

ANDRÉ CARLOS DA SILVA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA
TENACIDADE DE CORDÕES DE SOLDA ER 308L EM
CONDIÇÕES CRIOGÊNICAS**

São Paulo

2016

ANDRÉ CARLOS DA SILVA

(Engenheiro de Produção Mecânica, Universidade Nove de Julho, 2013)

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA
TENACIDADE DE CORDÕES DE SOLDA ER 308L EM
CONDIÇÕES CRIOGÊNICAS**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da
Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo para a conclusão do curso de
especialização

Orientador: Me. Jaime Casanova Soeiro Junior
Co-Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

2016

ANDRÉ CARLOS DA SILVA

(Engenheiro de Produção Mecânica, Universidade Nove de Julho, 2013)

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NA
TENACIDADE DE CORDÕES DE SOLDA ER 308L EM
CONDIÇÕES CRIOGÊNICAS**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da
Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo para a conclusão do curso de
especialização

Área de Concentração: Engenharia da
Soldagem

Orientador: Me. Jaime Casanova Soeiro Junior
Co-Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

2016

*Dedico este trabalho a minha
Esposa Vanderleia*

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me dado saúde e condições para a elaboração deste trabalho.

Agradeço a minha família que sempre me apoia e incentiva na busca dos meus objetivos.

Ao Professor Jaime Casanova Soeiro Junior pela orientação e ajuda que foram essenciais na elaboração deste trabalho.

Ao Professor Sérgio Duarte Brandi pelos conselhos e orientação no transcorrer do curso que tornou possível a elaboração deste trabalho.

À empresa Praxair (White Martins), em especial ao Engenheiro e Mestre Marcos Müller Lobato, pela doação dos gases utilizados neste trabalho

Ao Laboratório de junção e soldagem pela doação dos materiais, equipamentos e consumíveis para soldagem dos corpos de prova.

Ao Thiago Martins do laboratório de junção e soldagem da USP pela ajuda na execução das soldas dos corpos de prova

Ao Jeferson Carvalho do laboratório de junção e soldagem da USP pelas micrografias.

Ao colega Edenil dos Santos do Labteste pela doação dos ensaios de impacto e análises

Aos colegas do SENAI Leonardo Casanova e Tiago Silva pela ajuda na doação da análise de gases por combustão.

O SENHOR é a minha luz e a minha
salvação; a quem temerei? O SENHOR
é a força da minha vida; de quem me
recearei?

Salmos 27:1

RESUMO

O objetivo deste trabalho é estudar a influência dos gases de proteção na tenacidade do metal de solda em juntas soldadas com metal de adição ER308L utilizando os gases de proteção 75% Ar+ 25% CO₂, 98%Ar + 2% O₂ e 100% CO₂ com metal base AISI 304 L submetidas a temperaturas de -100°C e -196°C. Os corpos de prova foram soldados pelo processo MIG/MAG na posição plana, sendo que foi soldado um corpo de prova para cada um dos tipos de gás de proteção estudado. Os corpos de prova foram submetidos a ensaios de impacto Charpy "V" aonde foram avaliadas a energia absorvida e a expansão lateral dos metais de solda. A composição química e a microestrutura dos metais de solda foram analisadas por espectrometria óptica, análise gasosa por combustão (LECO®) e micrografia com ampliação de 200x e 500x para a quantificação de ferrita e de microinclusões. Os resultados mostraram que os teores de oxigênio, carbono e o volume de microinclusões influenciam na tenacidade do metal de solda em temperaturas criogênicas.

ABSTRACT

The objective of this work is to study the influence of shielding gases in the weld metal toughness in welded joints with ER308L filler metal using the shielding gas 75% Ar + 25% CO₂, 98% Ar + 2% O₂ and 100% CO₂ with base metal AISI 304L subjected to temperatures of -100°C and -196°C. The specimens were welded by MIG / MAG process in the flat position, and was welded a specimen for each type of studied protective gas. The specimens were subjected to testing Charpy "V" where the energy absorbed and lateral expansion of the weld metals was evaluated. The chemical composition and the microstructure of the weld metals were analyzed by optical spectroscopy, gas analysis for combustion (LECO®) micrograph with magnification of 500x and 200x for the quantitation of ferrite and inclusions. The results showed that the levels of oxygen, carbon, and the volume of inclusions influence the weld metal toughness at cryogenic temperatures.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	- Diagrama Binário Fe-Cr [7].....	7
Figura 2.2	- Secção Isotérmica Diagrama Fe-Cr-Ni a 1300°C [8].....	8
Figura 2.3	- Secção Isotérmica Diagrama Fe-Cr-Ni a 650°C [8].....	8
Figura 2.4	- Diagrama Pseudo-binário Fe-Cr-Ni para 70%de ferro [3].....	9
Figura 2.5	- Solidificação tipo "A" Totalmente Austenítica [9].....	10
Figura 2.6	- Solidificação tipo "AF" Austenita primária/ Ferrita eutética [9].....	11
Figura 2.7	- Solidificação tipo "FA" Ferrítica/ Austenítica [9].....	12
Figura 2.8	- Solidificação tipo "F" Totalmente ferrítica [9].....	13
Figura 2.9	- Efeitos das exposições aos ciclos térmicos em função do potencial de ferrita [13].....	17
Figura 2.10	- Curva de ductilidade em função da temperatura [9].....	19
Figura 2.11	- Diagrama de Schaeffler [14].....	20
Figura 2.12	- Diagrama Delong [15].....	22
Figura 2.13	- Diagrama WRC-1992 [16].....	23
Figura 2.14	- Variação do limite de escoamento para temperaturas criogênicas [18].....	25
Figura 2.15	- Relação entre tenacidade a fratura e limite de escoamento [18].....	26
Figura 2.16	- Curvas características de tensão constante [21].....	33
Figura 2.17	- Influência dos gases de proteção nos perfis dos cordões [19].....	35
Figura 2.18	- Volume das gotas x corrente de soldagem [25].....	37
Figura 2.19	- Comportamento da tensão e corrente na transferência por curto-circuito [19].....	40
Figura 4.1	- Croqui de preparação das juntas [23].....	42
Figura 4.2	- Dispositivo mecanizado de soldagem.....	44
Figura 4.3	- Croqui de remoção dos corpos de prova de ensaio de charpy [23].....	45
Figura 4.4	- Preparação dos corpos de prova [28].....	46
Figura 5.1	- Concentração Mn, Si e Mo.....	50

Figura 5.2	- Concentração de Cr e Ni.....	50
Figura 5.3	- Diferenças dos teores de Mn, Si e Mo no metal de solda em relação ao metal de adição.....	51
Figura 5.4	- Diferenças dos teores de Cr e Ni em relação ao material de adição.....	51
Figura 5.5	- Teores de nitrogênio e oxigênio.....	52
Figura 5.6	- Diluição do Metal Base.....	52
Figura 5.7	- Média e desvio padrão da fração volumétrica de ferrita.....	55
Figura 5.8	- Microestrutura do metal de solda ampliada 200x (CP1).....	56
Figura 5.9	- Microestrutura do metal de solda ampliada 200x (CP2),,,,,,,,,	57
Figura 5.10	- Microestrutura do metal de solda ampliada 200x (CP3).....	57
Figura 5.11	- Média e desvio padrão da fração volumétrica de microinclusões no metal de solda de solda.....	58
Figura 5.12	- Resultado e desvio padrão do ensaio de Charpy realizado a -100°C.....	59
Figura 5.13	- Resultado e desvio padrão do ensaio de Charpy realizado a -196°C.....	61
Figura 5.14	- Resultado e desvio padrão da expansão lateral realizado a -100°C.....	62
Figura 5.15	- Resultado e desvio padrão da expansão lateral realizado a -196°C.....	63

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

CFC: Cúbico de Face Centrada

ZAC: Zona Afetada pelo Calor

CR_{eq}: Cromo Equivalente

Ni_{eq}: Níquel Equivalente

DBP: Distância Bico Peça

CCPR: Corrente Contínua Polaridade Reversa

PWHT: Post Weld Heat Treatment

BTR: Brittle Temperature Range

FCAW: Flux Cored Arc Welding

MIG: Metal Inerte Gas

MAG: Metal Active Gas

AWS: American Welding Society

IIW: International Institute of Welding

ASME: American Society of Mechanical Engineers

AISI: American Iron and Steel Institute

γ : Austenita

δ : Ferrita Delta

σ : Fase Sigma

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1	Aços Inoxidáveis.....	2
2.1.1	Aços Inoxidáveis Martensíticos.....	2
2.1.2	Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	3
2.1.3	Aços Inoxidáveis Ferríticos-Austeníticos (Duplex)	3
2.1.4	Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação.....	4
2.1.5	Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	4
2.1.5.1	Microestrutura.....	5
2.2	Diagrama de Fases Sistema Fe-Cr-Ni.....	6
2.2.1	Solidificação das Ligas Fe-Cr-Ni.....	9
2.2.1.1	Solidificação Tipo A “Solidificação Totalmente Austenítica”.....	9
2.2.1.2	Solidificação Tipo AF “Solidificação Austenítica-Ferrítica”.....	10
2.2.1.3	Solidificação Tipo FA “Solidificação Ferrítica-Austenítica”.....	11
2.2.1.4	Solidificação Tipo F “Solidificação Totalmente Ferrítica”.....	12
2.3	Soldagem dos Aços Inoxidáveis.....	13
2.3.1	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	14
2.3.2	Diagramas Constitucionais.....	19
2.3.2.1	Diagrama de Schaeffler.....	20
2.3.2.2	Diagrama de DeLong.....	21
2.3.2.3	Diagrama WRC-1992.....	22
2.4	Definição de Criogênia.....	23
2.4.1	Influência das Temperaturas Criogênicas nas Soldas dos Aços Austeníticos.....	24
2.5	Processos de Soldagem.....	27
2.5.1	Soldagem por Eletrodo Revestido (ER).....	27
2.5.2	Processo por Arco Submerso (AS).....	28
2.5.3	Processo por Arame Tubular (AT).....	29
2.5.4	Soldagem pelo Processo TIG.....	30
2.5.5	Processo MIG/MAG.....	31
2.5.5.1	Equipamentos.....	32

