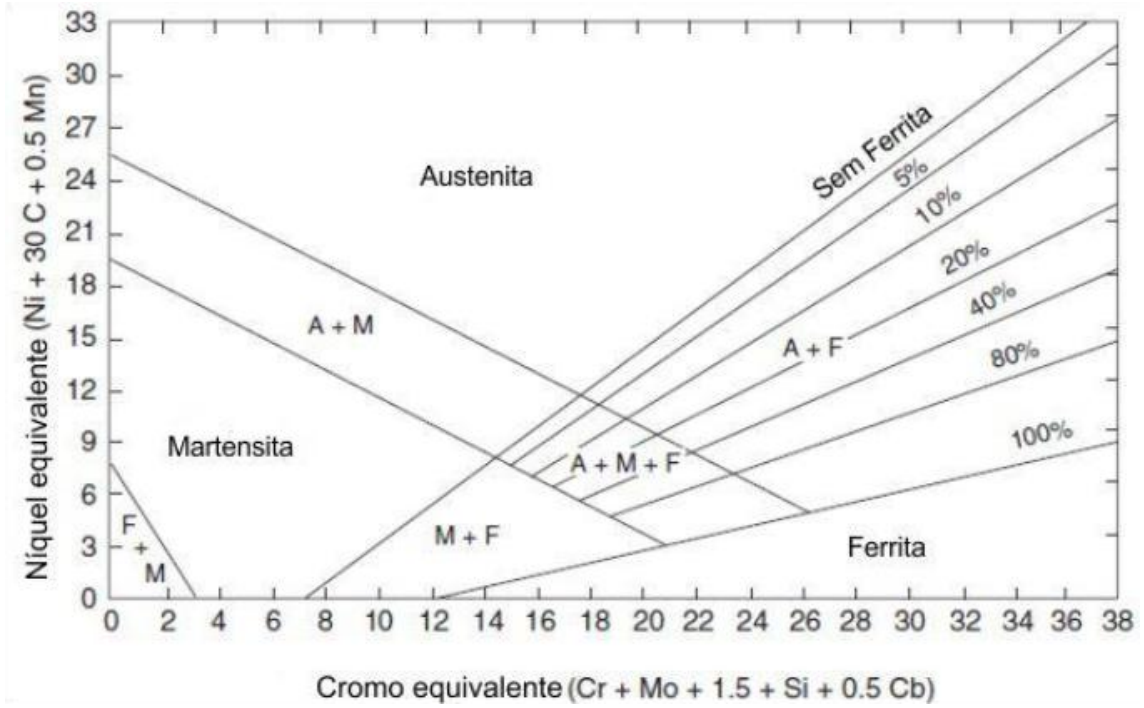


Figura 9: O diagrama de Schaeffler [3].

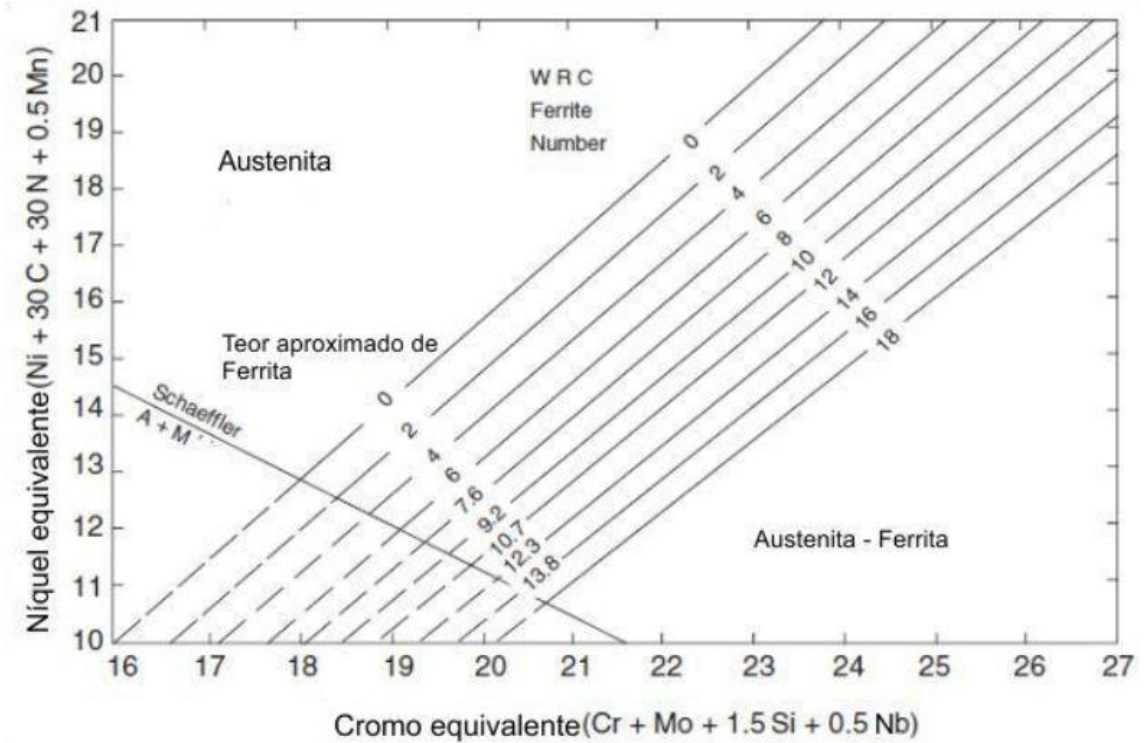


Figura 10 : O diagrama de DeLong [3].

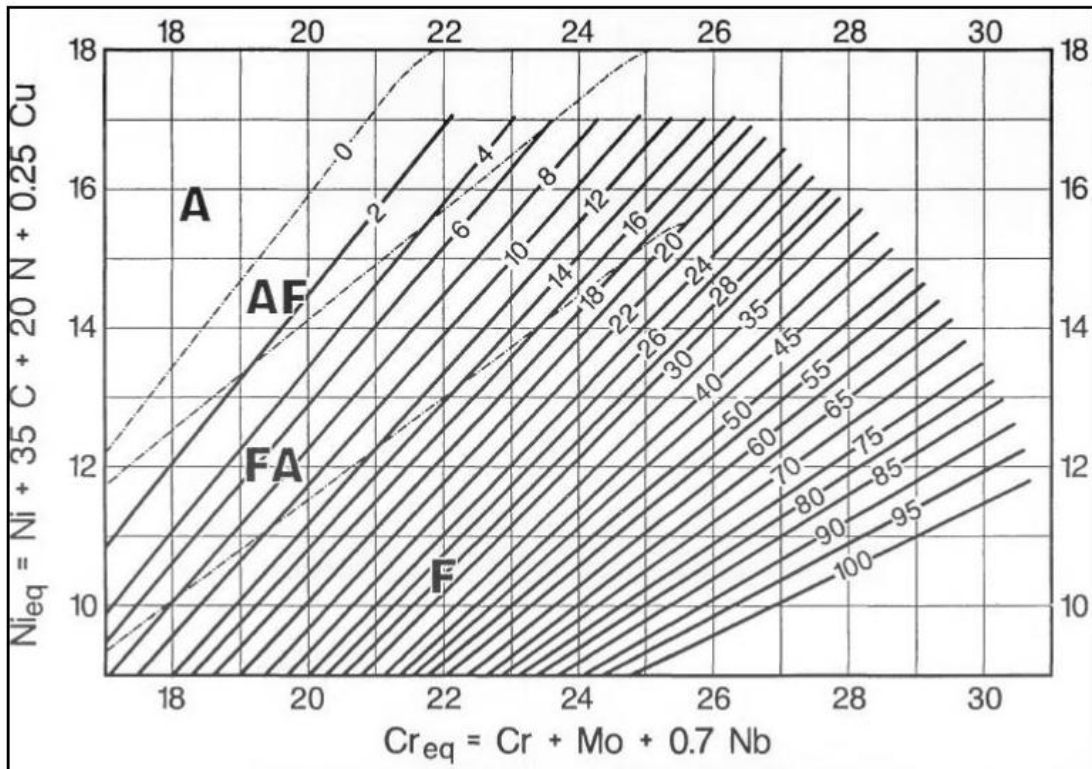


Figura 11 – Diagrama do WRC- 92 [14].

O diagrama de Schaeffler é o diagrama mais comumente utilizado, porém não prevê a ação do N como elemento estabilizador da austenita. A ação do N é analisada pelo diagrama de De Long. A influência do Mn pode ser analisada pelo diagrama WRC-92.

Os métodos magnéticos se baseiam na diferença de comportamento frente a um campo magnético apresentado pela ferrita (material ferromagnético) e a austenita (material paramagnético). Desta forma, uma amostra de solda constituída por uma mistura de ferrita e austenita tende a apresentar uma resposta a um campo magnético que é proporcional à quantidade destes constituintes e esta característica é usada para determinar esta quantidade. Os resultados medidos pelo método magnético correspondem ao número de ferrita (“*Ferrite Number*” – FN) para teores até 8%. Quando o valor de FN não puder ser medido diretamente, o diagrama WRC-92 é considerado como o método oficial do código ASME. Através do diagrama WRC-92 também é possível prever os vários modos de solidificação (A, AF, FA, e F) que ocorrem nos aços inoxidáveis austeníticos [12].

2.5 Fases Precipitadas em Altas Temperaturas

As fases formadas em aços inoxidáveis austeníticos durante a exposição na faixa de 450 a 850°C podem ser classificadas em dois grandes grupos: carbeto e fases intermetálicas [14].

Em temperaturas de envelhecimento ou serviço abaixo de 850°C, ocorre a decomposição da ferrita (δ) em austenita (γ) e fases intermetálicas. Nos aços inoxidáveis austeníticos a presença de ferrita (δ) acelera sensivelmente a formação de fase σ durante o posterior envelhecimento, devido ao maior percentual de elementos formadores da fase σ encontrados na ferrita (δ) do que na austenita (γ) [7, 14].

Diversas fases podem se formar nos aços inoxidáveis austeníticos processados ou em serviços com altas temperaturas. A seguir serão apresentados aspectos das principais fases:

- **Carbeto $M_{23}C_6$:**

Em aços inoxidáveis, diferentes tipos de carbeto podem se formar. Indiscutivelmente, dentre os vários carbeto, o $M_{23}C_6$ ($M = Cr, Fe, Mo$), é o mais extensivamente estudado entre os vários precipitados, por motivo de sua ocorrência comum em aços inoxidáveis. Este carbeto tem estrutura cristalina CFC com 116 átomos por célula unitária, sendo 92 átomos metálicos e 24 de carbono. Normalmente, a presença de carbeto é indesejável, pois tem como consequência o fenômeno da sensitização, acarretando a corrosão intergranular [3,7].

- **Fase Sigma (σ):**

A fase sigma (σ) é uma das fases intermetálicas mais estudadas, no que tange à degradação dos aços inoxidáveis. O enriquecimento local de cromo na ferrita (δ) em condições de aquecimento, resfriamento e/ou solidificação são os principais fenômenos que favorecem a precipitação da fase σ nos aços inoxidáveis austeníticos [7]. A precipitação da fase sigma (σ) a partir da ferrita (δ) é preferencial e significativamente mais rápida, visto que a difusão do cromo e do molibdênio é cerca de 100 vezes mais rápida na ferrita do que na austenita [8].

Além da perda de tenacidade, a formação da fase sigma (σ) pode ter um efeito negativo sobre a resistência a corrosão em altas temperaturas, devido à remoção de Cr e Mo a partir da solução sólida [7].

2.6 Solubilização

O tratamento térmico de solubilização pode eliminar a precipitação de fases que surgem devido ao ciclo térmico de soldagem ao qual a junta soldada é submetida, recuperando as propriedades mecânicas. O tratamento consiste em aquecer o aço a uma temperatura suficientemente elevada para remover as modificações estruturais resultantes dos processos de fabricação, dissolver os carbeto presentes (sobretudo os de cromo) e, após o tempo necessário à temperatura, resfriar rapidamente. O resfriamento deve ser rápido para evitar a precipitação de carbeto, a qual acontece na faixa 450° - 850°C [15].

Para o caso de aço 304L, esse tratamento térmico gera a formação de uma microestrutura predominantemente austenítica. Nos aços Inoxidáveis o tratamento térmico de solubilização tem como objetivo as seguintes características [15]:

- Remover tensões devidas aos tratamentos mecânicos a frio ou a quente;
- Diminuir a dureza para melhorar a usabilidade do aço;
- Melhorar propriedades mecânicas, tais como ductilidade e tenacidade;
- Facilitar o trabalho a frio;
- Modificar características elétricas e magnéticas;
- Ajustar o tamanho de grão;
- Ajustar a cristalografia;
- Produzir uma microestrutura definida;

As faixa de temperatura para se solubilizar um aço são as que seguem na Tabela 4 abaixo [15]:

Tabela 4: Faixas de temperaturas para solubilização de alguns aços Inoxidáveis austeníticos [15].

Tipo	Temperatura °C
201,202	1010 ~ 1120
301,302,3028	-
303	1010 ~ 1120
304,306,308	1010 ~ 1120
304L	1010 ~ 1120
309	1040 ~1120
310	1040 ~1065
314	1040 ~1120
316	1040 ~1120
317	1040 ~ 1105
316L,317L	1040 ~1105
321	955 ~ 1065
347,348	980 ~1065

2.7 Resistência a Corrosão dos Aços Inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são selecionados por possuírem boas propriedades de resistência contra corrosão, mas são requeridas algumas precauções quando este material é soldado e exposto a certos ambientes. Com a elevação da temperatura a corrosão do material é intensificada [3,16].

2.7.1 Passividade de Aços Inoxidáveis Austeníticos

Importante na defesa contra corrosão os aços inoxidáveis austeníticos é a formação de uma película passiva fina e protetora, composta de óxidos mistos de cromo e ferro que proporcionam uma excelente resistência à corrosão em uma variedade de ambientes, se comparados aos aços inoxidáveis ferríticos. Os três estabilizadores de austenita, Ni, Mn, e N contribuem para a passividade. O Mo também pode ser adicionado aos aços inoxidáveis austeníticos, a fim de melhorar a estabilidade do filme passivo, especialmente na presença de íons Cl⁻. A película passiva é frequentemente relatada como sendo duplex, que consiste em um filme com parte interna de óxido e parte externa de hidróxido [17]. Para compreender a influência dos elementos de liga sobre a passividade dos aços inoxidáveis austeníticos, pesquisadores associaram análise eletroquímica e de superfície [17].

2.7.2 Corrosão Intergranular

A corrosão intergranular ocorre rapidamente nos contornos de grão, e este tipo de ataque nos aços inoxidáveis austeníticos está associada ao fenômeno de sensitização que ocorre durante processos que envolvam a variação de temperatura na faixa de 450 a 850°C [3,16], como tratamentos térmicos e soldagem. Este fenômeno está associado ao empobrecimento de Cr nas regiões adjacentes aos contornos de grãos na Figura 12 pode-se notar de forma mais detalhada a precipitação de carbeto de cromo no contorno de grão, consequentemente empobrecendo as regiões adjacentes [3,16].