2.5.5.2	Eletrodos Aplicados aos Aços Inoxidáveis.....	33
2.5.5.3	Gases de Proteção.....	34
2.5.5.3.1	Gases Inertes.....	34
2.5.5.3.2	Misturas de Gases.....	35
2.5.5.3.3	Dióxido de Carbono.....	36
2.6	Modos de transferência Metálica.....	37
2.6.1	Transferência Metálica Globular.....	38
2.6.2	Transferência Metálica Spray	38
2.6.3	Transferência Metálica Curto-Circuito.....	39
3	OBJETIVO	41
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	42
4.1	Materiais Aplicados.....	42
4.1.1	Metal Base.....	42
4.1.2	Consumíveis de Soldagem.....	43
4.2	Equipamento de Soldagem.....	43
4.3	Procedimentos de soldagem.....	43
4.4	Ensaio Realizados.....	45
4.4.1.	Ensaio de Impacto Charpy	45
4.4.2	Análise Química via Espectrometria Óptica.....	46
4.4.3	Quantificação dos Teores de Nitrogênio e Oxigênio.....	47
4.4.4	Caracterização Metalográfica via Microscopia Óptica.....	47
4.4.4.1	Quantificação da fração volumétrica de microinclusões.....	47
4.4.4.2	Caracterização microestrutural dos cordões de solda.....	48
4.4.4.3	Quantificação da fração volumétrica de ferrita.....	48
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	49
5.1	Análise Química.....	49
5.2	Análise da Microestrutura.....	54
5.2.1	Análise Metalográfica Quantitativa de Ferrita.....	54
5.2.2	Análise Metalográfica Quantitativa de Microinclusões.....	58
5.3	Ensaio Charpy “V”.....	59
5.3.1	Expansão Lateral.....	62
6	Conclusões.....	65
7	Sugestões de Trabalhos Futuros.....	66

8	Referências Bibliográficas.....	67
---	---------------------------------	----

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A criogenia possui aplicação em diversos segmentos dentre os quais as indústrias química, petroquímica, metalúrgica e alimentícia além da aplicação nos processos industriais a criogenia também é aplicada na biologia e medicina.

Na indústria química e petroquímica as principais aplicações da criogenia têm sido nos processos de liquefação e separação de gases do ar como o nitrogênio e oxigênio e na destilação fracionada aonde tubulações e trocadores de calor são submetidos a temperaturas criogênicas [17]

Na biologia a criogenia é aplicada na criobiologia que é congelamento e conservação de organismos vivos possibilitando a conservação de embriões, sêmen e tipos sanguíneos raros em nitrogênio líquido para utilização futura.

A criogenia tem sido amplamente aplicada na indústria alimentícia na conservação de alimentos com a utilização de gases como o nitrogênio e CO₂ garantindo assim a qualidade dos alimentos.

As aplicações criogênicas citadas necessitam de equipamentos que devem ser construídos com materiais que atendam as solicitações de resistência mecânica em temperaturas criogênicas, sendo necessário devido a presença de elementos soldados o estudo das variáveis do processo de soldagem que possam influenciar nas propriedades mecânicas das soldas com o objetivo de garantir que as soldas apresentem propriedades mecânicas e químicas semelhantes ao metal base.

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados na fabricação de equipamentos com aplicação criogênica pois apresentam boa tenacidade em temperaturas criogênicas, resistência a corrosão em diversos meios e boa soldabilidade.[5].

As inovações tecnológicas e novos produtos desenvolvidos necessitam cada vez mais de equipamentos para aplicações criogênicas que sejam fabricados com economicidade e qualidade que garanta a confiabilidade das operações.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços com teores de cromo acima de 12% são classificados como aços inoxidáveis visto que adições de cromo aumentam a resistência a corrosão e oxidação destes aços. Estes aços possuem larga aplicação na engenharia devido às suas características de resistência à corrosão e propriedades mecânicas a uma ampla faixa de temperaturas [1].

As ligas mais comuns de aços inoxidáveis como 18%Cr +8%Ni foram desenvolvidas no início do século XX desde então novas ligas estão sendo sistematicamente desenvolvidas de forma a atender as necessidades de aplicação. Como as microestruturas têm efeito dominante nas propriedades os aços inoxidáveis são classificados pelas microestruturas resultantes em temperatura ambiente [1].

Os aços inoxidáveis são agrupados em cinco grupos distintos: martensíticos, ferríticos, austeníticos, ferríticos-austeníticos (Duplex) e endurecidos por precipitação [1].

2.1.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de ferro e teor de cromo entre 11 e 18% e carbono acima de 0,1%, atualmente estão sendo desenvolvidos e utilizados os supermartensíticos que apresentam teores de carbono abaixo de 0,1% e extra baixos teores de elementos residuais. Estes aços são ferromagnéticos e endurecíveis por tratamento térmico de têmpera, sendo que o elevado teor de cromo destes aços produz elevadíssima temperabilidade o que limita a sua soldabilidade [2].

A elevada resistência a perda de dureza no revenimento e a boa resistência à oxidação e corrosão tornam os aços inoxidáveis martensíticos ideais para aplicações a altas temperatura. Estes aços não são utilizados em condições de baixa temperatura visto que a temperatura de transição dúctil- frágil dos aços martensíticos é comparada a temperatura ambiente [2].

2.1.2 Aços inoxidáveis Ferríticos

Estes aços são ligas de ferro e cromo (10,5 a 30%) não endurecíveis por tratamento térmico e possuem microestrutura ferrítica em todas as temperaturas até a temperatura de fusão, porém a maioria destes aços não atende a esta definição apresentando microestrutura austenítica em altas temperaturas [2].

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam boas características de resistência a corrosão e a trincas de corrosão sob tensão, o teor elevado de cromo combinado com a ausência de níquel confere uma boa resistência a oxidação. A aplicação destes aços deve considerar a baixa resistência ao impacto e as dificuldades associadas à soldagem devido ao crescimento de grãos na zona afetada pelo calor (ZAC) e a precipitação nos contornos de grão, visto que as ocorrências destes fenômenos comprometem a tenacidade e resistência à corrosão [2].

2.1.3 Aços Inoxidáveis Ferrítico-Austeníticos (Duplex)

Os aços inoxidáveis duplex têm a microestrutura composta por frações aproximadamente iguais das fases ferrita e austenita apresentando elevada resistência mecânica, boa tenacidade, excelente resistência à corrosão e a fadiga em diversos meios. Esta microestrutura e a combinação de propriedades são obtidas geralmente com o aumento dos teores de cromo e molibdênio em relação aos aços austeníticos e o aumento do teor de nitrogênio [2].

Um exemplo de aplicação dos aços duplex é a fabricação de equipamentos de processo para plataformas semi-submersíveis utilizadas para a exploração de petróleo em águas profundas, pois estes aços possuem resistência à corrosão melhor ou igual aos austeníticos e limite de escoamento duas vezes maior o que possibilita a utilização de equipamentos com menor espessura e consequentemente menor peso, visto que esta é uma variável crítica para flutuabilidade das plataformas. Os procedimentos de soldagem dos aços duplex devem prever cuidados de forma a evitar a precipitação de fases intermetálicas que fragilizam o material e comprometem a sua resistência à corrosão [2].

2.1.4 Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são classificados em três famílias: martensíticos, austeníticos e semi austeníticos. Estes aços foram desenvolvidos a partir do AISI 304, sendo que nos aços martensíticos endurecíveis por precipitação as principais alterações foram a redução do teor de níquel e adição de outros elementos como cobre de forma a proporcionar a formação de precipitados, os tratamentos térmicos aplicados nestes aços são a solubilização com a diluição dos compostos intermetálicos (cobre, nióbio e ou alumínio) na matriz austenítica e o envelhecimento [2].

Estes aços foram desenvolvidos inicialmente para a indústria aeronáutica, porém estão sendo aplicados em outros segmentos como a extração de petróleo, indústria petroquímica, química e de papel e celulose principalmente em aplicações críticas nas quais são necessárias a resistência a corrosão e propriedades mecânicas em altas temperaturas [2].

2.1.5 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas ternárias baseadas no sistema Fe-Cr-Ni que apresentam microestrutura austenítica com estrutura cristalina (CFC) estabilizada à temperatura ambiente pela adição de níquel a partir de 8% e outros estabilizadores desta estrutura. O cromo adicionado proporciona resistência a oxidação e corrosão em temperaturas elevadas em vários meios estas ligas também apresentam elevada tenacidade e boa soldabilidade [3].

Os aços inoxidáveis superausteníticos apresentam em sua composição altos níveis de níquel, molibdênio e em alguns casos nitrogênio com aplicação em meios altamente corrosivos devido a maior resistência a corrosão sob tensão, formação de pittings e corrosão intersticial em comparação com as ligas austeníticas [4].

Os aços austeníticos são utilizados em aplicações criogênicas por não apresentarem a transição dúctil-frágil, assim como para aplicações sujeitas a altas temperaturas devido à resistência a fluência [2].

2.1.5.1 Microestrutura

A matriz dos aços inoxidáveis austeníticos é basicamente composta por austenita (γ), porém as matrizes podem não ser completamente austeníticas, sendo que a ferrita (δ) pode estar presente na microestrutura dependendo da composição e história térmica do aço, sendo comum em peças brutas de fundição e nos metais de solda. A quantidade de ferrita (δ) pode ser estimada por meio de diagrama de Schaeffler, sendo possível por meio das fórmulas de cromo e níquel equivalentes concluir que os aços dos tipos AISI 304, 316, 321 e 347 podem conter teores residuais de ferrita (δ) [5].