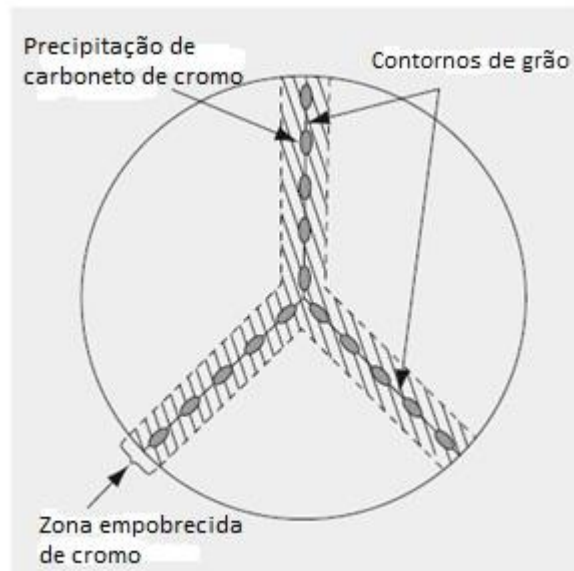


Figura 12: Representação esquemática da sensitização dos contornos de grão em aço inoxidável austenítico [11].

Em certos ambientes corrosivos o efeito é uma vala no contorno de grão, conforme apresentado na Figura 13.

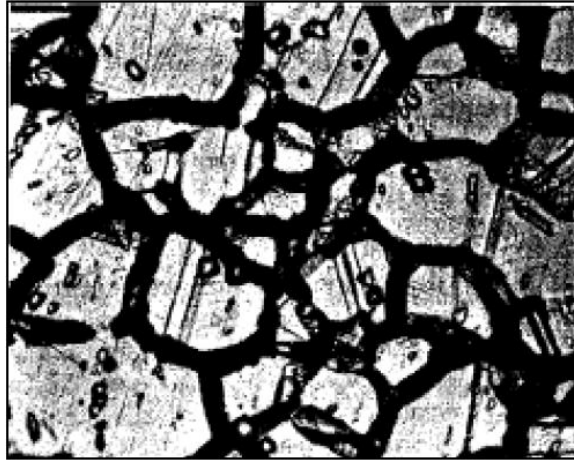


Figura 13: Contorno de grão do aço AISI 304 com ataque [3].

A concentração de carbono possui papel fundamental no fenômeno de sensitização, por este fato foi desenvolvida uma classe de aço inoxidável com a designação L (*low Carbon*). Informando que esta liga apresenta baixa concentração de carbono e uma resistência maior a sensitização. Na Tabela 5 podemos comparar a concentração deste elemento na série normal e a série L.

Tabela 5: Concentração comparativa de carbono [3]

LIGA	Concentração de Carbono (%)
AISI 304	0,08
AISI 304L	0,03

A Figura 14 ilustra como o controle de carbono pode eliminar a corrosão intergranular na ZTA.

Métodos adicionais poderão ser executados para também minimizarem ou eliminarem o efeito da corrosão intergranular, incluem [16]:

- Recozimento do material antes do processo de soldagem remove o trabalho a frio (trabalho a frio acelera o processo de precipitação de carbeto).
- Utilizar baixas temperaturas de soldagem e aumentar a taxa de resfriamento, diminuindo o tempo na zona de sensitização.

- Tratamento térmico após a soldagem na faixa de 900°C a 1100°C, buscando dissolver os carbeto precipitados nos limites dos grãos na zona termicamente afetada (ZTA).

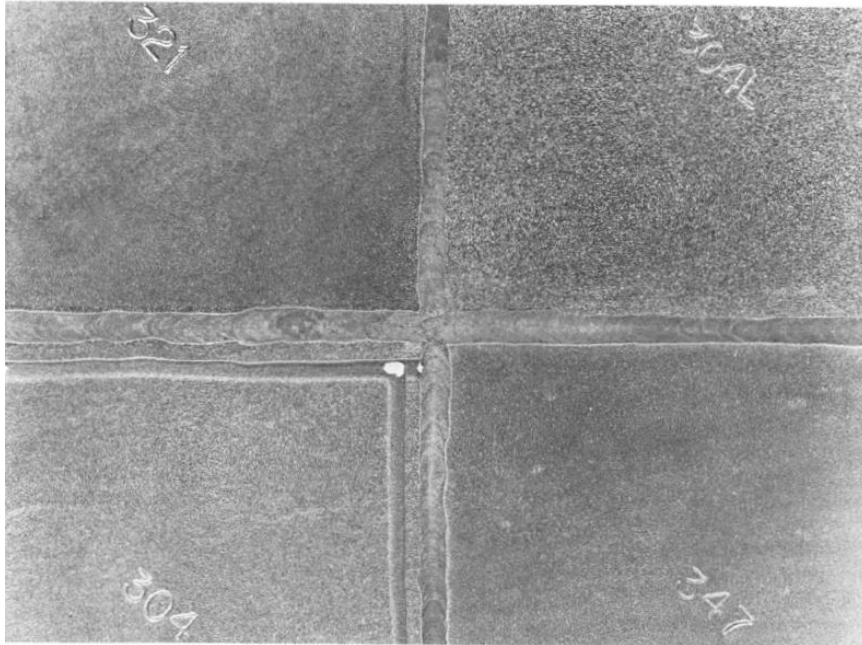
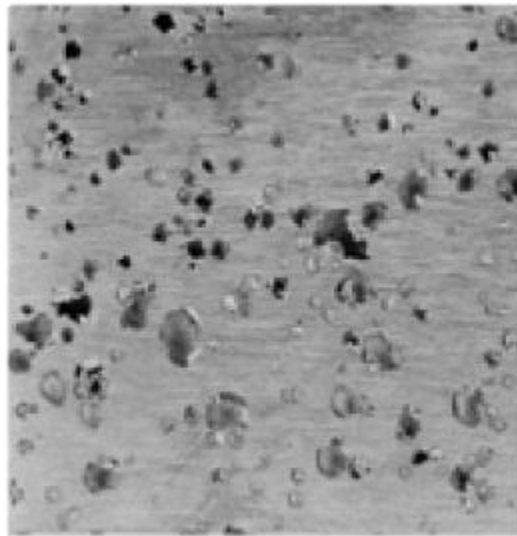


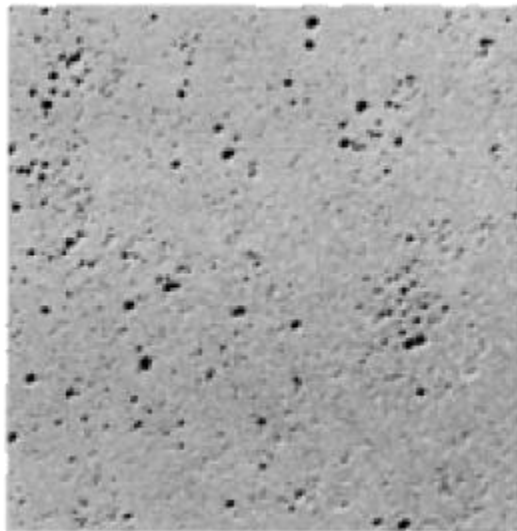
Figura 14: Painel com 3 amostras de aço inoxidável austenítico serie 300 soldados e expostos a uma solução de $\text{HNO}_3 + \text{HF}$. A deteriorização da solda fica evidente na no painel 304 e foi prevenida no painel 304L [16].

2.7.3 Corrosão por pites

Este tipo de corrosão representa uma importante limitação para o uso seguro e confiável de inúmeras ligas nas indústrias. A corrosão tipo pite é grave pela agilidade com que as seções metálicas podem ser perfuradas. A ocorrência de corrosão por pites e sua taxa de propagação imprevisível tornam difícil leva-lós em consideração em projetos de engenharia. A corrosão por pite é definida como um ataque corrosivo extremamente localizado, produzindo poços, locais de ataque corrosivo relativamente pequenos em relação ao total da superfície exposta [18]. Na Figura 15 (a) e (b) mostram, respectivamente, representações de pites profundos e rasos.



(a)



(b)

Figura 15 - Demonstrativos de corrosão por pites. (a) Profundo (b) Rasos [3].

A propagação de pites envolve a dissolução de metal e a manutenção de um alto grau de acidez no fundo do pite, pela hidrólise dos íons metálicos dissolvidos. A reação de dissolução de metal anódico no fundo do pite é equilibrada pela reação catódica na superfície adjacente ($O_2 + 2H_2O + 4OH^-$). A concentração aumentada de Mn^{+} resulta na migração de íons de cloreto (Cl^-) para manter a neutralidade. O cloreto de metal formado (M^+Cl^-) é hidrolizado por água para hidróxido e ácido. ($M^+Cl^- + H_2O \rightarrow MOH + H^+Cl^-$). A geração deste ácido diminui os valores de pH na zona inferior do pite (pH aproximado de 1,5 à 1). Este processo está esquematizado na Figura 17 [19].

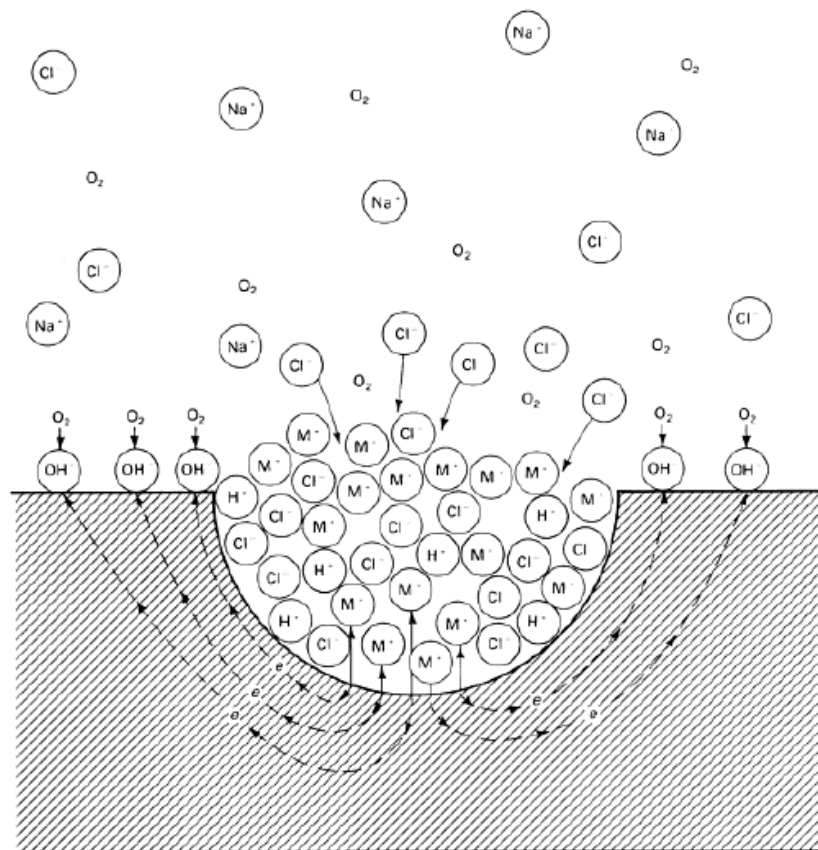


Figura 17: Representação do processo auto catalítico na corrosão por pites [19].

2.8 O Aço Inoxidável Autêntico AISI 304L

Dentre os aços inoxidáveis austeníticos o 304 (18%Cr-8%Ni) é o mais popular, têm excelente resistência à corrosão, excelente ductilidade (existe aqui uma grande mudança nas propriedades mecânicas se os comparamos com os ferríticos) e excelente soldabilidade. O aço 304 é um material com grandes possibilidades em suas aplicações, a tal ponto que o podemos encontrar em nossas casas (em um garfo ou em uma panela, por exemplo) e também na indústria, em aplicações de grande responsabilidade. Um dos problemas enfrentado pelo 304 (e o mesmo ocorre com outros aços inoxidáveis) é o da ação corrosiva provocada pelo ânion cloreto, Cl^- . Dependendo da concentração de cloretos no meio, da temperatura e do pH, três formas de corrosão podem ocorrer: por pites, em frestas e sob tensão. Destas três formas de corrosão, os ferríticos também são propensos as duas primeiras e podemos dizer que, em

geral, os austeníticos possuem melhor resistência que os ferríticos às corrosões por pites e em frestas devido a ação do níquel, que favorece a repassivação do material nas regiões onde o filme passivo foi quebrado por estas formas de corrosão [6].

A quantidade máxima de carbono nos aços 304, 316 e 317 é de 0,08%. Quando estes materiais são submetidos a temperaturas entre 450°C e 850°C, o carbono e o cromo se combinam e se precipitam como carbeto de cromo (Cr_{23}C_6). Esta precipitação ocorre preferencialmente nos contornos de grão do material, o que provoca um empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes dos mesmos. O fenômeno é conhecido como sensitização e um material sensitizado (dependendo da intensidade da precipitação de carbeto de cromo) pode ter uma quantidade de cromo em solução sólida, nas adjacências dos contornos de grão, tão baixas que essas regiões já não terão a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Os materiais sensitizados, quando estão em contato com determinados meios, em particular meios ácidos sofrerão corrosão. Como o empobrecimento do cromo ocorre nas adjacências dos contornos de grão, esse tipo de corrosão, que acaba destacando os grãos do material, é conhecida como corrosão intergranular. Os materiais sensitizados são também mais propensos às formas de corrosão anteriormente mencionadas. Como o cromo precipita como carbeto, uma solução óbvia é reduzir a quantidade de carbono nestes materiais. Os aços inoxidáveis 304L, 316L e 317L, com carbono máximo de 0,03% são as versões extra baixo carbono para os aços 304, 316 e 317 e são utilizados na fabricação de equipamentos que trabalham com meios capazes de provocar corrosão em materiais sensitizados [6].

2.9 O Processo GTAW

A soldagem é o principal processo usado na união permanente de peças metálicas, permitindo a montagem de conjuntos com rapidez, segurança e economia. As juntas soldadas, desde que executadas corretamente, são por si mesmas estanques, não havendo necessidade de se recorrer a nenhum tipo de artifício para prevenção de vazamentos, mesmo sob pressão elevada.

Os processos de soldagem a arco elétrico de maior utilização industrial para a soldagem de aços inoxidáveis são: eletrodos revestidos (SMAW), TIG (GTAW) e MIG (GMAW). O GTAW é amplamente utilizado em peças de menor espessura, principalmente em passes de raiz em soldas de tubulações, tanto na forma mecanizada, quanto automatizada

[12]. A Soldagem GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*) ou TIG (*Tungsten Inert Gas*) é um processo que utiliza um eletrodo sólido de tungstênio não consumível. O eletrodo, o arco e a área envolta da poça de fusão da solda são protegidos por uma atmosfera protetora de gás inerte. Se um metal de enchimento é necessário, ele é adicionado no limite da poça de fusão. Algumas vantagens desse processo: produz uma solda limpa e de alta qualidade. Como não é gerada escória, a chance de inclusão da mesma no metal de solda é eliminada, e a solda não necessita de limpeza no final do processo [20]. O processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio é ilustrado na Figura 18.