A adição de elementos estabilizantes da austenita como carbono, níquel e em alguns casos nitrogênio promove uma estrutura austenítica em uma ampla faixa de temperatura, em algumas ligas a austenita (γ) é estabilizada entre as temperaturas ambiente e de fusão. A fase austenítica apresenta estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) que consiste em uma solução sólida de carbono, cromo, níquel e outros elementos de liga com excelente ductilidade e tenacidade [3].

Devido às características magnéticas e corrosivas a ferrita é indesejável nos aços austeníticos, porém na zona fundida das soldas são encontrados normalmente de 5 a 10% de ferrita, a quantidade de ferrita é predominantemente dependente da composição química do depósito e diluição [6].

A presença de ferrita (δ) nos cordões de solda de aços inoxidáveis austeníticos auxilia na tendência de redução de trincas de solidificação e microtrincas. Pesquisas realizadas desde 1940 tem mostrado que soldas em aços inoxidáveis austeníticos contendo número de ferrita (FN) entre 3 e 18 em temperatura ambiente tem apresentado microestruturas com excelente resistência ao trincamento. Os cordões de solda com microestruturas predominantemente austeníticas apresentam resistência ao trincamento aceitável, porém esta resistência é inferior às microestruturas que contém ferrita (δ).

Nas aplicações criogênicas a ferrita (δ) pode influenciar negativamente as propriedades mecânicas em baixas temperaturas dependendo da dispersão e morfologia [3].

2.2 Diagramas de Fase Fe-Cr-Ni

Os diagramas de equilíbrio são utilizados com objetivo de determinar as possíveis fases que podem ocorrer em uma liga em função da temperatura e os percentuais de elementos que compõem a liga, porém a sua utilização apresenta algumas limitações visto que o equilíbrio dos sistemas dificilmente é alcançado, os diagramas ignoram as fases metaestáveis e o número de elementos envolvidos nas ligas comerciais, pois estas ligas possuem no mínimo seis componentes relevantes [5].

A figura 2.1 corresponde ao diagrama do sistema Fe-Cr, sendo que neste diagrama podemos observar que independente da composição de Fe ou Cr na liga a solidificação se inicia com a formação de uma fase cúbica de face centrada denominada ferrita. O campo austenítico no diagrama está limitado ao percentual de 11,2% Cr, porém adições de pequenos teores de C e N (0,19%C e 0,02%N) aumentam o campo austenítico para aproximadamente 26%Cr com o aumento da temperatura de transformação α/γ atingindo 1250°C [5].

A formação da fase intermetálica (σ) pode ocorrer em temperaturas entre 850 e 500°C em ligas contendo entre 20 e 70%Cr com consequências negativas, pois fragilizam o material e empobrecem a matriz em Cr, Mo, Ti, Nb e V. Nos aços inoxidáveis austeníticos a precipitação de fase sigma é bastante lenta por conta da dificuldade de nucleação [5].

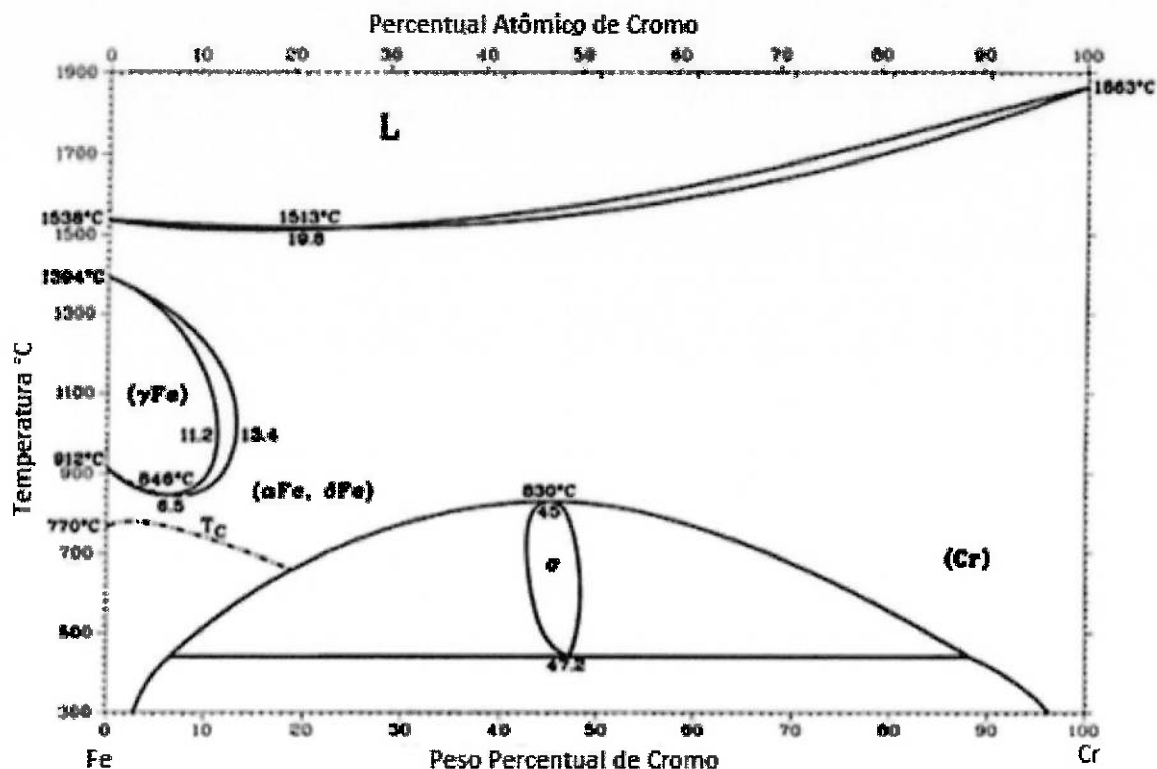


Figura 2.1- Diagrama Binário Fe-Cr [7].

O sistema Fe-Cr-Ni é fundamental para o entendimento da metalurgia dos aços inoxidáveis, porém a influência dos elementos intencionalmente adicionados e residuais devem ser consideradas no diagrama Fe-Cr-Ni. O Silício, titânio e alumínio aceleram a formação e extensão da fase sigma (σ), deslocando o limite de solubilidade da austenita (γ) para baixos conteúdos de Cromo. O molibdênio melhora a formação de ferrita assim como titânio, silício e nióbio [6].

A figura 2.2 apresenta a seção isotérmica do sistema Fe-Cr-Ni a 1300°C nesta temperatura as fases presentes são a ferrita (α) e austenita (γ), sendo que o campo ferrítico este localizado próximo às composições ricas em cromo e o campo austenítico próximo às composições ricas em níquel, entre os campos austenítico e ferrítico existe um campo de coexistência das duas fases que aumenta com a redução da temperatura [5].

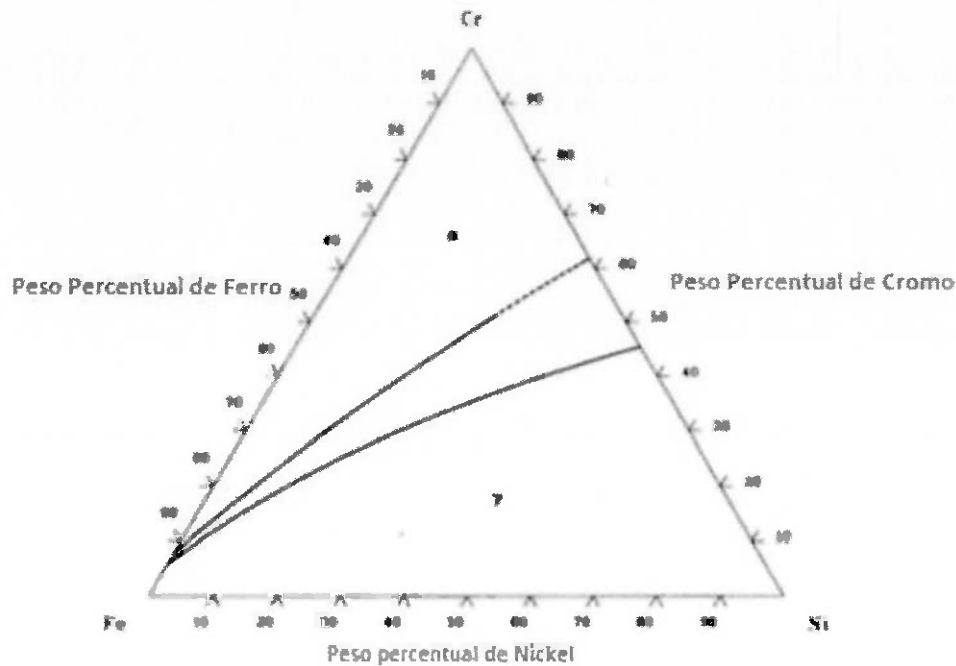


Figura 2.2- Seção Isotérmica Diagrama Fe-Cr-Ni a 1300°C [8].

A figura 2.3 apresenta a seção isotérmica do sistema Fe-Cr-Ni a 650°C sendo que nesta temperatura são presentes as fases austenita (γ), ferrita (α) além da fase sigma (σ) em composições próximas a 50% Fe e 50% Cr. Considerando somente os teores de Cr e Ni conforme norma ASTM A-240 para o aço inoxidável tipo 304L pode apresentar microestruturas austenítica (γ), austenítica-ferrítica ($\gamma+\alpha$) ou austenítica + fase sigma ($\gamma+\sigma$).

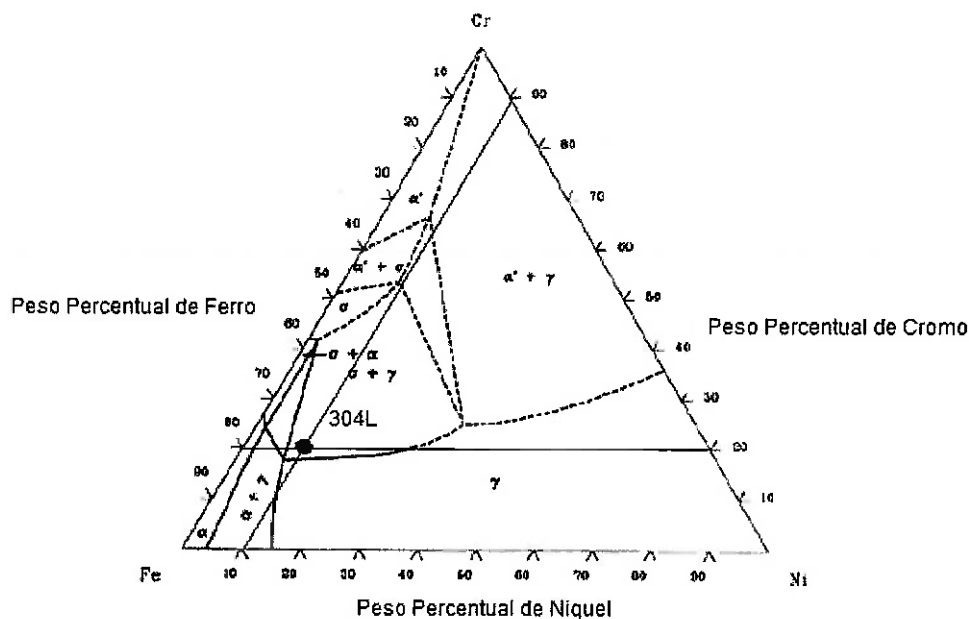


Figura 2.3 - Seção Isotérmica Diagrama Fe-Cr-Ni a 650°C [8].

2.2.1 Solidificação das Ligas Fe-Cr-Ni

As ligas austeníticas apresentam quatro possíveis modos de solidificação: austenítica, austenítica primária, ferrítica primária e ferrítica, sendo que o modo de solidificação é determinado em função da composição química e o balanceamento entre os elementos que estabilizam a austenita e ferrita, conforme apresentado na figura 2.4 referente a seção vertical (pseudobinária) do diagrama Fe-Cr-Ni para 70% de Fe [3].

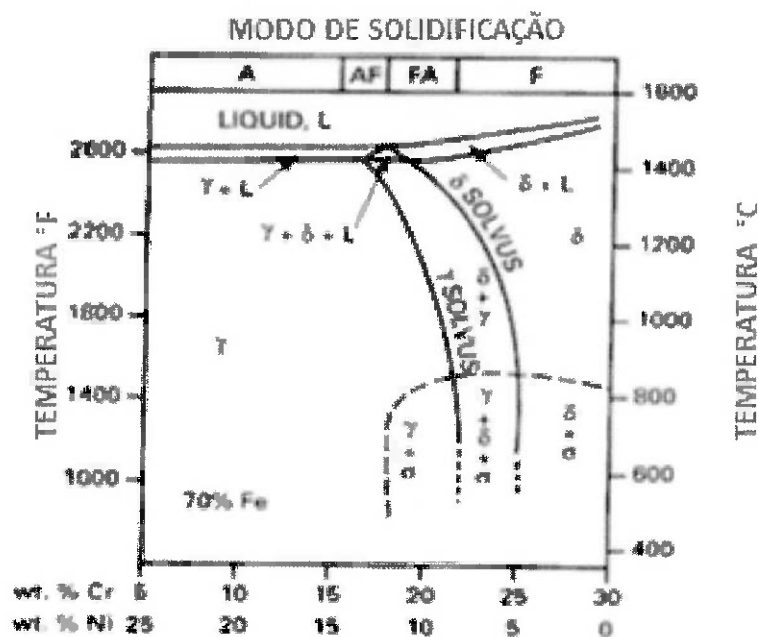


Figura 2.4 - Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para 70% de ferro [3].

2.2.1.1 Solidificação Tipo A "Solidificação Totalmente Austenítica"

A solidificação totalmente austenítica começa com a formação de austenita primária (figura 2.5), porém a solidificação iniciada com esta microestrutura pode dar origem a microestruturas austenítica e austenítica-Ferrítica, sendo a microestrutura totalmente austenítica até o final da solidificação esta deverá permanecer estável na temperatura ambiente. A solidificação de austenita primária apresenta como característica a formação de perfil de segregação formado devido a segregação de elementos de liga e impurezas na solidificação, devido à baixa difusividade destes elementos em altas temperaturas [9].

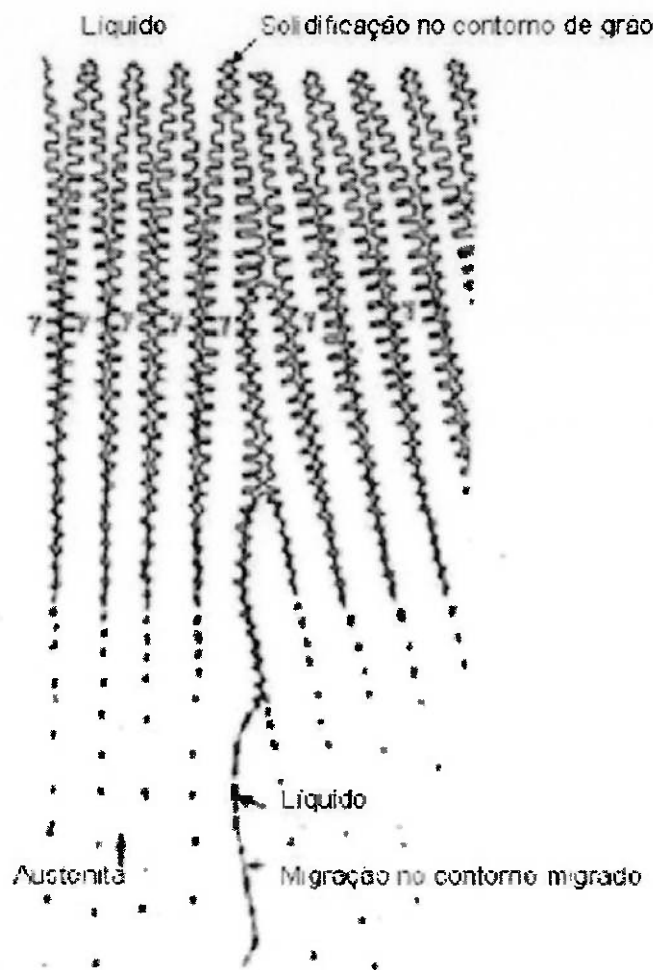


Figura 2.5 - Solidificação tipo "A" Totalmente Austenítica [9].

2.2.1.2 Solidificação Tipo AF "Solidificação Austenítica-Ferrítica"

A solidificação austenítica-ferrítica é iniciada com a formação de austenita primária, porém no final da austenita ocorre a segregação de elementos que promovem a formação de ferrita (figura 2.6), sendo estes principalmente o Cr e Mo que particionam e solidificam os subgrãos nas fronteiras formando a ferrita no final da solidificação. Esta é uma reação eutética representada pelas 03 fases na região triangular do diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni conforme figura 2.4, se a ferrita formada durante a solidificação apresentar teores de elementos estabilizadores de ferrita suficientes a mesma se torna relativamente estável resistindo a transformação para austenita durante o resfriamento das soldas [9].

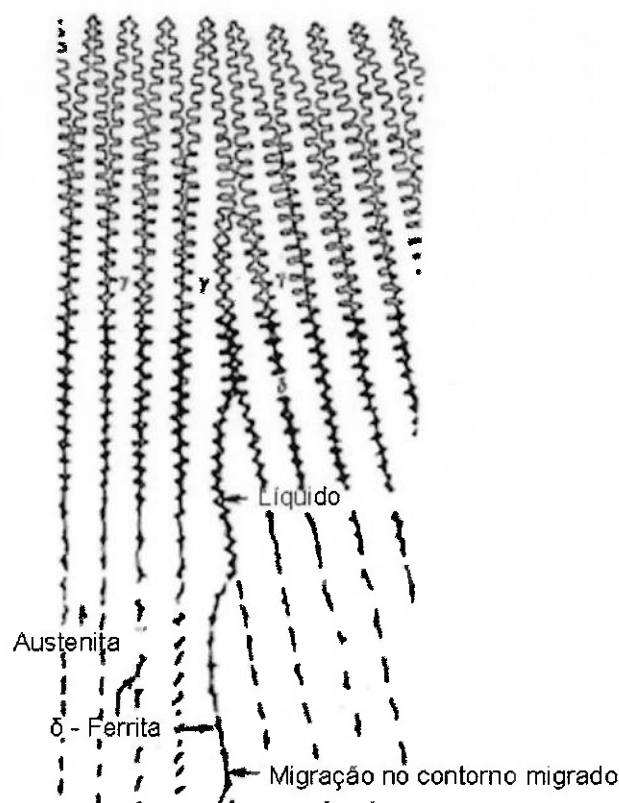


Figura 2.6 - Solidificação tipo "AF" Austenita primária/ Ferrita eutética [9].

2.2.1.3 Solidificação Tipo FA "Solidificação Ferrítica-Austenítica"

A solidificação ferrítica-austenítica inicia-se com a formação de ferrita primária, porém ao final da solidificação a microestrutura formada pode ser totalmente ferrítica ou ferrítica-austenítica se no final da solidificação ocorrer a formação de austenita [9].

A austenita formada ao longo da célula de ferrita e fronteira dendrítica é resultante de uma reação peritética-eutética na qual ocorre uma transição da reação peritética no sistema Fe-Ni para uma reação eutética no sistema Fe-Cr-Ni, esta reação é indicada na área triangular apresentada no diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni conforme figura 2.4 [9].

A quantidade de austenita formada é dependente das condições de solidificação e do valor da relação C_{req}/Ni_{eq} , o aumento deste valor reduz a quantidade de austenita até a solidificação se tornar totalmente ferrítica. A morfologia da ferrita formada durante a solidificação do metal de solda é

dependente da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e taxa de resfriamento, sendo observado na solidificação tipo FA as morfologias de ferrita vermicular e acircular [9].