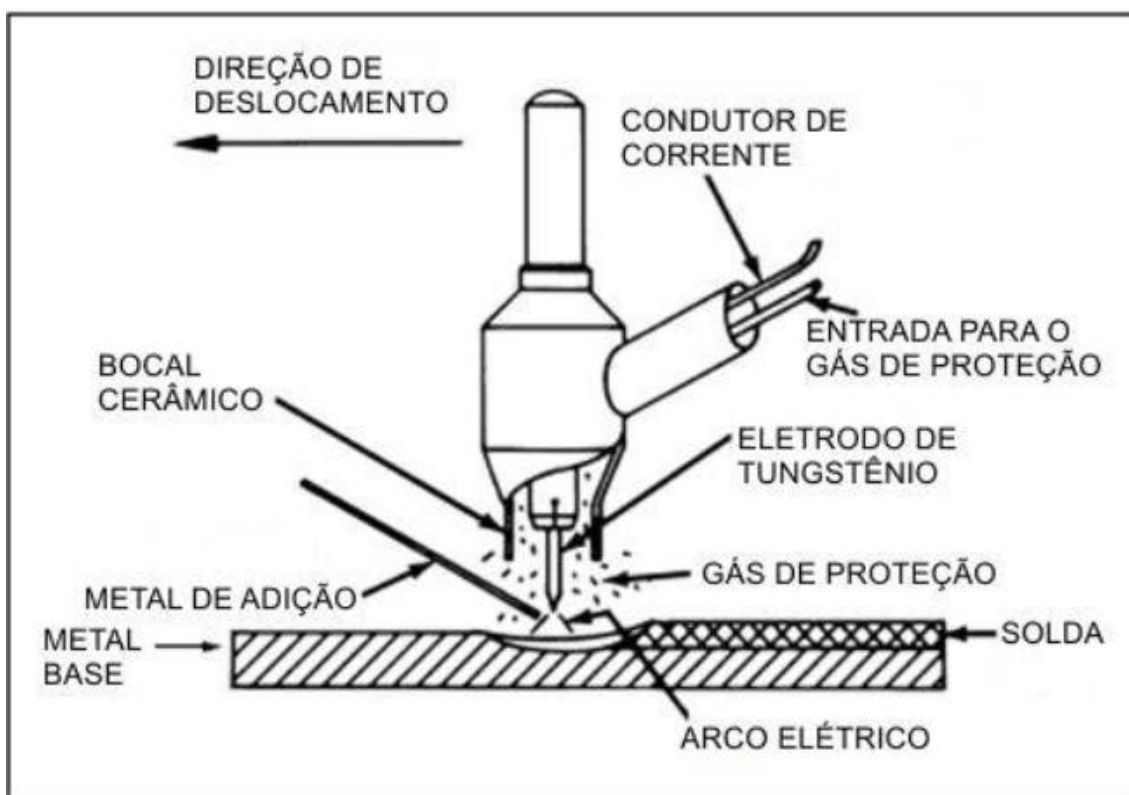


Figura18: Diferentes componentes que envolvem o processo GTAW [21].

O GTAW é adequado para soldagem de aços inoxidáveis em todas as posições. No entanto, é muitas vezes mais caro do que os processos de soldagem com eletrodo consumível por causa das taxas de deposição serem mais baixas [15].

Aços inoxidáveis são soldados com GTAW usando corrente contínua, eletrodo negativo. A fonte de alimentação deve ser do tipo tombante. Argônio, Hélio, e mistura dos dois gases são usadas para proteger os aços inoxidáveis com este processo. O argônio é geralmente preferido para soldagem manual porque facilita a abertura do arco e o controle da poça de fusão [14]

Capítulo 3

3. Materiais e métodos

3.1 Material

O material utilizado como metal de base neste trabalho foi o aço inoxidável austenítico AISI 304L, cedido pela Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A. (NUCLEP), na forma de chapa laminada cortada nas seguintes dimensões: 165mm x 585mm x 15mm, como apresentado na Figura 19.

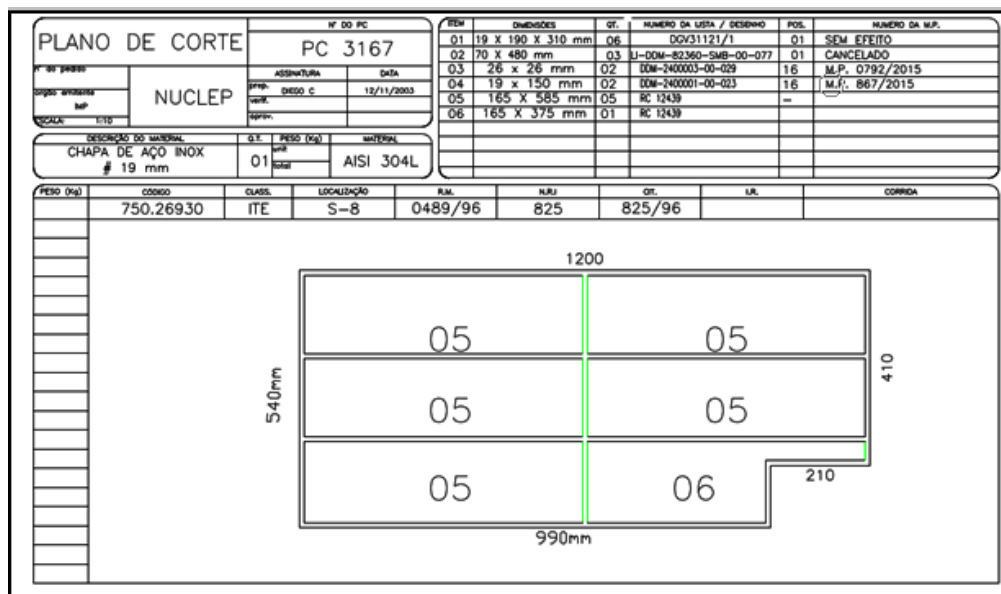


Figura 19: Plano de corte do material de base (Imagem cedida pela NUCLEP).

3.2 Procedimento de soldagem

O processo GTAW (Gás Tungsten Arc Welding) ou TIG (Tungsten Inert Gás) foi executado por um profissional qualificado. A soldagem de topo na posição horizontal foi executada com a geometria especificada na Figura 20. A Figura 21 mostra o posicionamento das placas para o processo GTAW.

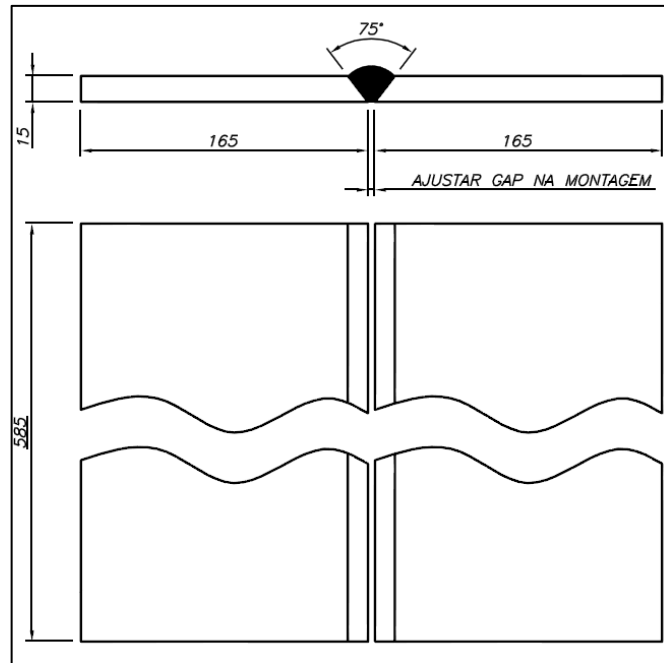


Figura 20: Geometria da junta de topo com chanfro V.



Figura 21: Placas posicionadas para o processo de soldagem.

A soldagem multipasses foi realizada na posição plana, com temperatura interpasso máxima de 150°C , utilizando como gás de proteção o Argônio com 99,99% de pureza. Os parâmetros de soldagem foram medidos com multímetro aferido, nos terminais da fonte de energia, e são apresentados na Tabela 6. A velocidade de soldagem foi medida com auxílio de

um cronômetro. A energia de soldagem (ES) não variou significativamente nos 18 passes realizados, situando-se na faixa indicada na Tabela 6. A Figura 22 mostra a execução do processo de soldagem.

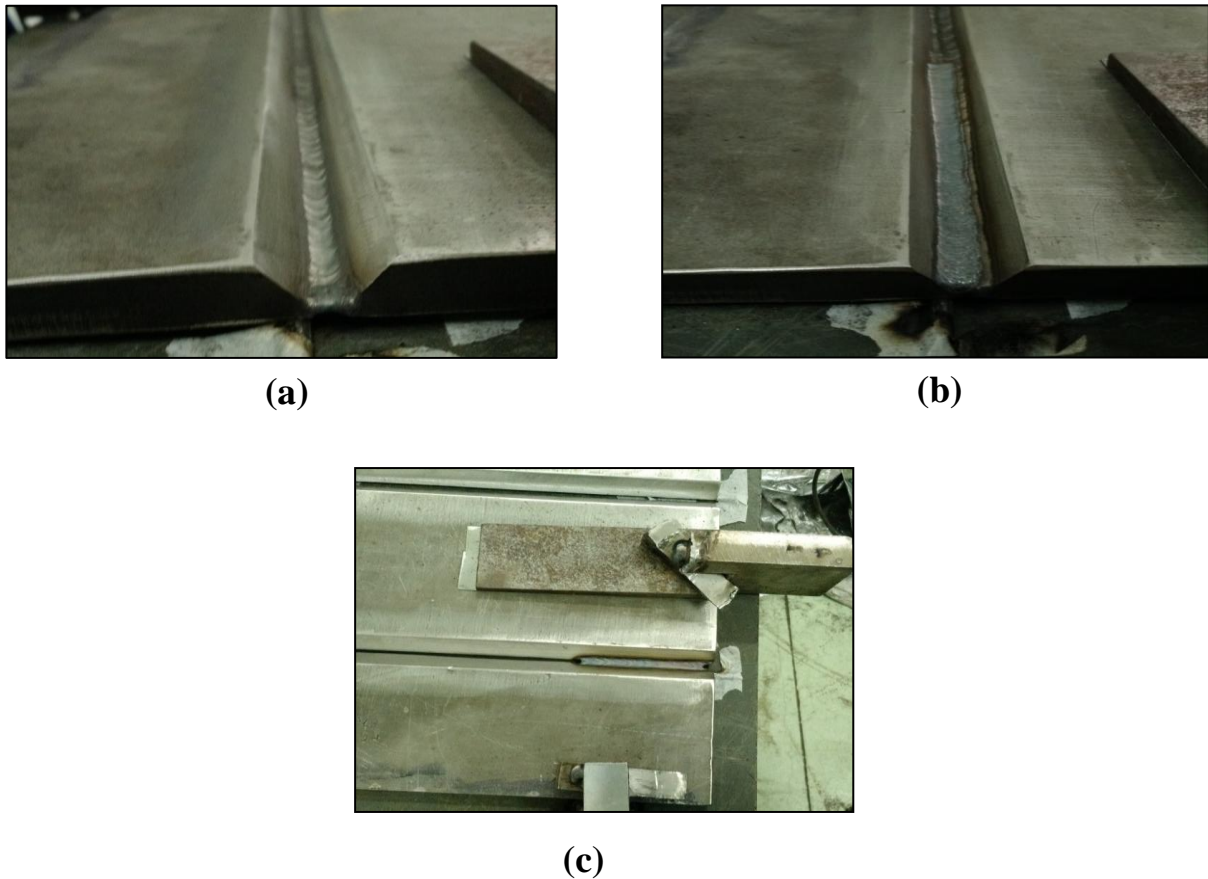


Figura 22 : Etapas da soldagem, em (c) o passe da raiz e em (a) e (b) os demais passes para execução do preenchimento.

Tabela 6: Parâmetros de soldagem utilizados e energia de soldagem média.

Processo	ϕ (mm)	Polarida de	Corrente (A)	Tensão (V)	ES (kJ/mm)	Nº Passes
GTAW	2,4	CC-	80-150	11-15	0,802±0,2	18

ϕ – diâmetro da vareta de soldagem; ES – energia de soldagem.

O material de adição utilizado no processo GTAW foi a vareta do tipo AWS SFA5.9 ER 308L com diâmetro de (ϕ) 2,4 mm a Tabela 7 apresenta a composição química do consumível, conforme análise química certificada pelo fabricante.

Tabela 7: Composição Química da vareta AWS SFA5.9 308L (% em peso).

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu
%	0,022	0,400	1,800	19,700	9,100	0,030	0,020	0,003	0,150

3.3 Tratamento térmico

Após a soldagem, o material foi separado em duas partes, a primeira parte passou por tratamento de solubilização e envelhecimento e a segunda só foi executado o tratamento térmico de envelhecimento.

3.3.1 Tratamento de Solubilização

O tratamento de solubilização foi executado em um forno a resistência convencional do Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT), do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense. As amostras foram tratadas a 1050 °C durante 50 minutos e posteriormente resfriadas de maneira brusca em água.

3.3.2 Tratamento de Envelhecimento Térmico

O envelhecimento térmico foi realizado em um forno a resistência convencional, no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos da Unidade CEFET/RJ em Itaguaí, na temperatura de 550°C por períodos de 6 horas, 12 horas e 24 horas, com posterior resfriamento em água.

3.4 Preparação da amostra

As amostras das juntas soldadas foram preparadas com o auxílio da serra em fita, do setor de ferramentaria da Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A.- NUCLEP, nas dimensões 60 mm x 15 mm. As amostras foram cortadas no sentido longitudinal do cordão de solda e posteriormente no sentido transversal. A Figura 23 apresenta o detalhe do corte das amostras.

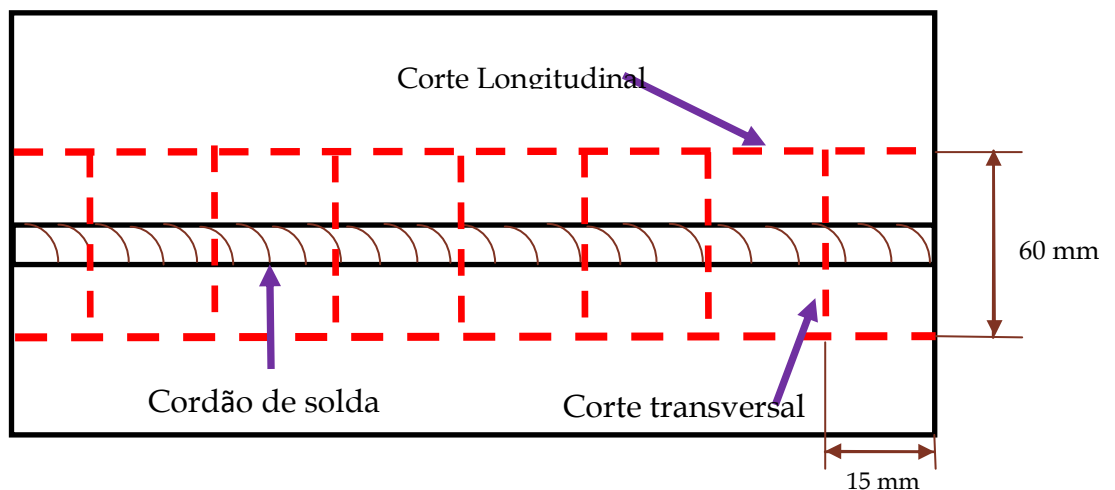


Figura 23: Execução do corte na chapa soldada do AISI 304L.

Posterior a separação do material em partes menores com dimensões de 60mm x 15mm, foi realizado outro processo de corte utilizando a serra em disco para corte metalográfico do Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos do CEFET/RJ em Itaguaí, nas dimensões 18 mm x 15 mm, destinadas às análise de microscopia, microdureza e ensaios de resistência à corrosão. Na figura 24 é visualizado o instrumento utilizado para executar o corte.



Figura 24: Serra circular Laboratório de metalurgia do CEFET/RJ Itaguaí - Arotec Arocor 40.

3.5 Análise química

A análise química por espectrometria de emissão óptica por centelha foi realizada no Laboratório de Caracterização Microestrutural do Exército Brasileiro. O objetivo foi obter as proporções dos principais elementos químicos presentes, tanto no metal de solda quanto no metal de base, sendo realizada nos corpos de prova extraídos de cada uma dessas regiões. Na Figura 25 apresenta o espectrômetro de emissão óptica por centelha utilizado.



Figura 25: Espectrômetro de emissão óptica por centelha pertencente ao Laboratório de Caracterização Microestrutural do Exército Brasileiro.