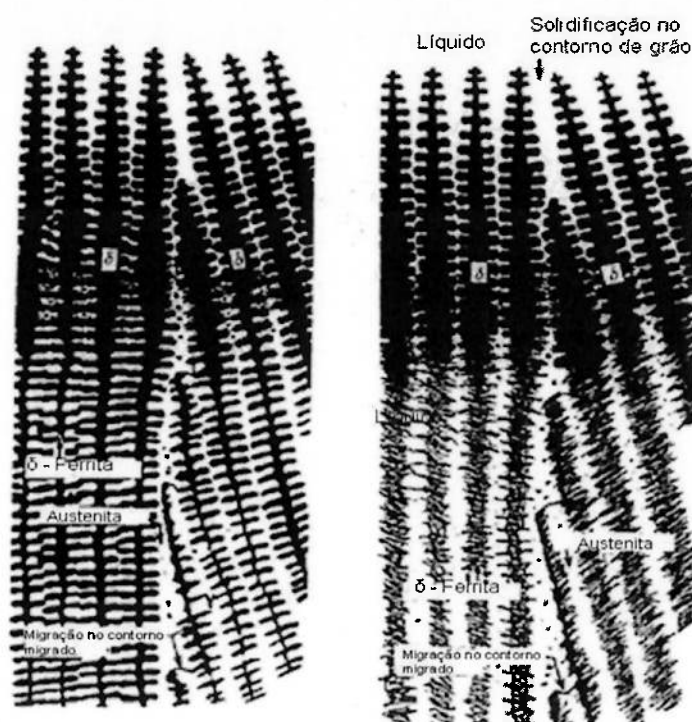


Figura 2.7 - Solidificação tipo "FA" Ferrítica/ Austenítica [9].

2.2.1.4 Solidificação Tipo F "Solidificação Totalmente Ferrítica"

A solidificação Tipo F apresenta microestrutura totalmente ferrítica no estado sólido antes da transformação esta microestrutura promove a difusão que reduz ou elimina os gradientes de composição química tornando a microestrutura muito homogênea de grãos de ferrita. O início da transformação para austenita ocorre no resfriamento do metal de solda abaixo do limite de solubilidade da ferrita formando austenita dentro da microestrutura preferencialmente nos contornos de grão da ferrita [9].

A transformação da microestrutura ferrítica para austenítica é influenciada pelos valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} e taxa de resfriamento, em baixos valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} a transformação começa em altas temperaturas e taxas de resfriamento do metal de solda baixa ou moderada, sendo que nestas condições muita ferrita é transformada em austenita [9].

Com a elevação das taxas de resfriamento há redução da ferrita consumida na transformação, o aumento do valor de Cr_{eq}/Ni_{eq} reduz a temperatura de transformação, porém mesmo com a variações de valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} dentro das faixas de solidificação totalmente ferrítica e taxas de resfriamento baixas a microestrutura do metal de solda obtido contém alto percentual de ferrita [9].

Altas taxas de resfriamento associada a altos valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} apresentam na solidificação a formação de microestrutura com matriz ferrítica e nucleação de austenita e austenita Widmanstätten no contorno de grão ou interior do grão de ferrita, esta microestrutura é bastante usual em aços inoxidáveis austeníticos [9].

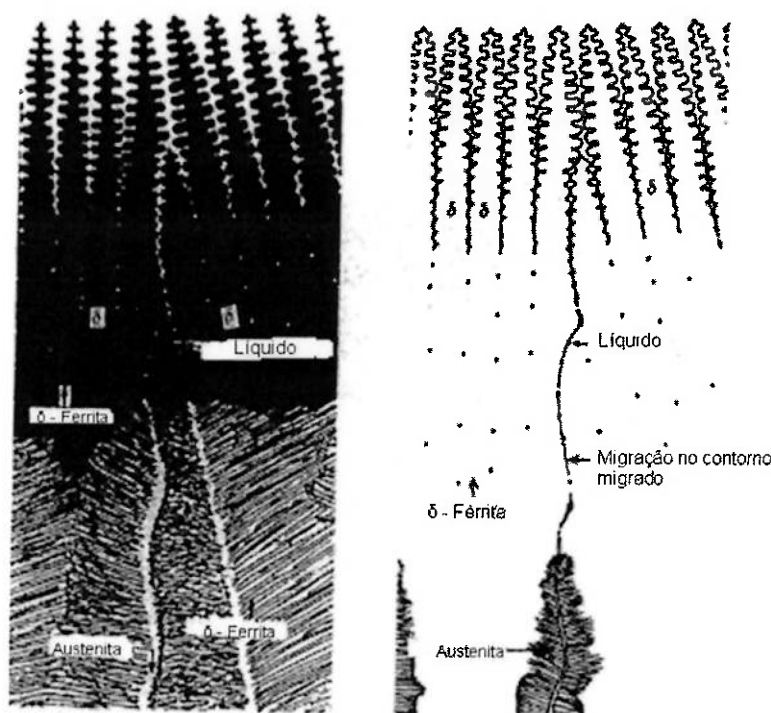


Figura 2.8 - Solidificação tipo "F" Totalmente ferrítica [9]

2.3 Soldagem dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis em geral apresentam boa soldabilidade, porém a influência dos elementos de liga nas características metalúrgicas assim como nas propriedades físicas e mecânicas devem ser consideradas, as propriedades físicas de expansão térmica, resistência elétrica e condutividade térmica influenciam fortemente na soldabilidade dos aços inoxidáveis, visto por exemplo que a baixa condutividade térmica dos aços inoxidáveis faz necessária a

utilização de técnicas para reduzir a distorção durante a soldagem e energia de soldagem aplicada [3].

As características metalúrgicas dos tipos de aços inoxidáveis influenciam de diferentes formas na soldabilidade destes materiais, as soldas dos aços inoxidáveis martensíticos é influenciada pela dureza que pode levar a trincas a frio nas soldas, juntas soldadas em aço inoxidável ferrítico apresentam baixa ductilidade resultante de grãos grosseiros e ausência de transformação de fases e juntas soldadas em aço inoxidável austenítico apresentam susceptibilidade a trincas de solidificação [3].

A eficiência das juntas soldadas é influenciada pela habilidade dos processos e procedimentos de soldagem aplicados em produzir soldas que apresentem similaridade de propriedades mecânicas entre a ZAC, metal de solda e metal base nas condições como soldada e PWHT. A adequação das juntas soldadas em aço inoxidável as condições de serviço necessitam cuidados na definição dos procedimentos de soldagem por conta da complexidade metalúrgica dos aços inoxidáveis [3].

2.3.1 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos

Assim como os demais tipos de aços inoxidáveis os aços inoxidáveis austeníticos apresentam boa soldabilidade, porém cuidados específicos devem ser tomados principalmente com relação a composição química do metal de adição e metal base e os ciclos térmicos que as juntas são submetidas de forma a evitar problemas como precipitação de carbonetos, formação de fase sigma, trincas de solidificação, trincas de liquação e trincas no estado sólido (ductility-dip) [10].

As soldas em aços inoxidáveis austeníticos apresentam propriedades mecânicas satisfatórias, porém quando estas soldas são submetidas a temperaturas entre 800 e 1600°F e resfriadas lentamente o carbono precipita com o cromo no contorno de grão formando carboneto de cromo, que leva ao empobrecimento de cromo na matriz resultando em corrosão intergranular, a severidade do ataque é dependente da temperatura, tempo de exposição e composição química [10].

O grau de precipitação de carbonetos é influenciado pelas condições de soldagem, porém é diretamente proporcional ao conteúdo de carbono no metal base, as ligas que contém aproximadamente 0,08% de carbono podem precipitar carbonetos de cromo, porém em muitos casos não há o comprometimento da resistência a corrosão, sendo assim as ligas com baixo carbono com no máximo 0,08% de carbono são preferencialmente utilizadas [10].

As soldas realizadas com passe simples normalmente não apresentam evidências de formação de carbonetos por conta do rápido resfriamento, porém as soldas multipasse apresentam bandas de precipitação de carbonetos. A corrosão intergranular resultante da precipitação de carbonetos é bastante reduzida quando há ferrita na microestrutura [10].

Os metais de solda que contém Nióbio (Nb) e titânio (Ti) são estabilizados, visto que estes componentes inibem a formação de carbonetos de cromo que reduz a resistência a corrosão, pois esses elementos tendem a se fixar ao carbono para a formação de carbonetos de nióbio ou titânio no contorno de grãos inclusive em soldas multipasse devido ao efeito de estabilização do Nb e Ti. Outra forma de eliminar a susceptibilidade a corrosão intergranular é realização de tratamento térmico de solubilização quando possível [18].

Segundo Vitek e David [11] a fase sigma é uma fase intermetálica com dureza elevada e estrutura atômica tetragonal complexa associada a degradação das propriedades mecânicas particularmente em aços inoxidáveis e outros aços de alta liga. Vários fatores influenciam na formação de fase sigma como a conformação a frio em materiais posteriormente submetidos a condições de envelhecimento assim como a presença de ferrita em metais de solda tendem a acelerar a cinética de formação da fase sigma.

Ainda segundo Vitek e David [11] a fase ferrítica é importante em metais de solda de microestrutura duplex ($\gamma + \delta$), visto que este tipo de microestrutura é preferencialmente utilizado em comparação com as microestruturas totalmente austeníticas por reduzirem a incidência de trincas de solidificação.

Em seus estudos de Vitek e David [11] observaram a transformação de ferrita em fase sigma ocorre em temperaturas de envelhecimento de 650 a 750°C

em 10.000h, porém também foi observado que o trabalho a frio acelera a formação de fase sigma em aço inox tipo AISI 308 visto que foi encontrada fase sigma em regiões recristalizadas após somente 100h a 750°C.

Os aços inoxidáveis com altos teores de cromo como o tipo AISI 310 que contém 25%Cr são mais susceptíveis a formação de fase sigma por conta do enriquecimento de cromo necessário para a formação, diferente do AISI 304 que contém 18%Cr que é praticamente imune a formação de fase sigma. Entretanto as adições de outros elementos químicos como molibdênio, silício, vanádio, tungstênio, titânio e colômbio favorecem a formação de fase sigma [12].