3.6 Análise Microestrutural

3.6.1 Microscopia Ótica (MO)

As análises foram executadas no Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos do CEFET/RJ no Maracanã. A preparação das amostras consistiu no embutimento à quente e na técnica convencional de lixamento e polimento mecânico, seguido do emprego do ataque químico com o reagente de Behara, com a finalidade de revelar as fases ferrita (δ) e austenita (γ). A Tabela 8 apresenta a composição do reagente de Behara. As análises visaram apenas a região do metal de solda.

Tabela 8: Composição do Reagente de Behara.

Ataque	Composição
Behara	Solução aquecida, composta de: 20 ml de HCl em 100 ml de H ₂ O destilada + 0,3 a 0,6g de metabissulfito de potássio.

3.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS)

As amostras foram caracterizadas por MEV (Scanning electron microscopy – SEM), nas mesmas condições e regiões descritas no item 3.6.1, através do microscópio FEI modelo Inspect S50, pertencentes ao Instituto Nacional de Tecnologia (INT) conforme Figura 26. As amostras para a análise através do MEV foram as mesmas que as utilizadas na Microscopia Ótica (MO), portanto estavam atacadas com o reagente químico de Behara que tem por finalidade revelar a fase ferrita delta e caracterizar as mudanças estruturais da amostra.



Figura 26: Microscopia Eletrônica de Varredura(MEV) Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS)- FEI modelo Inspect S50 - pertencentes ao Instituto Nacional de Tecnologia (INT).

3.6.3 Permeabilidade Magnética

O fenômeno de decomposição da ferrita δ , pela precipitação de fases intermetálicas deletérias, foi caracterizado magneticamente, através de medidas baseadas na permeabilidade magnética (μ), com a utilização do ferritoscópio, cuja medida é baseada na permeabilidade magnética da fase ferrítica [22].

O princípio de funcionamento deste equipamento, desenvolvido pela Helmut Fischer®, é explicado pela interação de um campo magnético gerado por uma bobina com a fase magnética da amostra. As mudanças no campo magnético induzem uma voltagem proporcional ao conteúdo da fase ferromagnética em uma segunda bobina. Esta voltagem de saída é então avaliada como mostra a Figura 27. O sinal de leitura do ferritoscópio é proporcional ao teor de fase ferromagnética das amostras, e a precipitação de fases intermetálicas na ferrita δ provocará uma diminuição da permeabilidade magnética (μ) [22].

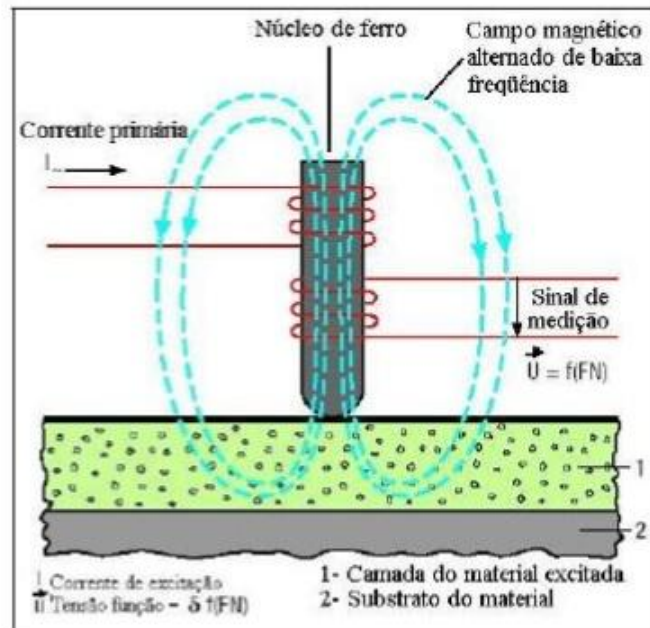


Figura 27: Princípio de funcionamento do ferritoscópio [22].

Como unidade de medida, a variação específica da ferrita δ medida no ferritoscópio, dada pelas diferenças de leituras entre a condição inicial (δ_i) e a uma determinada condição de envelhecimento térmico (δ_e), em relação ao valor inicial da ferrita (δ_i). Desta forma, o valor resultante é considerado proporcional à variação de permeabilidade magnética registrada pelo instrumento, acarretada pela precipitação de fases intermetálicas, conforme a Equação 1 [23].

$$\Delta\mu \propto \left(\frac{\Delta\delta}{\delta_i} \right) = \left(\frac{\delta_i - \delta_e}{\delta_i} \right) \quad (1)$$

Onde:

$\Delta\delta/\delta_i$: Variação específica da ferrita δ medida no ferritoscópio.

δ_i : Percentual de ferrita δ na condição sem envelhecimento térmico medida pelo ferritoscópio.

δ_e : Percentual de ferrita δ na condição de envelhecimento medida pelo ferritoscópio.

As medições foram realizadas com o ferritoscópio cedido pela NUCLEP conforme Figura 28 permitindo a caracterização da ferrita δ em cada condição.



Figura 28: Ferritoscópio Helmut Fisher FMP30 cedido pela Nuclebrás Equipamentos Pesados - NUCLEP.

3.7 Análise de Corrosão

3.7.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico

A polarização potenciodinâmica cíclica permite determinar o potencial de pites (E_p) e o potencial de repassivação (E_{rep}), das condições em estudo. O ensaio foi realizado com a utilização do potenciostato galvanostato μ Autolab® Type III pertencente ao Laboratório de Metalografia e Tratamentos Térmicos (LABMETT), do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense conforme Figura 29. A Figura 30 mostra a célula eletroquímica utilizada nos ensaios.

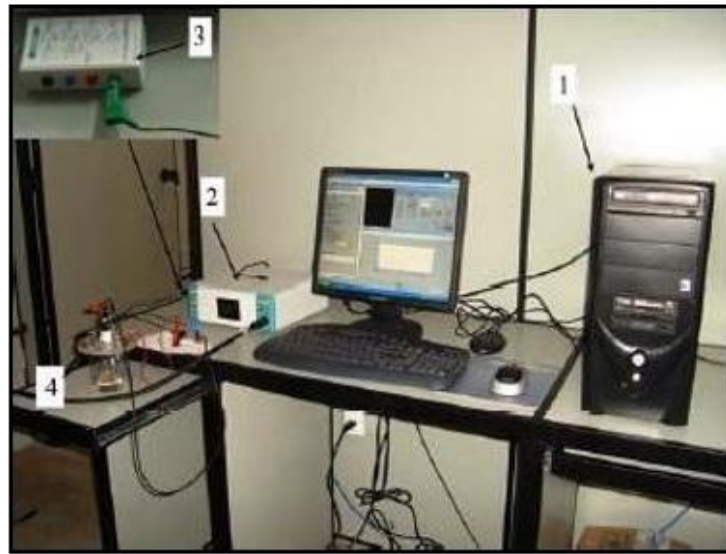


Figura 29: Potenciostato μ Autolab® Type III. 1 – Computador para tratamento de dados, 2 – Potenciostato, 3 – Dummy cell, 4 – Célula eletroquímica.

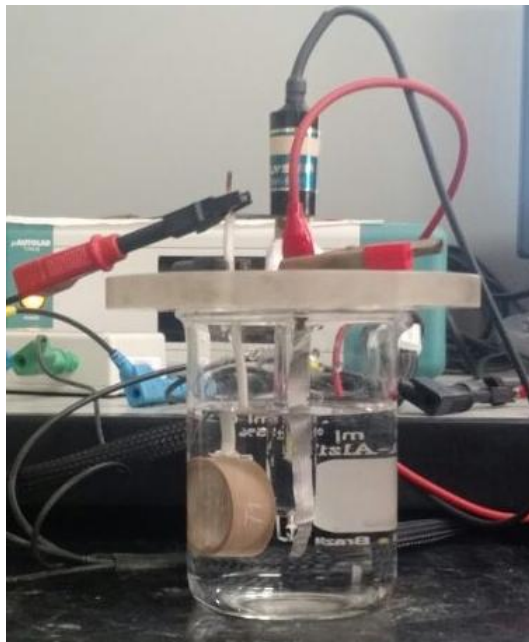


Figura 30: Célula eletroquímica utilizada nos ensaios.

A célula eletroquímica empregada consiste de um eletrodo de trabalho, um contra eletrodo de platina e um eletrodo de referência de calomelano saturado conforme Figura 31, de acordo com a norma ASTM G108 [24]. A célula foi mergulhada numa solução de 3,5 % de NaCl e mantida à temperatura ambiente, conforme a norma ASTM G 61 [25].

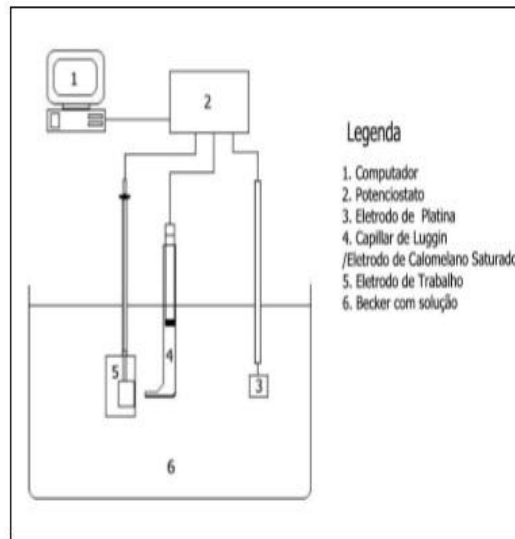


Figura 31: Esquema da célula eletroquímica.

Os eletrodos de trabalho foram lixados até lixa de granulometria 1200. As laterais e vértices do corpo de prova foram cuidadosamente recobertas com esmalte incolor, selecionando sempre uma janela de exposição localizada nos passes de enchimento pelo processo GTAW, ou seja, no centro do metal de solda, conforme apresentado na Figura 32.

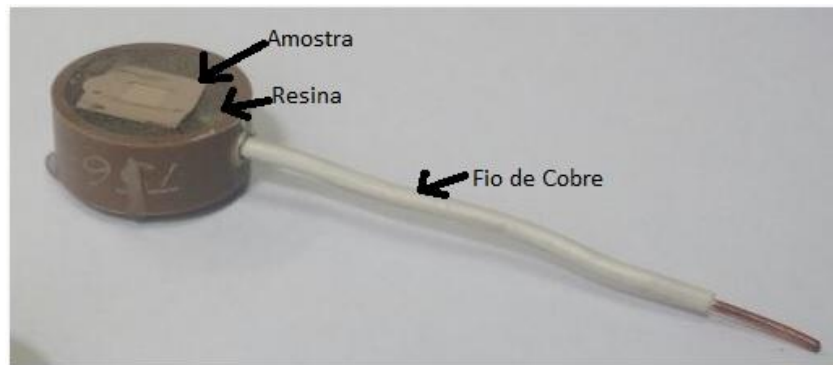


Figura 32: Detalhes do eletrodo de trabalho.

A varredura foi iniciada a partir do potencial de circuito aberto (E_{PCA}), com uma taxa de $1\text{mV}_{SCE/s}$. O potencial foi revertido ao ser atingida a densidade de corrente de $1\text{mA}/\text{cm}^2$. O programa deu como resultado os dados da variação do potencial e da corrente. Esses dados foram tratados, de modo a se obter a densidade de corrente, e o módulo do potencial, garantindo apenas o uso de valores positivos. Para a determinação do potencial de pites

(E_{PITE}), foi traçado um gráfico da densidade versus potencial. Geralmente o potencial de pites é dado no ponto em que há um aumento abrupto da densidade de corrente. O potencial de repassivação (E_{REP}) foi considerado no ponto de encontro das curvas de varredura anódica e catódica. A Figura 33 mostra o gráfico do aço AISI 304L envelhecido por 24 horas utilizado para a determinação destes potenciais.

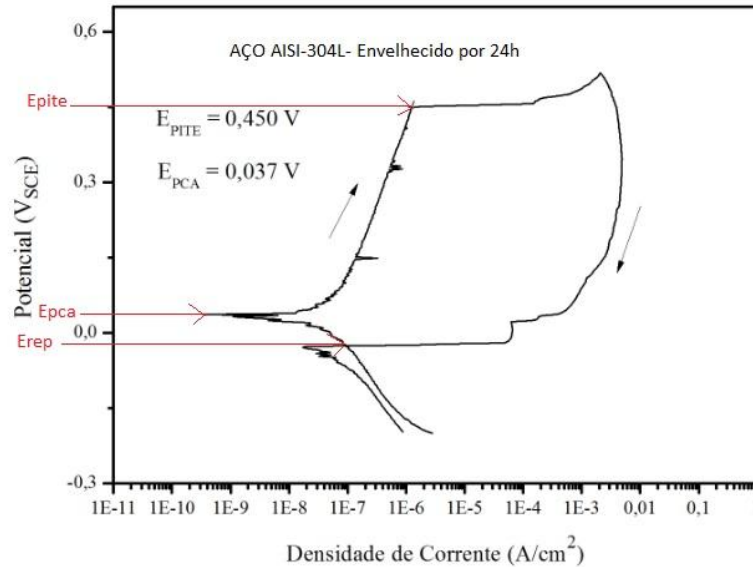


Figura 33: Determinação do potencial de pite (E_{PITE}) e do potencial de repassivação (E_{REP}).

3.8 Ensaios Mecânicos

3.8.1 Ensaios de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram realizados à temperatura ambiente ($25^{\circ}C$), em amostras metalográficas retiradas transversalmente à espessura do metal base e aos cordões de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado Microdurômetro Vickers/Knoop da marca Instron-Wilson do Laboratório de Materiais (LAMAT) no CEFET-RJ Campus Maracanã (Figura 34). Com carga utilizada nos testes de 4,9 N (0,5 Kgf), tempo de carregamento de 15 segundos e distância entre as impressões de 1,2 mm.



Figura 34: Microdurômetro Vickers/Knoop Instron-Wilson EDS pertencente ao CEFET- RJ Campus Maracanã.

Os pontos de teste foram tomados sobre uma reta vertical, que corresponde a linha de centro na extensão da espessura do metal de base, e nas juntas soldadas indo do nível da superfície da chapa até a raiz da solda. Foram realizadas medidas de dureza para cada condição deste estudo, ou seja, como soldado, solubilizado, não solubilizado e envelhecido termicamente e solubilizado com envelhecimento térmico.

A Figura 35 Apresenta a localização dos pontos de teste de microdureza, nas amostras das juntas soldadas pelo processo GTAW.

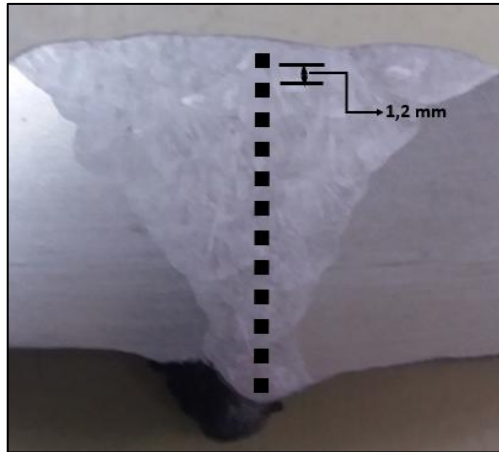


Figura 35: Localização das medidas de microdureza levantadas ao longo da seção transversal da junta.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 Macrografia

Este capítulo irá abordar os resultados e discussões obtidos nos experimentos realizados durante o desenvolvimento deste trabalho. A partir desta etapa, serão apresentados e discutidos os resultados obtidos após a análise química, microestrutural, de microdureza e de corrosão.

A Figura 36 apresenta a macrografia da região soldada pelo método GTAW, através de inspeção visual não foi percebido nenhuma falha operacional como poros, trincas, inclusões de escória ou qualquer outro tipo de descontinuidade.



Figura 36: Macrografia da junta Soltada pelo processo GTAW. Ataque: Ácido oxálico 10%.

4.2 Análise Química

A Tabela 9 apresenta o percentual de elementos de liga presentes no metal de base, aço inoxidável austenítico AISI 304L, no metal de adição, vareta AISI 308L e no metal de solda, é percebido que os teores dos elementos de liga no metal de adição são próximos dos

teores do metal de base, uma possível resposta para este fato é a baixa diluição do processo GTAW. Na Figura 37 mostra um comparativo entre os elementos de liga do metal de base AISI 304L e o metal de adição AISI 308L.

Tabela 9: Composição química do metal de base, metal de adição e metal de solda pelo processo GTAW (% em peso).

Amostra	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo
Metal de Base	0,016	1,26	0,53	0,004	0,036	18,4	9,45	0,113
Metal de Adição	0,0127	1,80	0,40	0,003	0,020	19,7	9,10	0,030
Metal de Solda	0,0137	1,58	0,553	0,0125	0,0251	19,7	10,10	0,030

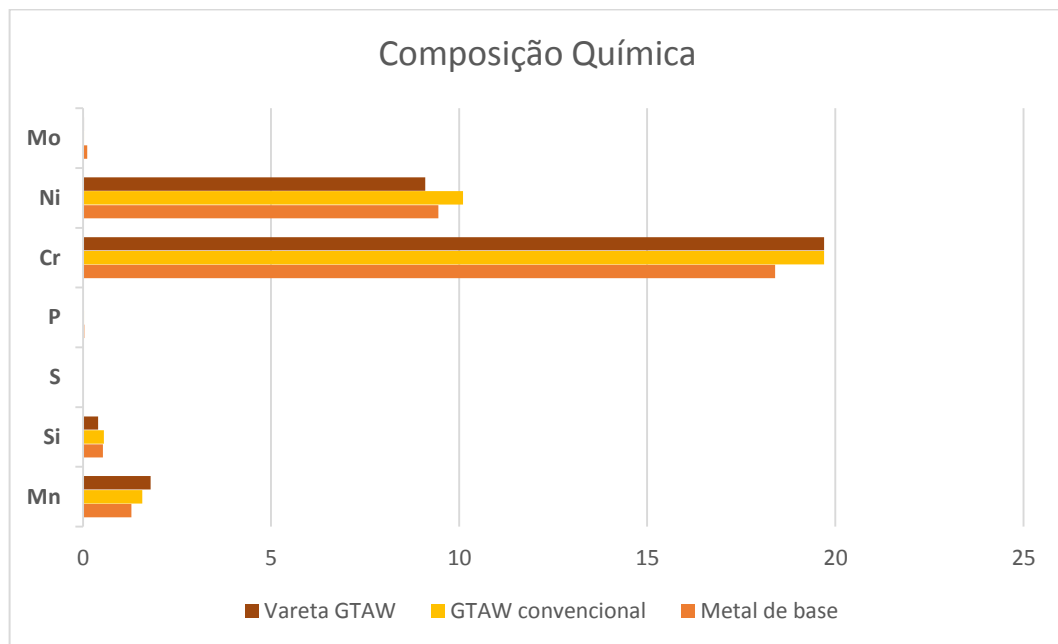


Figura 37: Comparativo entre os elementos de liga do metal de base AISI 304L e o metal de adição AISI 308L.

Pelo diagrama de Schaffler, Delong e WRC 1992 foi possível prever a microestrutura do metal de solda. Com os valores apresentados na Tabela 9 foi possível calcular o (Cr_{eq}) e o (Ni_{eq}) para utilização dos métodos de Schaffler, Delong e WRC 1992. A Tabela 10 apresenta os valores calculados de (Cr_{eq}) e (Ni_{eq}) do metal de solda, através das fórmulas estabelecidas para cada método.

Tabela 10: Valores de Cromo e Níquel equivalentes, calculados pelos diagramas de Schaeffler, DeLong e WRC.

Schaeffler (1)			
Amostra	Vareta GTAW	Metal de Base	GTAW
Cr _{Eq.}	20%	20%	21%
Ni _{Eq.}	11%	11%	11,30%

DeLong (2)			
Amostra	Vareta GTAW	Metal de Base	GTAW
Cr _{Eq.}	20%	20%	21%
Ni _{Eq.}	11%	11%	12%

WRC – 92 (3)			
Amostra	Vareta GTAW	Metal de Base	GTAW.
Cr _{Eq.}	20%	19%	20%
Ni _{Eq.}	10%	10%	11%

Notas:

(1): $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb)$

$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn)$

(2): $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb)$

$Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C) + 30(\%N) + 0,5(\%Mn)$

(3): $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7(\%Nb)$

$Ni_{eq} = \%Ni + 35(\%C) + 20(\%N) + 0,25(\%Cu)$

A Figura 38 utiliza o método WRC 92 para uma previsão da microestrutura formada após o processo de soldagem, observa-se que ao plotar o ponto, utilizando os percentuais de Cr_{eq} e Ni_{eq} , obteve-se o modo de solidificação F, não sendo coerente com o estudo apresentado na Tabela 2 do item 2.3. Materiais que apresentam este tipo de solidificação possui em sua composição aproximadamente 20 - 30%Cr e 0 - 10%Ni.

A Figura 39 apresenta o método de Schaffler, este método leva em consideração o percentual de Cr_{eq} e Ni_{eq} dos metais de base e metal de adição, um fator importante para esta previsão é a diluição associada ao processo de soldagem, neste estudo a diluição é de aproximadamente 30%. Como os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} são iguais, este gráfico fica representado por um ponto, com formação de aproximadamente 10% de ferrita e 90% de austenita, previsibilidade essa, coerente com o exposto na Tabela 2 do item 2.3.

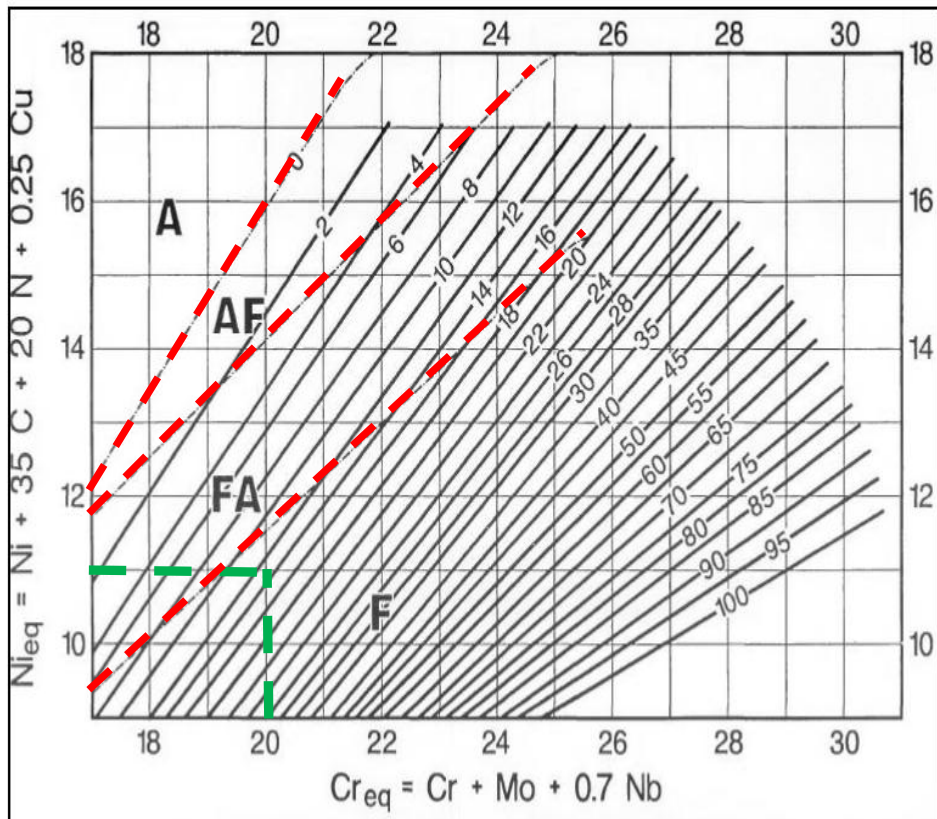


Figura 38: Diagrama de WRC-92 com os valores equivalentes de Cromo e Níquel do metal de solda GTAW.

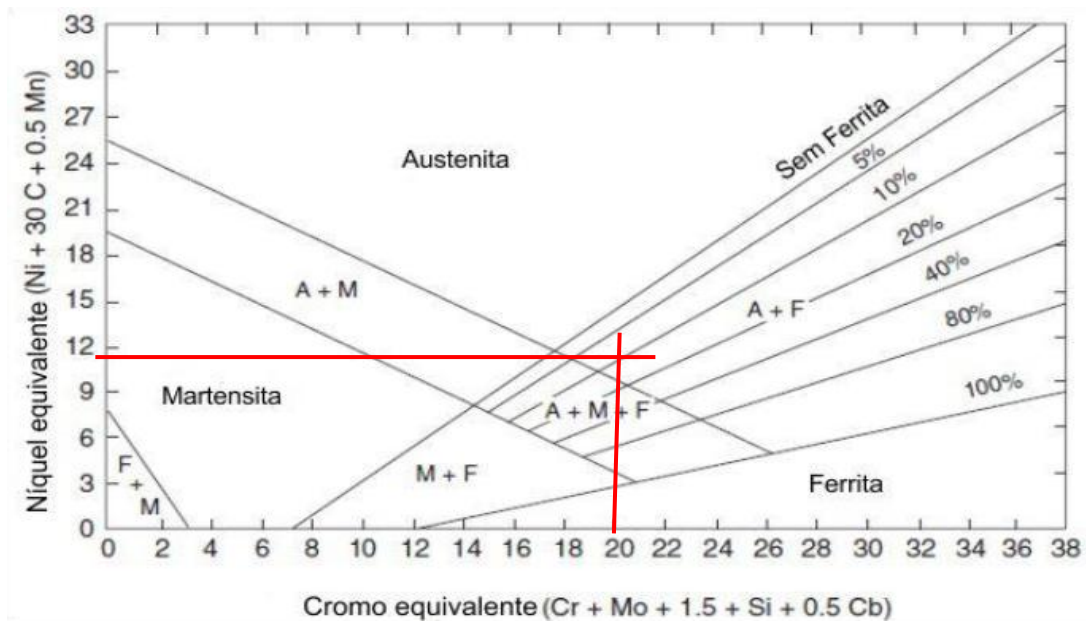


Figura 39: Diagrama de Schaffler com os valores equivalentes de Cromo e Níquel do metal de solda GTAW.

4.3 Identificação das Amostras para Microscopia

A Tabela 11 mostra de forma esquemática a identificação dos corpos de prova para as análises por microscopia, foram separados em dois grandes grupos:

- Com a designação T: O material foi somente envelhecido , cabe ressaltar que o T1 não sofreu envelhecimento .
- Com a designação TS: O material foi solubilizado a 1050°C por um período de 50 minutos e posteriormente envelhecido. Cabe ressaltar que o TS1 não sofreu envelhecimento.

Tabela 11: Tratamento utilizado nos corpos de prova para os ensaios de microscopia.

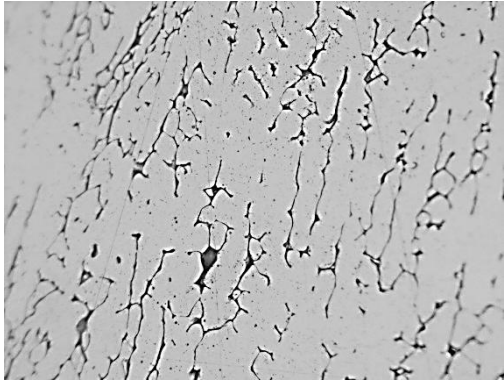
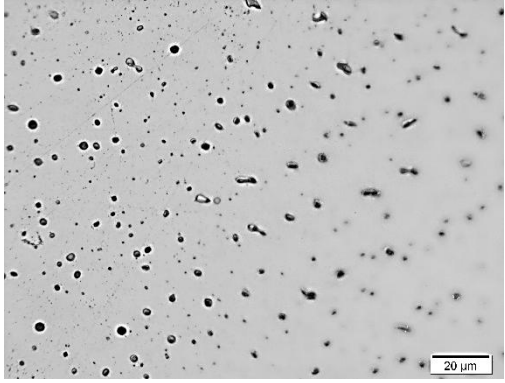
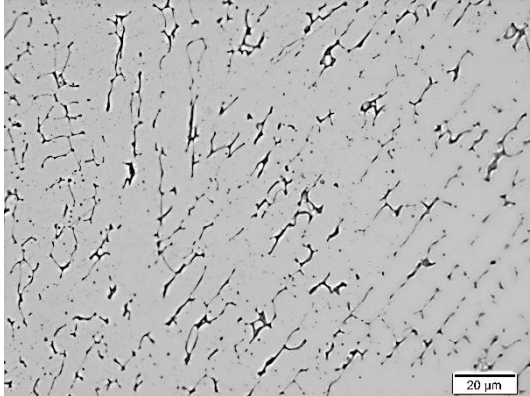
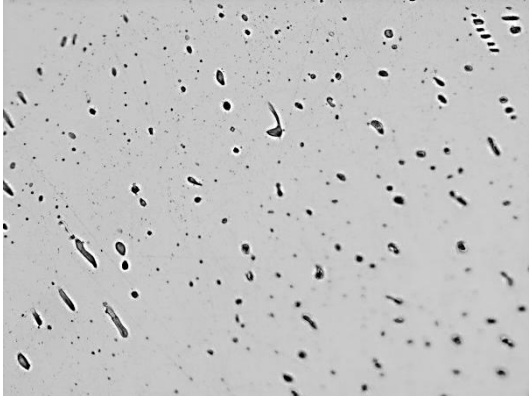
Corpos de prova	Tratamento utilizado
T1	Como soldado (CS)
T6	Envelhecimento de 6h a 550° C
T12	Envelhecimento de 12h a 550° C
T24	Envelhecimento de 24h a 550° C
TS1	Solubilizado (S)
TS6	Solubilizado e envelhecido a 550°C durante 6 h
TS12	Solubilizado e envelhecido a 550°C durante 12h
TS24	Solubilizado e envelhecido a 550°C durante 24h