A formação de fase sigma normalmente está associada a exposição a temperaturas que favoreçam a sua formação por longos períodos, sendo assim a precipitação desta fase está relacionada a condições de serviço ou tratamento térmico (grandes estruturas) e como já foi mencionado aos altos teores de Cr assim como a presença de ferrita que aceleram a formação de fase sigma tornando o metal de solda mais susceptível a fragilização [9].

A utilização de materiais de adição para a produção de soldas totalmente austenítica ou com baixa ferrita são efetivos na diminuição de formação de fase sigma, sendo que metais de solda que apresentem número de ferrita entre 3 e 8FN são efetivos para evitar a fragilização [9].

As trincas de solidificação são influenciadas pela composição química e modo de solidificação, visto que altos teores de impurezas principalmente S, P e Si aumentam a susceptibilidade a trincas de solidificação em ligas solidificadas nos modos A (Totalmente austenítico) e AF (Austenítico-ferrítico), assim como o alto nível de restrição durante a solidificação e falhas como concavidades e deposição insuficiente. Alta energia de soldagem também favorece a formação de trincas por resultar em cordões de solda excessivamente largos e altas velocidades de deslocamento que influenciam no formato da poça de fusão [9].

Conforme o trabalho de Lundin e Chou [13] a susceptibilidade a trincas de solidificação é influenciada pelo teor de ferrita da solda, sendo que as soldas apresentam número de ferrita menor são mais susceptíveis a trincas de solidificação.

O mesmo trabalho constatou a redução do número de ferrita em uma faixa estreita da ZAC que ocorre em função do número de exposições da ZAC aos ciclos térmicos (Fig 2.9), porém o nível de ferrita e a extensão da faixa na ZAC aonde ocorre a redução do número de ferrita dependem do potencial de ferrita do consumível e condições térmicas impostas durante a soldagem, portanto a faixa na ZAC mais estreita em conjunto com o maior teor de ferrita reduzem significativamente o potencial de trincas [13].

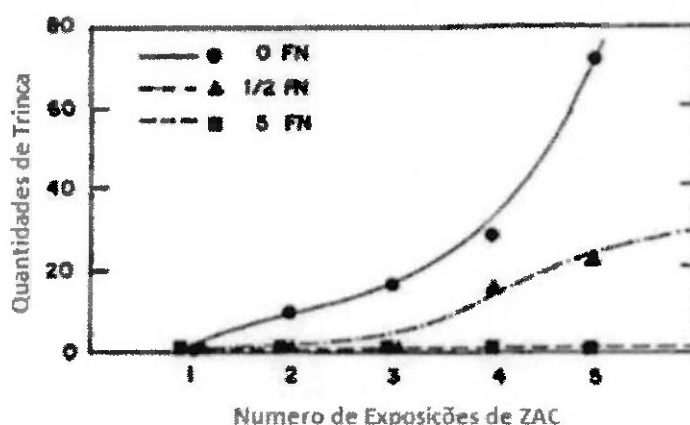


Figura 2.9 - Efeitos das exposições aos ciclos térmicos em função do potencial de ferrita [13].

A redução do número de ferrita em soldas que contém microestrutura austenítica-ferrítica pode ser explicada com referência no diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni (Fig 2.4), pois sempre que o metal de solda é reaquecido a temperaturas inferiores a γ -solvus a ferrita residual se transforma em austenita, sendo que esta transformação é permanente e o aumento do número de ferrita somente ocorre com o reaquecimento acima da temperatura γ -solvus, está ferrita reformada pode ser retida com rápido resfriamento após o reaquecimento [13]

A faixa da ZAC aonde ocorre a redução do número de ferrita apresenta nos contornos de grãos de austenita a presença de S, P e Si liberados na transformação da ferrita em austenita que reduzem a ductilidade quando comparado com grãos que não foram afetados [13].

Segundo Lundin e Chou [13] as soldas que apresentam microestrutura totalmente austenítica tem a susceptibilidade a trincas aumentada quando o metal de solda é repetidamente reaquecido como em soldas multipasse ou na

realização de reparos, pois como não há ferrita na microestrutura são segregados para os contornos de grão elementos prejudiciais como S, P e Si que associados ao crescimento de grão podem reduzir significativamente a ductilidade a quente levando a trincas intergranulares.

As trincas de liquação na ZAC ocorrem devido a formação de um filme nos contornos de grãos na zona parcialmente fundida, o filme pode ser formado pela segregação de impurezas em altas temperaturas para os contornos de grão assim como pela liquação constitucional do carboneto de nióbio (NbC) no aço tipo AISI 347 ou carboneto de titânio (TiC) no aço tipo AISI 321. As trincas de liquação podem ser minimizadas com os devidos cuidados na composição química do metal base [9].

Metais de base que apresentem potencial de ferrita >1 devem formar ferrita na fronteira entre a ZAC e zona parcialmente fundida inibindo a formação de trincas de liquação, a formação de ferrita nos contornos dos grãos restringe o crescimento atuando de forma a reduzir a susceptibilidade a trincas. Nas ligas com ZAC totalmente austeníticas o controle dos níveis de impurezas, redução da energia de soldagem e do tamanho de grão são efetivos na redução da susceptibilidade a trincas de liquação [9].

As trincas de liquação no metal de solda ocorrem em soldas multipasse, sendo que as soldas totalmente austeníticas são mais susceptíveis devido a presença de austenita primária resultante de solidificações dos tipos "A" e "A-F" que apresentem segregações para formação de filmes de baixo ponto de fusão [9].

Os metais de solda que contém número de ferrita entre 2 e FN 6 e controle da composição apresentam boa resistência a formação de trincas de liquação. Nos depósitos totalmente austeníticos a adição de teores de manganês tem se mostrado eficiente no controle das trincas no metal de solda, assim como o controle dos níveis de impurezas e a redução da energia de soldagem [9].

As trincas no estado sólido (Ductility-Dip Cracking) ocorrem em ligas que apresentam microestrutura austenítica, sendo caracterizadas por uma fragilização no contorno de grão em uma faixa de temperatura pouco acima da

metade da temperatura de solidificação, sendo assim as trincas no estado sólido diferente das trincas de solidificação e liquação ocorrem fora da faixa de temperatura de fragilização (BTR) conforme figura 2.10. As trincas no estado sólido podem ocorrer no metal de solda e ZAC e estão relacionadas tamanho de granulometria grosseira e nível de restrição da junta [9].

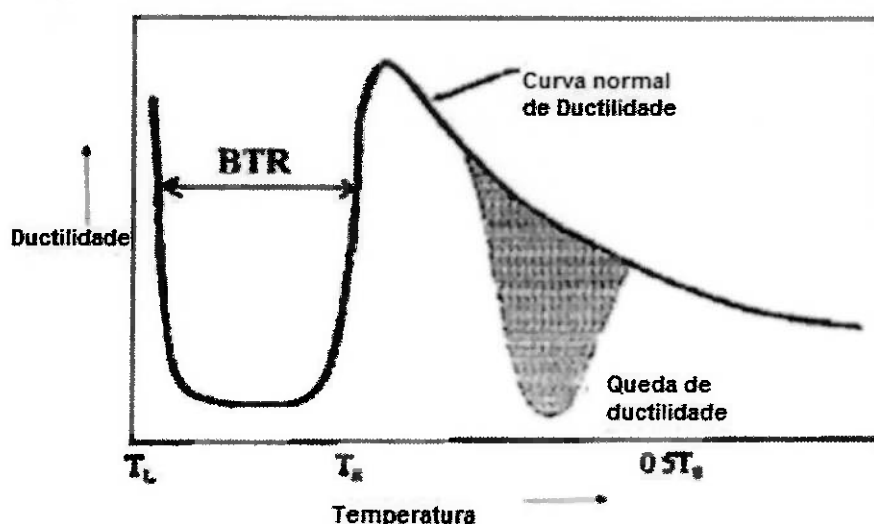


Figura 2.10 - Curva de ductilidade em função da temperatura [9].

A presença de ferrita no metal de solda minimiza o risco de trincas no estado sólido devido a formação de contornos de grão mais tortuosos que proporcionam maior resistência a iniciação e propagação das trincas, a soldagem multipasse e metal de solda totalmente austenítico assim como o alto nível de restrição das juntas favorecem o trincamento [9].

2.3.2 Diagramas Constitucionais

Os diagramas constitucionais foram desenvolvidos de forma a permitir a previsão da microestrutura resultante das soldas após a solidificação considerando as composições químicas do metal base e metal de adição assim como a diluição, sendo assim possível a prevenção dos problemas de soldabilidade recorrentes em cada tipo de microestrutura. Os elementos que compõem as ligas foram agrupados conforme os seus efeitos ferritizantes ou austenitizantes denominados respectivamente por cromo equivalente e níquel equivalente [5].

Diferentes fórmulas para os cálculos dos equivalentes de cromo e níquel os diferentes valores das constantes para um determinado elemento nas diversas expressões podem ser atribuídos as diferentes técnicas e composições químicas aplicadas [5].

Os diagramas de Schaeffler, De long e The Welding Research Council "WRC-1988 e WRC-1992" tem sido os mais aplicados.

2.3.2.1 Diagrama de Schaeffler

Conforme Olson [15] o diagrama de Schaeffler como conhecido atualmente (fig. 2.11) foi apresentado em 1949, sendo que a principal alteração em relação ao diagrama apresentado em 1948 foi na fórmula do cromo equivalente.

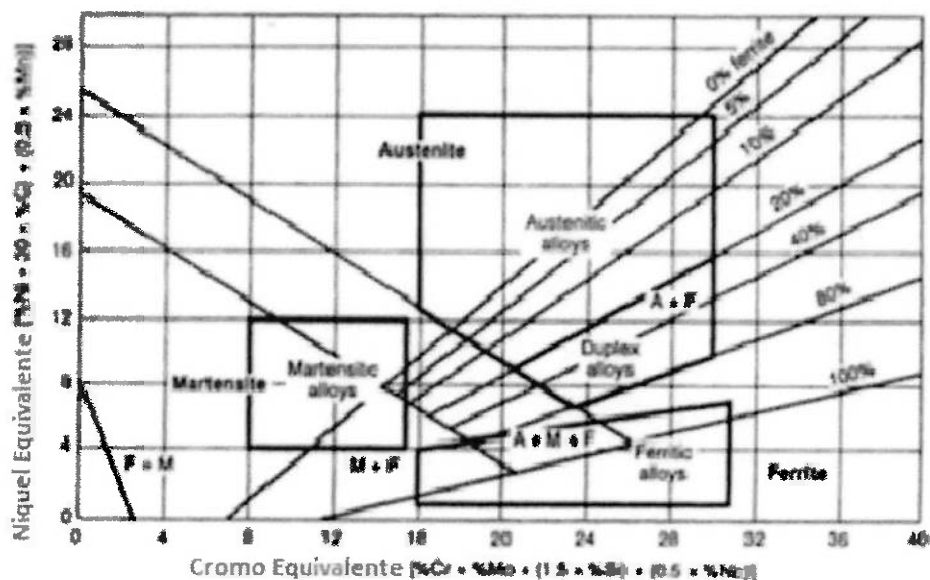


Figura 2.11 - Diagrama de Schaeffler [14].

Este diagrama pode ser utilizado em juntas similares e dissimilares para a previsão da microestrutura resultante e percentual de ferrita no metal de solda depositado, conhecendo os valores de cromo e níquel equivalentes para os metais de base e adição assim como a diluição que depende do processo utilizado, calculados conforme as fórmulas a seguir.

$$C_{eq} = \%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb) \quad [14]$$

$$Ni_{eq} = (\%Ni + 30 \times \%C) + (0,5 \times \%Mn) \quad [14]$$

No entanto o diagrama de Schaeffler apresenta limitações pois não considera o teor de nitrogênio no cálculo do Ni_{eq} considerando que este elemento é fortemente austenitizante, assim como o incorreto tratamento do manganês que não promove a transformação de ferrita em austenita sob altas temperaturas [16].

2.3.2.2 Diagrama de DeLong

O diagrama de DeLong apresentado em 1956 foi útil no avanço da utilização de aços inoxidáveis pois permitiu a previsão quantitativa do volume de ferrita delta, sendo que DeLong e Reid incluíram na expressão para o cálculo do Ni_{eq} a influência do nitrogênio com um coeficiente igual ao carbono, sendo assim a influência do nitrogênio e do carbono é a mesma na estabilidade da austenita conforme fórmula descrita a seguir [15].

$$Ni_{eq} = Ni + 0,5Mn + 30C + 30N \quad [15]$$

O diagrama publicado em 1973 (fig.2.12) por Longo e DeLong apresentou alterações nas linhas em relação ao diagrama publicado em 1956 após análise experimental analítica com o objetivo de melhorar a sua capacidade de prever o volume de ferrita delta, Longo e DeLong também descobriram que para os metais de adição 308, 308L e 347 os diagramas de Schaeffler e DeLong são essencialmente iguais em sua capacidade de prever microestruturas das soldas exceto na presença de altos níveis de nitrogênio [15].

O diagrama de DeLong apresentado em 1973 também apresentou melhoria na determinação do volume de ferrita para os materiais de adição 316, 316L e 309, visto que no diagrama de Schaeffler estes valores eram subestimados, porém o diagrama DeLong possui limitações pois não pode ser utilizado em soldas dissimilares, a fórmula para o cálculo do Ni_{eq} com teores acima de 2,5% manganês o volume de ferrita pode ser subestimado [15].

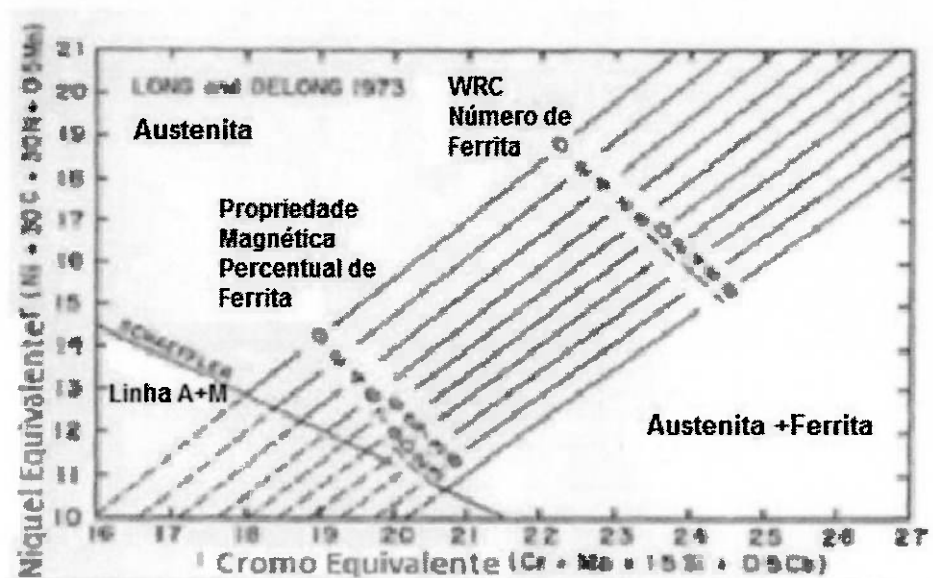


Figura 2.12 - Diagrama Delong [15].

2.3.2.3 Diagrama WRC-1992

O desenvolvimento do diagrama WRC-1988 conseguiu eliminar as pendências encontradas nos diagramas de Schaeffler de 1949 e DeLong de 1973 apresentando melhor precisão na previsão de microestruturas em comparação os seus antecessores [16].

As alterações aplicadas no diagrama WRC-1992 em relação ao WRC-1988 têm por objetivo melhorar o alcance e a precisão das previsões do número de ferrita com a inclusão de um coeficiente para o Cu no cálculo de Ni_{eq} , assim como a possibilidade de expansão dos eixos do diagrama WRC-1992 que permite prever os efeitos da diluição em juntas dissimilares [16].

O diagrama WRC-1992 tem apresentado muita confiabilidade nas previsões do número de ferrita em soldas em aço inoxidável austenítico e duplex sendo bem aceito internacionalmente e substituindo o diagrama de DeLong no código ASME, porém este diagrama apresenta limitação por não considerar os teores de titânio e nióbio que são potentes formadores de carbonetos que podem influenciar no balanço de fase com a redução do carbono na matriz. A figura 2.13 apresenta o diagrama WRC-1992 [9].

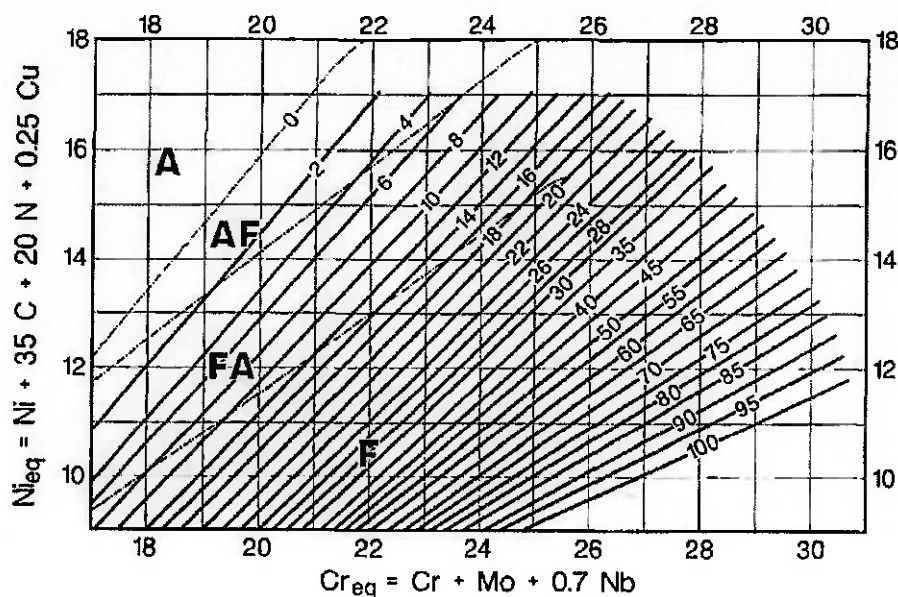


Figura 2.13 - Diagrama WRC-1992 [16].

2.4 Definição de Criogenia

A criogenia pode ser definida como o ramo da física que estuda a produção de temperaturas inferiores a 120K (-153°C) e seus efeitos sobre a matéria. A temperatura de 120K pode ser entendida considerando a temperatura de ebulição dos fluidos criogênicos conforme descrita na tabela 2.1, visto que esta temperatura inclui os pontos de ebulição normais dos principais gases atmosféricos e do metano principal componente do gás natural [17].

A criogenia tem sido amplamente aplicada em processos de liquefação e separação de gases do ar como o nitrogênio e oxigênio, assim como na utilização de gás natural liquefeito. Outras aplicações tem sido a utilização de líquidos criogênicos nos propulsores de foguetes e a utilização do hidrogênio como fonte alternativa de energia limpa no transporte [17].

Na indústria petroquímica existem processos que requerem operação em baixas temperaturas como por exemplo em plantas de etileno aonde o produto é separado por destilação fracionada em temperaturas sub-zero, sendo que torres, tubulações e trocadores de calor podem ser expostos a temperaturas abaixo de -120°C [6].

Tabela 2.1 – Pontos de ebulição de gases atmosféricos na temperatura absoluta em graus Celsius a pressão de 1 atm. adaptado de [17].