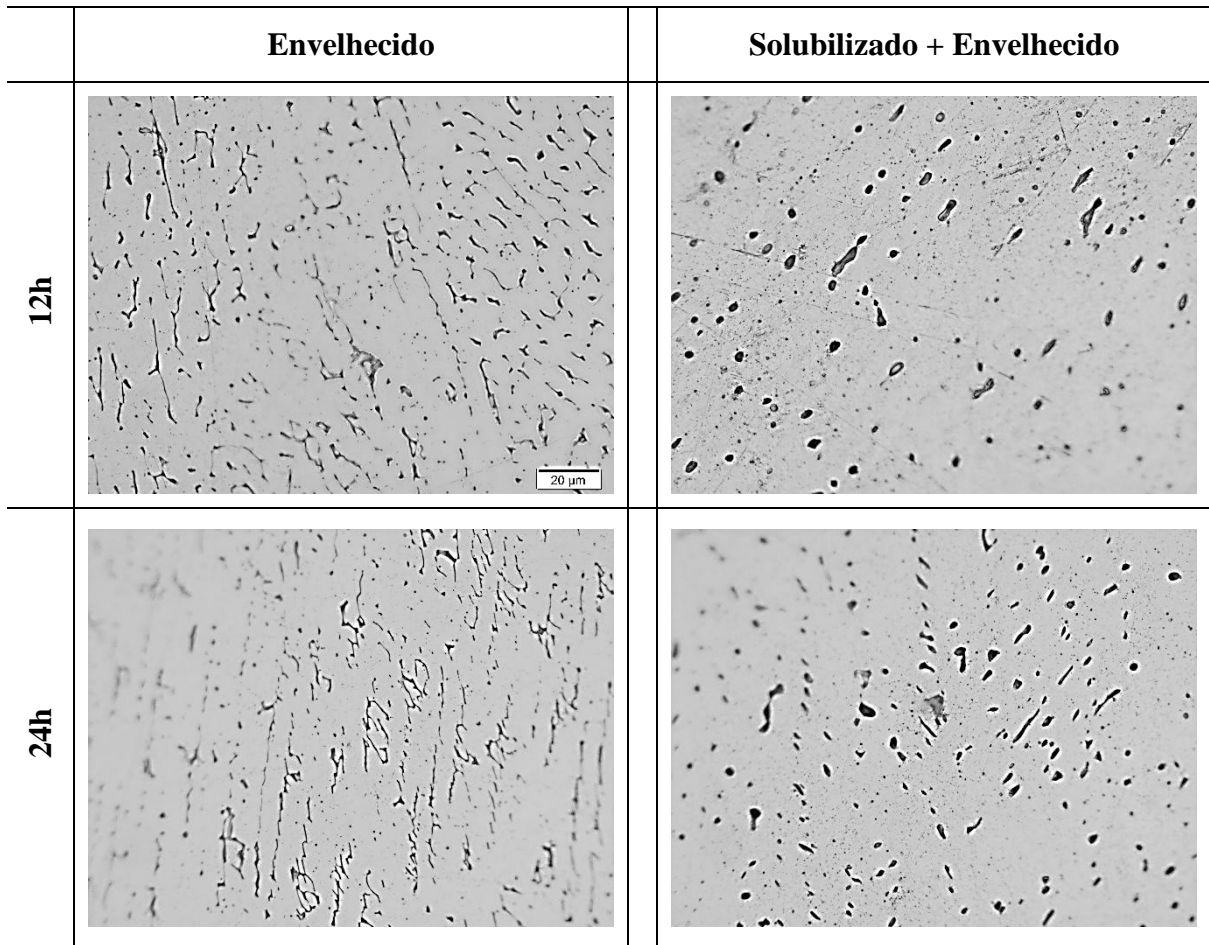
4.3.1. Caracterização Microestrutural

4.3.1.1 Caracterização Microestrutural por Microscopia Óptica.

A Tabela 12 apresenta micrografias da zona fundida com a utilização de microscopia ótica (MO), estas amostras foram atacadas com o reagente de Behara visando revelar a fases austenita e ferrita. Fica evidente a formação de ferrita interdendrítica na matriz austenítica do material na condição como soldado (T1), confirmando o método de Schaeffler e a previsibilidade quanto ao tipo de solidificação. A comparação da primeira linha da Tabela 12 evidencia-se a diferença entre os formatos da ferrita, o material como soldado (T1) apresenta uma ferrita com crescimento dendrítico, propiciado pelo tempo de resfriamento, já o metal de solda solubilizado (TS1) apresenta uma ferrita com formato esférico, devido a ação do tratamento de solubilização.

Tabela 12: Comparativo entre a Microscopia Ótica (MO) para diferentes tratamento térmicos . Aumento 1000x . Ataque: Reagente de Behara.

	Como soldado (T1)	Solubilizado (TS1)
		
	Envelhecido	Solubilizado + Envelhecido
6h		

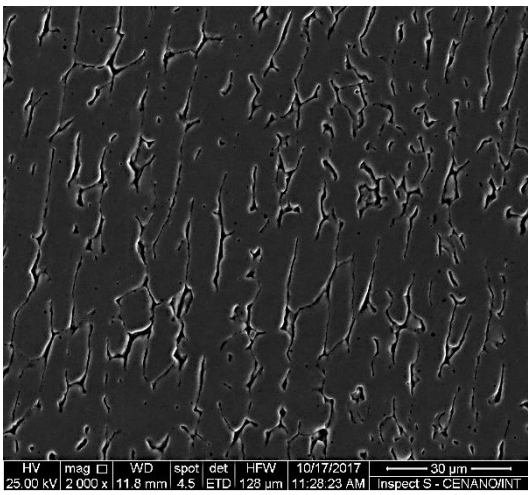
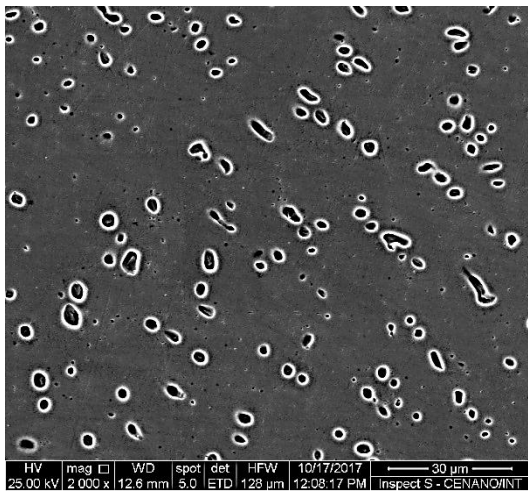
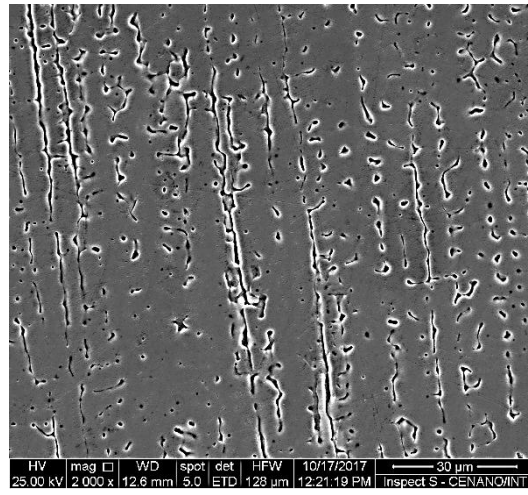
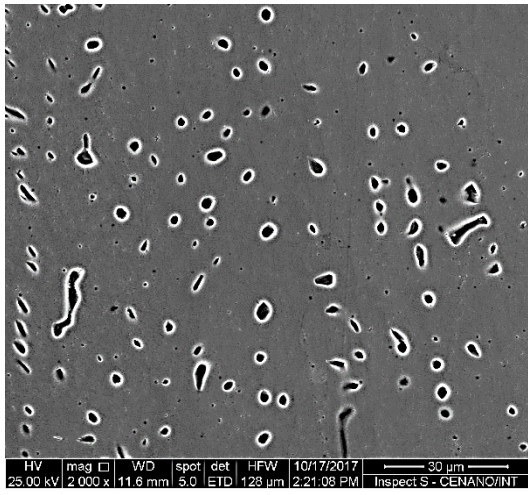


4.3.1.2 Caracterização Microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

As Tabelas 13 e 14 apresentam os aspectos microestruturais do metal de solda através do processo GTAW observado pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV), além de ser um equipamento que apresenta um maior aumento, possibilitando a identificação de fases que não são possíveis de identificar com o Microscópio Ótico (MO). O MEV é equipado com um acessório que possibilita analisar qualitativamente, tecnologia essa nomeada de espectômetro de raios X de energia dispersiva (EDS). Analisou-se o material na condição como soldado (T1), Solubilizado (TS1), envelhecido por 24 horas e o solubilizado e envelhecido por 24 horas. Com o aumento de 10000x é nítida a presença de precipitados intermetálicos, não sendo possível fazer uma afirmação precisa se esses precipitados são carbeto ou fases

intermetálicas. A elaboração desta análise contou com o ataque de Behara, que objetiva revelar austenita e ferrita.

Tabela 13: Aspecto microestrutural da zona fundida observado pelo MEV. Ataque: Behara. Aumento: 2000x.

	Como Soldado (T1)	Solubilizado (TS1)
	 <p>HV mag □ WD spot det HFW 10/17/2017 30 μm 25.00 kV 2.000 x 11.8 mm 4.5 ETD 128 μm 11:28:23 AM Inspect S - CENANO/INT</p>	 <p>HV mag □ WD spot det HFW 10/17/2017 30 μm 25.00 kV 2.000 x 12.6 mm 5.0 ETD 128 μm 12:08:17 PM Inspect S - CENANO/INT</p>
	Envelhecido	Envelhecido + Solubilizado
24h	 <p>HV mag □ WD spot det HFW 10/17/2017 30 μm 25.00 kV 2.000 x 12.6 mm 5.0 ETD 128 μm 12:21:19 PM Inspect S - CENANO/INT</p>	 <p>HV mag □ WD spot det HFW 10/17/2017 30 μm 25.00 kV 2.000 x 11.6 mm 5.0 ETD 128 μm 2:21:08 PM Inspect S - CENANO/INT</p>

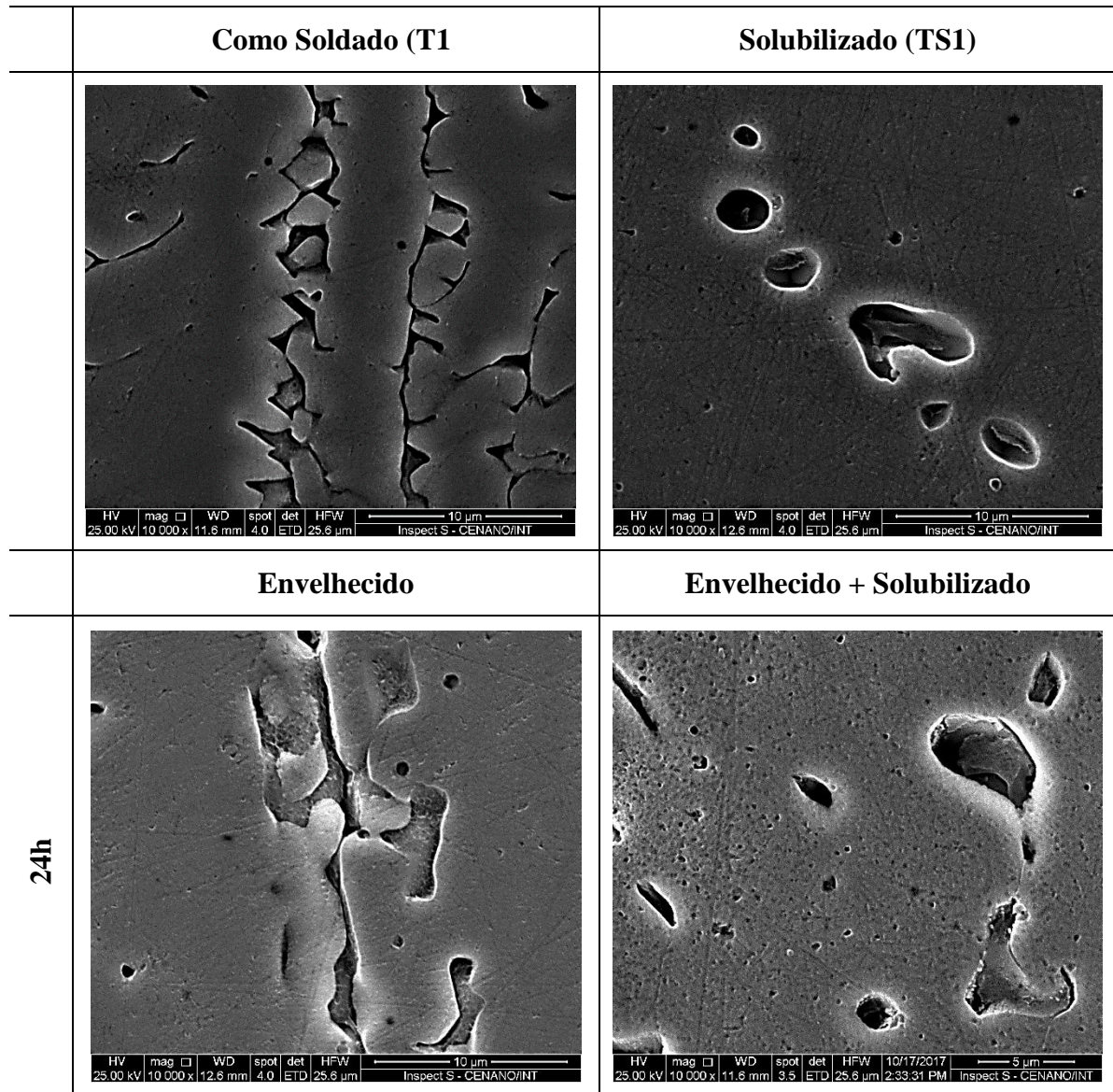


Tabela 14: Aspecto microestrutural da zona fundida observado pelo MEV. Ataque:

Behara. Aumento: 10000x.

4.3.1.3 Comparação Composição Química Obtida por Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS)

As Figuras 40, 41, 42 e 43 mostram as imagens obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV) com os seus respectivos pontos de referência usados para análise de composição química através de microanálise e de forma semiquantitativa por EDS, representam a amostra na condição como soldado (T1), solubilizado (TS1), envelhecido a 24h

(T24) e solubilizado e envelhecido a 24 horas (TS24), respectivamente. Analisando as composições químicas apresentadas na Tabela 15, em relação aos pontos na Figura 340, fica evidente que o ponto b é um precipitado intermetálico (PI), pois apresenta um percentual de 1,27% em peso de Mo, valor esse superior em quase três vezes a matriz austenítica representado pelo ponto a. Tais regiões podem corresponder as fases chi (χ), sigma (σ) ou carbeto $M_{23}C_6$. As fases ferrita (δ) e austenita (γ), como esperado, apresentam composições bem diferentes, com maior concentração de Ni na austenita e maiores teores de Cr e Mo na ferrita (δ). Nas Figuras 41 e 43 e Tabelas 16 e 18, também é possível observar a presença de precipitados intermetálicos, indicados pelos pontos c e pelos pontos b nas referidas Figuras e Tabelas. Analisando a Figura 42 e Tabela 17 observa-se que na condição não solubilizado e envelhecido por 24 horas não foi identificada a presença de precipitados intermetálicos no metal de solda.

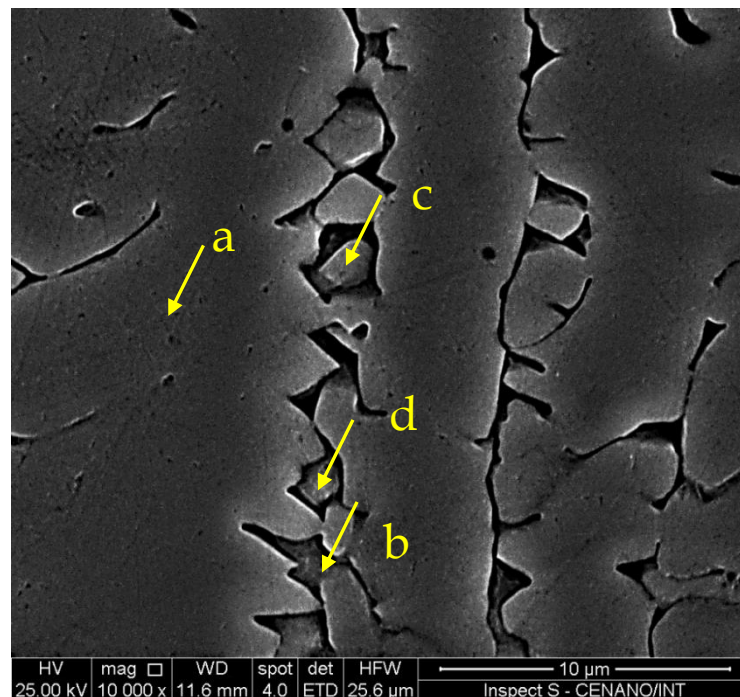


Figura 40: Pontos de análise EDS da composição química das fases encontradas no metal de solda GTAW. Como soldado (T1).

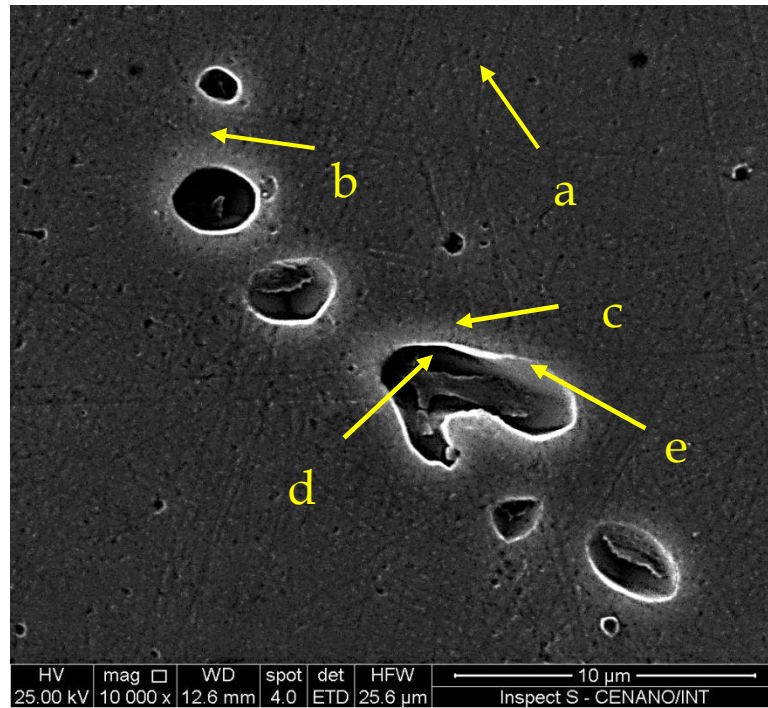


Figura 41: Pontos de análise EDS da composição química das fases encontradas no metal de solda GTAW. Solubilizado (TS).

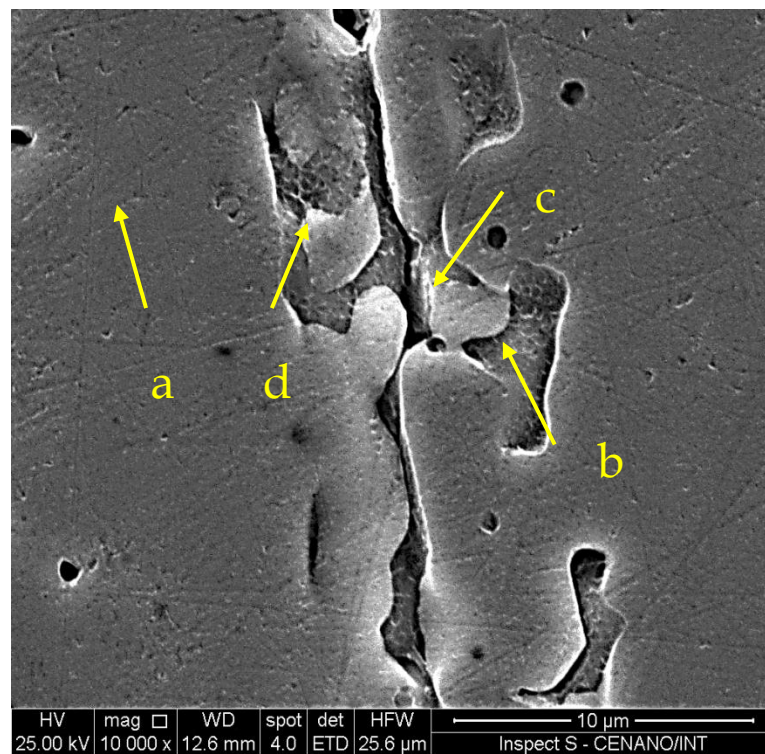


Figura 42: Pontos de análise EDS da composição química das fases encontradas no metal de solda GTAW. Envelhecido a 24 horas (T24).

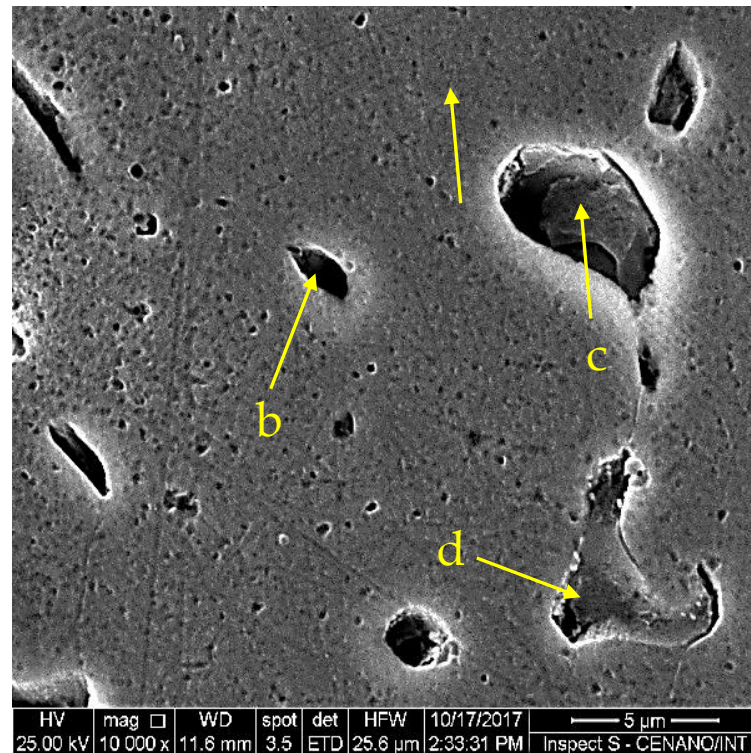


Figura 43: Pontos de análise EDS da composição química das fases encontradas no metal de solda GTAW. Solubilizado e envelhecido à 24 horas (TS24).

Tabela 15: Composição química das fases identificadas por EDS na Figura 40 (% em peso).

Pontos	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fase
a	67,64	19,29	10,74	0,34	1,38	0,6	γ
b	67,54	20,45	8,86	1,27	1,23	0,66	PI
c	68,38	20,14	8,82	0,75	1,17	0,75	δ
d	67,98	19,97	9,03	0,81	1,44	0,77	δ

Tabela 16: Composição química das fases identificadas por EDS na Figura 41 (% em peso).

Pontos	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fases
a	67,1	19,41	10,83	0,43	1,46	0,78	γ
b	68,56	24,47	4,82	0	2,15	0,00	PI
c	65,18	22,16	9,05	1,82	1,59	0,20	PI
d	66,93	20,6	9,38	0,89	1,45	0,74	δ
e	67,63	20,53	8,52	0,85	1,39	1,08	δ

Tabela 17: Composição química das fases identificadas por EDS da Figura 42 (% em peso).

Pontos	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fases
a	67,00	18,96	11,35	0,34	1,62	0,73	γ
b	67,94	19,93	9,56	0,49	1,18	0,89	δ
c	67,69	20,28	9,3	0,66	1,17	0,9	δ
d	69,01	19,96	8,66	0,21	1,08	1,07	δ

Tabela 18: Composição química das fases identificadas por EDS da Figura 43 (% em peso).

Pontos	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fases
a	67,84	19,66	9,93	0,39	1,43	0,75	γ
b	69,12	23,31	5,69	0,00	1,89	0,00	PI
c	63,35	20,47	11,11	2,94	1,37	0,75	PI
d	67,9	20,75	8,7	0,87	1,19	0,59	δ

4.3.1.4 Permeabilidade Magnética

O ensaio executado no Ferritoscópio nos possibilita avaliar a concentração de material ferromagnético presente na amostra. A Figura 44 apresenta uma comparação dos percentuais de ferrita δ nos metais de solda não solubilizados e solubilizados, em relação aos períodos de envelhecimento térmico. O teor de ferrita (δ) no metal de solda na condição como soldado, determinado por 30 medidas com o Ferritoscópio, foi de $7,8 \pm 1,2\%$. Este valor se aproxima do previsto pelo diagrama de Schaeffler, representado pela Figura 39, considerando-se os teores de Cr_{eq} (20%) e Ni_{eq} (11%) do metal de solda a formação de ferrita estaria próxima a 10%, sendo coerente com o ensaio no ferritoscópio.

Observa-se que devido ao tratamento térmico de solubilização, o percentual de ferrita (δ) do material solubilizado (TS1) se apresenta inferior ao da condição como soldado (T1). É possível notar no grupo de amostras envelhecidas sem a solubilização prévia e no grupo das solubilizadas e envelhecidas que o aumento do tempo de envelhecimento não provocou uma variação considerável no teor de ferrita δ , tal fato pode ter ocorrido devido ao pouco tempo de exposição ou pela pouca precipitação de fases intermetálicas nas condições analisadas.

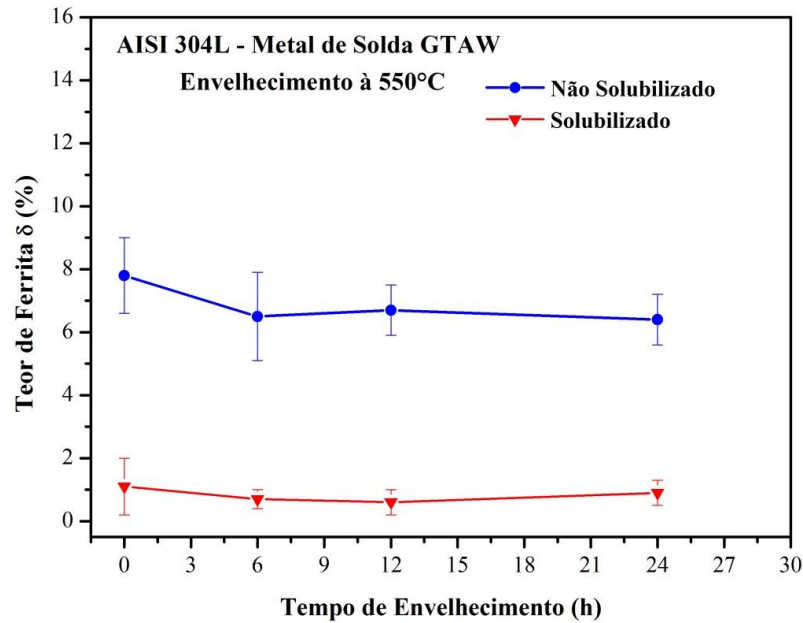


Figura 44: Variação do teor de ferrita δ do metal de solda GTAW com o tempo de envelhecimento à 550°C.

As variações específicas percentuais dos teores de ferrita δ , medido no ferritoscópio, $((\delta_i - \delta_e)/\delta_i) \times 100$ são apresentadas na Figura 45,[23]. Verifica-se que a redução da ferrita δ em decorrência dos precipitados intermetálicos com o aumento do tempo de envelhecimento. Tais precipitados são paramagnéticos e alteram a permeabilidade magnética do material. A maior variação é observada no metal de solda solubilizado.

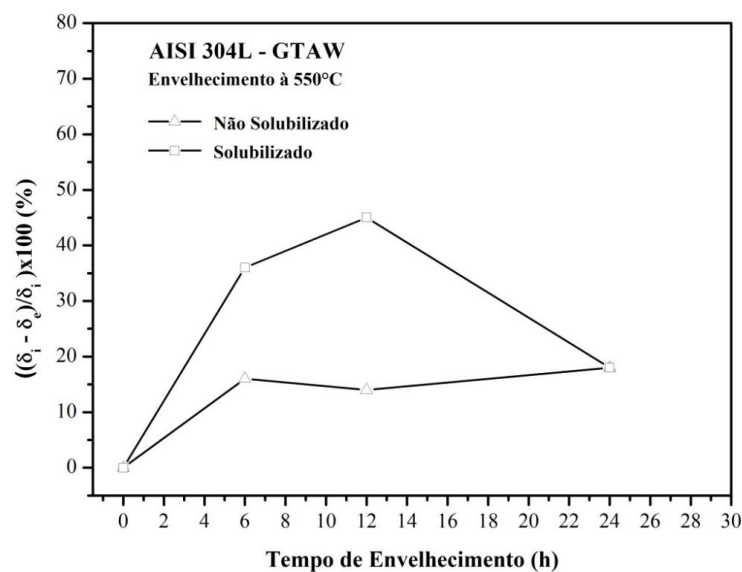


Figura 45: Variações específicas da ferrita δ para o metal de solda GTAW envelhecido a partir dos estados como soldado e solubilizado.

4.4 Ensaios Mecânicos

4.4.1 Microdureza

Como já citado anteriormente, foram realizadas 12 medições de microdureza, distantes 1,2 mm entre si ao longo do centro do metal de solda das amostras soldadas por GTAW, para as condições como soldado e envelhecidos à 550°C por 6h, 12h e 24h. A partir dos resultados obtidos, na Figura 46 apresenta o perfil de microdureza do metal de Solda GTAW na condição envelhecido. Observa-se que ocorreu um aumento 6% de Microdureza HV da raiz em relação à face. Através de uma análise comparativa dos aspectos microestruturais da face à raiz do metal de solda de uma junta de aço inoxidável austenítico AISI 317L, confeccionada por multipasse, verificou uma maior precipitação de fases intermetálicas no centro e na raiz do metal de solda e propôs que a elevação de dureza nessas regiões poderia ser atribuída aos efeitos dos sucessivos ciclos térmicos dos passes de enchimento da junta [26]. Portanto, para as condições em análise neste trabalho, pode-se atribuir o aumento de dureza nas regiões de centro e raiz da solda devido à possível formação de precipitados intermetálicos ricos em Cr e Mo. Verifica-se nas Figuras 46 e 47 que comparadas as amostras não solubilizadas, as solubilizadas apresentaram uma grande redução de microdureza, tal fato se deve à dissolução dos precipitados e parte da ferrita (δ).

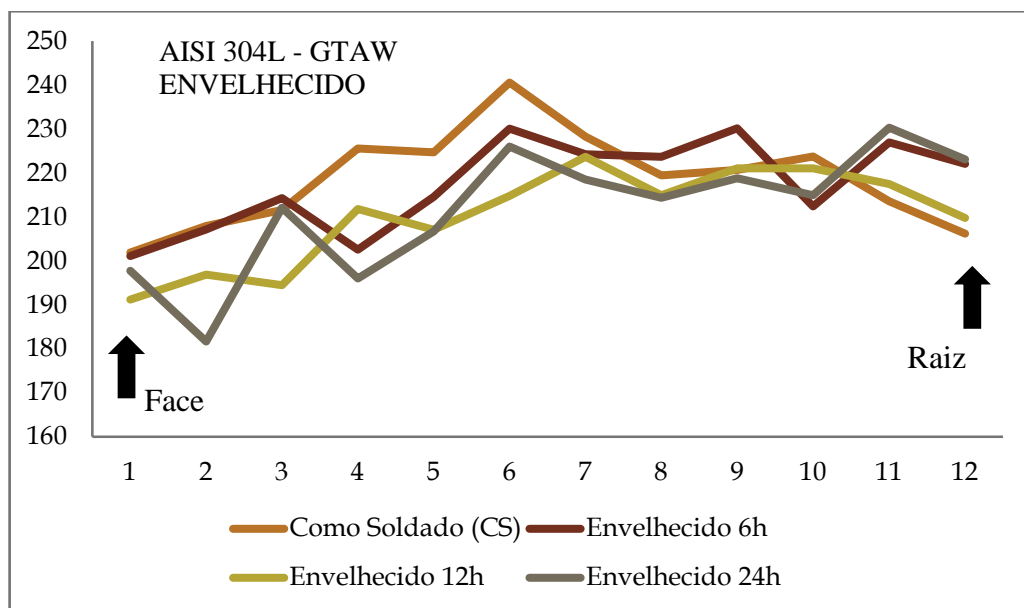


Figura 36: Perfil de dureza do metal de solda GTAW não solubilizado e envelhecido à 550°C.

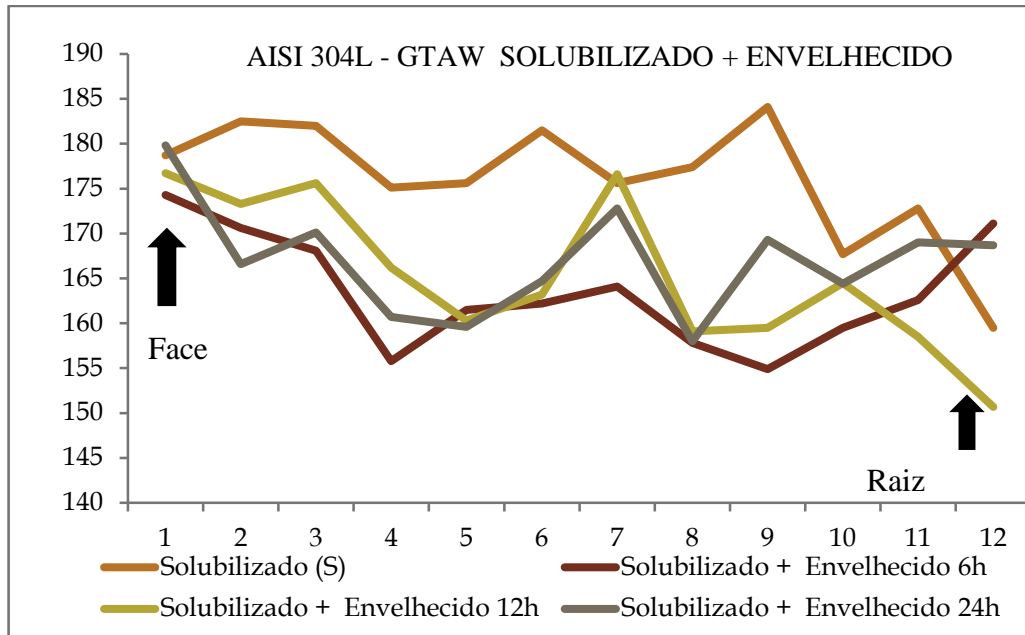


Figura 47: Perfil de dureza do metal de solda GTAW solubilizado e envelhecido à 550°C.

4.5 Ensaios de Corrosão

4.5.1 Ensaio Potenciodinâmico Cíclico

Pelo ensaio potenciodinâmico cíclico determina o potencial crítico de pite (E_{PITE}), o potencial de repassivação (E_{REP}) e o potencial de circuito aberto (E_{PCA}). Quanto maiores forem os valores de E_{PITE} e E_{REP} , mais elevada é a resistência à corrosão por pites do material. A diferença dos potenciais ($E_{PITE} - E_{PCA}$) representa o intervalo de passivação, sendo proporcional ao aumento de resistência a corrosão por pite. A área formada pela curva entre os potenciais representa o trabalho elétrico (U) necessário para repassivação do pite formado, desta forma, quanto maior o trabalho elétrico, menor a resistência do material à propagação dos pites formados. As curvas de polarização potenciodinâmica cíclica foram realizadas segundo a norma ASTM G-61 [25]. As Figuras 48 e 49 exibem as curvas obtidas através da realização do ensaio para os procedimentos de soldagem GTAW.

A Figura 48 revela que o potencial crítico de pite (E_{pite}) aumentou com o tratamento de envelhecimento do material, esse resultado foi fora do esperado, pois a tendência natural é a diminuição do potencial crítico de pite (E_{pite}), uma possível explicação para este fato é que

com o aumento da temperatura a 550°C houve uma rediluição do cromo na matriz austenítica, fazendo com que houvesse uma melhora na estabilização da camada apassivadora, que por consequência aumenta o potencial crítico de pite.

A Figura 49 revela que com o envelhecimento empregado ao material solubilizado o potencial crítico de pite (E_{pite}) reduz, esse fato já era esperado, pois o envelhecimento ocasiona a precipitação de precipitados intermetálicos e carbeto, como evidenciado pelos resultados da análise semiquantitativa por dispersão (EDS), fazendo com que o material tenha uma resposta mais lenta a formação da camada apassivadora, portanto o material fica menos resistente à corrosão. A Tabela 19 apresenta a comparação do potencial crítico de E_{pite} com o potencial de circuito aberto (E_{pca}), verifica-se que o metal de solda solubilizado apresentou maior resistência à corrosão por pite.

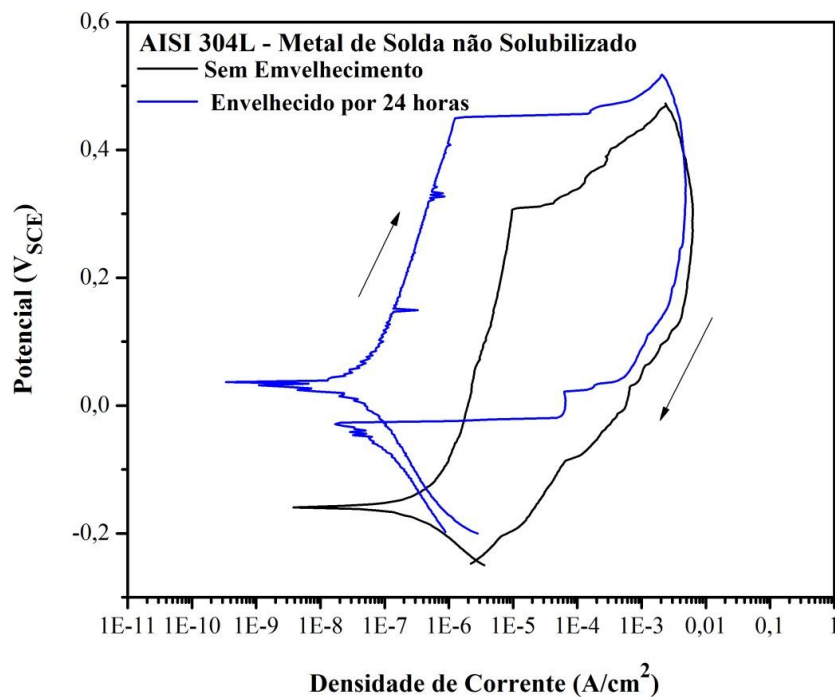


Figura 48: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica das condições de Como Soldado e Envelhecido por 24 para o processo GTAW.

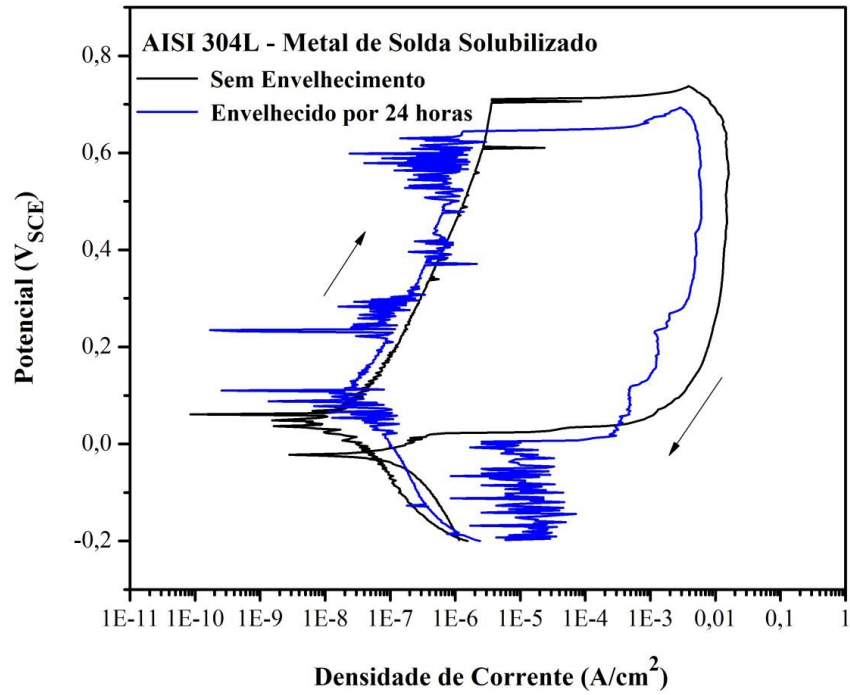


Figura 49: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica das condições de Como Soldado e Envelhecido por 24 para o processo GTAW.

Tabela 19: Potenciais de pite e ponteciais de circuito aberto obtidos das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica.

Amostra	T1	T24	TS1	TS24
E_{pite}	0,308	0,45	0,711	0,645
E_{pca}	-0,16	0,037	0,049	0,2

Capítulo 5

Conclusões

- No ensaio de Microscopia Ótica fica evidente a formação de ferrita interdendrítica na matriz austenítica do material na condição como soldado (T1), confirmando o método de Schaeffler e a previsibilidade quanto ao tipo de solidificação. O material solubilizado apresenta uma ferrita com formato circular representando um processo de resfriamento mais acelerado e impossibilitando a difusão.
- O diagrama WRC-92 não apresentou uma previsibilidade de solidificação coerente com o estudo apresentado na tabela 2, portanto foi considerado inconclusivo para o objeto de estudo.
- Através do ensaio de permeabilidade magnética, o metal de solda na condição como soldado apresentou um percentual de 7,8+- 1,2% de ferrita na microestrutura, sendo coerente com o diagrama de Schaeffler que propôs uma formação ferrítica de aproximadamente 10%.
- Ocorreu um aumento de dureza nas regiões mais próximas ao centro do metal de solda, com uma tendência para valores menores de dureza na face e na raiz da junta soldada. Tal fato pode ser atribuído aos efeitos dos sucessivos ciclos térmicos dos passes de enchimento da junta, contribuindo para um possível aumento de precipitados, tais como a fase sigma (σ) e carbetos $M_{23}C_6$.
- Através do ensaio potenciodinâmico cíclico foi possível observar que o material solubilizado (TS1) possui uma resistência à corrosão superior quando comparado ao material na condição Como Soldado (T1), respondendo também de forma diferente ao processo de envelhecimento.

Capítulo 6

Sugestões para Trabalhos Futuros

- Fazer um estudo comparativo entre metais de solda de aço AISI 304L pelos processos SMAW e GMAW.
- Realizar estudos por microscopia eletrônica de transmissão (MET) nas condições deste trabalho, para melhor caracterização dos precipitados intermetálicos.
- Aumentar o tempo de envelhecimento para analisar de forma mais profunda a resposta do material.
- Executar ensaio mecânicos como Charpy-V, para avaliar o comportamento da energia absorvida ao impacto nas condições deste trabalho.
- Estudar os efeitos das tensões residuais na microestrutura e na resistência à corrosão nos metais de solda produzidos pelo processo GTAW.

Capítulo 7

Referências Bibliográficas

- [1]: LIMA, A. S. Análise da suscetibilidade à corrosão intergranular nos aços inoxidáveis austeníticos usados em refinarias: AISI 304L, AISI 316L, AISI 321 e AISI 347, Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica e Produção, 2002.
- [2]: SEDRIKS, A. J., Corrosion of Stainless Steel, John Wiley & Sons Inc, New York, EUA, 1996
- [3]: LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. John Wiley & Sons, Inc, 2005.
- [4]: SILVA, A. L. V. C.; MEI, P.R. Aços e Ligas Especiais. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- [5]: MCGUIDE, M. F. Stainless steels for design engineers. Ohio: ASM International, 2008.
- [6]: CARBÓ, H. M. Aço Inoxidável: aplicações e especificações. Acesita 2001. Disponível em: < <http://www.nucleoinox.org.br>>. Acesso em: 01 jul. 2017.
- [7]: PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços Inoxidáveis Austeníticos: microestruturas e propriedades. São Paulo: Hemus, 2004.
- [8]: PLAUT, R. L.; HERRERA, C.; ESCRIBA, D. M.; RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. A Short Review on Wrought Austenitic Stainless Steels at High Temperatures: Processing, Microstructure, Properties and Performance. Materials Research. 2007.
- [9]: TVERBERG, J. C. The role of alloying elements on the fabricability of austenitic stainless steel. Disponível em: < <http://csidesigns.com>>. Acesso em: 04 Jul. 2017.
- [10]: SALUJA, R.; MOEED, K. M. The emphasis of phase transformations and alloying constituents on hot cracking susceptibility of type 304L and 316L stainless steel welds. International Journal of Engineering Science and Technology. v. 4, n. 5, p. 2206- 2216, 2012.
- [11]: INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION – IMO. Practical guidelines for the fabrication of High Performance Austenitic Stainless Steels. LondonUK,2010.72p. Disponível em: . Acesso em: 02 Jul. 2017.

- [12]: MODENESI, P. J.; Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 2001.
- [13] MATEA, B.; SAMARDZIC; DUNDER, I. M. The influence of the heat treatment on delta ferrite transformation in austenitic stainless steel welds. *Metalurgija*. n. 51, p. 229-232, 2012.
- [14] AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Handbook: Materials and Applications*. v. 4, 8th ed. Miami: AWS, 2002.
- [15]: CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos, 7ª ed., Publicação da Associação Brasileira de metais, 2005.
- [14]. DAVIS, J. R. *Corrosion of weldments*. Ohio: ASM International, 2006.
- [15] GENTIL, V. *Corrosão*. Rio de Janeiro: LTC, 2003.
- [16] ASM HANDBOOK. *Corrosion*, v.13, ASM International, 1987.
- [17] CLAYTON, C. R.; OLEFJORD, I. *Corrosion mechanisms in theory and practice*. 2 ed. New York: Marcel Dekker, 2002.
- [18] AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Handbook: welding processes – Part 1*. v.2, 9th ed. Miami: AWS, 2004.
- [19] AMERICAN WELDING SOCIETY. C5.5-80: Recommended Practices for Gas Tungsten Arc Welding. Miami: EUA, 1980.
- [20] CUNATI, P. JEAN.: *Working with Stainless Steels: A Manual for Craftsmen and Technicians*, 1998
- [21] PESSANHA, ELLEN DE CARVALHO: *Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutura/propriedades de um aço inoxidável austenítico 347 soldado / Ellen de Carvalho Pessanha. – Campos dos Goytacazes, 2011. x, 95 f. : il.*

- [22] HELMUT FISHER. Measurement of the ferrite content in austenitic and duplex steel. Helmut Fischer – Germany. Catálogo do Feritscope MP30. Disponível em: <http://www.helmut-fischer.com/globalfiles/DE_MP30Fe_EN_0902.pdf>. Acesso em: 06 out. 2017.
- [23] PARDAL, J. M. Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas, Magnéticas e na Resistência a Corrosão de Aços Inoxidáveis Superduplex. Tese de Doutorado. Universidade Federal Fluminense, 2009.
- [24] ASTM INTERNATIONAL. G 108: Standard Test Method for Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels, 2010.
- [25] ASTM INTERNATIONAL. G 61: Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys, 2009.
- [26]: FARNEZE, H. N. Efeitos do Envelhecimento Térmico nas Propriedades Mecânicas e na Resistência à Corrosão de Metais de Solda de Aço AISI 317L pelos processos GTAW e FSW. Niteroi, RJ: UFF, 2106.