Gás	Ponto de Ebulição Normal	
	Celsius (°C)	Kelvin (K)
Argônio	-185,7	87,3
Hélio	-268,8	4,2
Hidrogênio	-259,6	20,4
Metano	-161,4	111,6
Neon	-245,9	27,1
Nitrogênio	-195,7	77,3
Oxigênio	-182,8	90,2

2.4.1 Influência das Temperaturas Criogênicas nas Soldas dos Aços Austeníticos

As temperaturas criogênicas podem tornar muitas ligas frágeis inviabilizando a sua aplicação, sendo assim se torna necessária a utilização de ligas que não apresentem transição dúctil-frágil nas faixas de temperaturas de trabalho [18].

Os materiais utilizados em serviços criogênicos são os aços carbonos ligados com 9%Ni, aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxidáveis com manganês, aços maraging assim como as ligas de alumínio, titânio e níquel [18].

A escolha da liga do metal de solda deve considerar a resistência da liga na temperatura de trabalho além da tenacidade, resistência a fadiga, condutividade térmica e permeabilidade magnética, os metais de adição são selecionados de forma a obter metal de solda que compense as diferenças em relação ao metal base devido aos teores de microinclusões, microestruturas e taxas de resfriamento [18].

As ligas com aplicações criogênicas apresentam elevação do limite de escoamento com a redução da temperatura, sendo que a maioria dos dados são

para temperaturas 4K, 77K e 298K e indicam que a resistência é função da temperatura e varia suavemente conforme figura 2.14 [18].

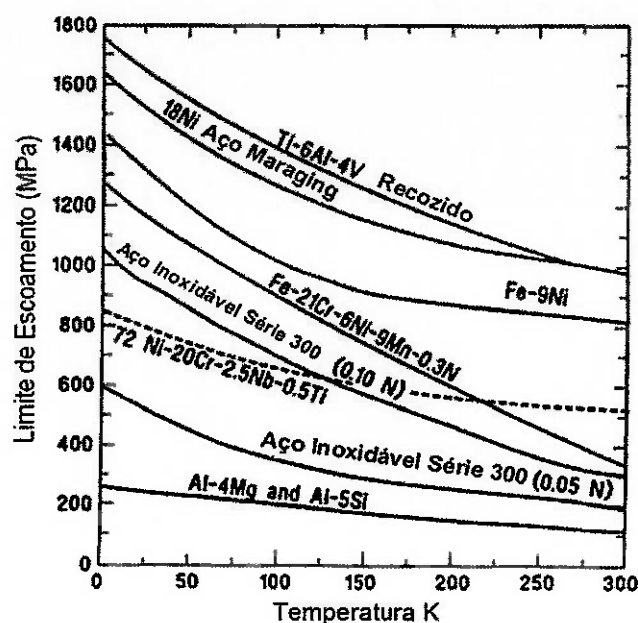


Figura 2.14 - Variação do limite de escoamento para temperaturas criogênicas [18].

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam limite de escoamento entre 200 e 300 Mpa. em temperatura ambiente, porém a redução da temperatura eleva o limite de escoamento destes aços, sendo que as taxas em que ocorrem a elevação dos limites de resistência e escoamento assim como os valores apresentados são influenciadas pelo teor de nitrogênio [18].

A resistência máxima é função do limite de solubilidade do nitrogênio que deve ter o seu teor bem controlado na solda, pois quantidades elevadas de nitrogênio podem causar porosidades nas soldas durante a solidificação e baixos teores podem evaporar na poça diminuindo a resistência da solda. A liga 21Cr-6Ni-9Mn apresenta limite de resistência muito superior a outras ligas austeníticas devido ao teor de 0,3% de nitrogênio presente na liga que tem a sua solubilidade melhorada pelo teor elevado de manganês [18].

A equação abaixo foi desenvolvida para a previsão do limite de escoamento em soldas de aços inoxidáveis austeníticos na temperatura de 4K, mostrando a forte influência do teor de nitrogênio e a influência dos teores de molibdênio, manganês e níquel possibilitando desta forma o ajuste da composição de forma atender as necessidades da aplicação [18].

Esta equação é muito semelhante em termos de coeficientes e elementos a equação utilizada para determinar a resistência de forjados em aço austenítico, sendo assim é possível concluir que o limite de escoamento das soldas é influenciado pelos mesmos fatores que o metal base [18].

$$\sigma_y \text{ (Mpa)} = 180 + 3200N + 33Mo + 32Mn + 13Ni \quad [18]$$

A redução de temperatura assim como o aumento da resistência pode reduzir a tenacidade à fratura, as ligas de titânio, aço martensítico 18Ni e as ligas com 9%Ni apresentam elevada resistência e baixa tenacidade na temperatura de 4K, sendo que as ligas titânio e aço martensítico 18Ni não apresentam transição dúctil-frágil em baixas temperaturas diferente das ligas com 9%Ni e outras com baixo teor de níquel [18].

A resistência da liga AISI 316L varia em função do teor de nitrogênio, sendo que as soldas apresentam valores de tenacidade entre 50 e 70% do metal base levando a busca de composições de metal de adição que proporcionem soldas com menor dureza mantendo as propriedades do material base. A figura 2.15 apresenta a relação entre a tenacidade à fratura e o limite de escoamento de algumas ligas [18].

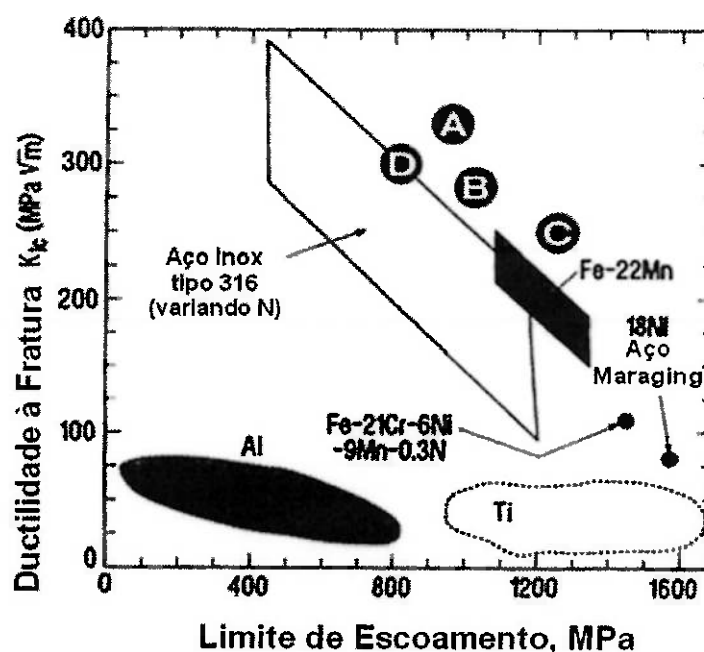


Figura 2.15 - Relação entre tenacidade a fratura e limite de escoamento [18].

2.5 Processos de Soldagem

2.5.1 Soldagem por Eletrodo Revestido (ER)

O processo de soldagem ER é um processo de soldagem por arco elétrico onde há o coalescimento entre o metal de adição e metal base causado pelo calor do arco elétrico estabelecido entre o núcleo metálico do eletrodo e metal base. Os eletrodos possuem núcleo metálico com revestimento composto por elementos de liga, estabilizadores, desoxidantes e formadores de escória, sendo as principais funções do revestimento a estabilização do arco e a proteção da atmosfera do metal fundido através dos gases provenientes da decomposição do revestimento pelo calor gerado no arco [19].

A proteção empregada associada a outros elementos do revestimento e alma metálica influenciam nas propriedades mecânicas, composição química e microestrutura metalúrgica das soldas, sendo que estas composições dos revestimentos dos eletrodos são elaboradas de acordo com o tipo de eletrodo [19].

O processo ER é bastante utilizado na indústria em pequenas soldas e na manutenção apresentando as seguintes vantagens [19]:

- O equipamento é relativamente simples e possui boa portabilidade;
- O metal de adição proporciona ao metal de solda proteção contra oxidação durante a soldagem proporcionada pelos gases gerados na decomposição do revestimento;
- Não é necessário a utilização proteção auxiliar por meio de gases de proteção ou fluxo;
- O processo é pouco sensível a ação do vento, se comparado com outros processos com proteção gasosa (MIG/MAG);
- Pode ser utilizado em aplicações com acesso limitado;
- Aplicável a maior parte dos metais e ligas amplamente utilizados.

Este processo pode ser utilizado na soldagem de aços carbono, aços baixa liga, aços inoxidáveis, ferro fundido, cobre e níquel e suas ligas, porém apresenta limitações na soldagem de materiais com baixo ponto de fusão como alumínio e zinco e suas ligas devido ao intenso calor gerado pelo arco, assim como em

materiais reativos como titânio, colômbio, zircônio e tântalo pois a proteção gerada durante a soldagem não é eficiente para evitar a contaminação por oxigênio da solda [19].

A quantidade de corrente utilizada durante a soldagem é limitada pela resistência elétrica da alma do eletrodo, visto que correntes excessivas podem causar o superaquecimento do eletrodo degradando o seu revestimento. O processo ER apresenta baixa taxa de deposição se comparado com processos como MIG/MAG e AT devido a formação de escória e curto ciclo de trabalho em função da necessidade constante de interrupção para a substituição dos eletrodos [19].

2.5.2 Processo por Arco Submerso (AS)

No processo AS ocorre o coalescimento entre eletrodo nu de alimentação contínua e o metal base pelo calor gerado no arco que fica submerso em uma camada de fluxo granular fusível junto com o metal fundido, sendo as principais funções do fluxo a estabilidade do arco e o controle das propriedades mecânicas e químicas do metal de solda depositado [19].

O fluxo fundido conduz parte da corrente entre o eletrodo e o metal base, porém o arco elétrico é a fonte de calor predominante, a cobertura de fluxo sobre a poça de fusão proporciona proteção contra a contaminação da solda pelos gases atmosféricos e dissolve as impurezas do metal base e eletrodo que flutuam sobre superfície da poça de fusão, assim como a adição ou remoção de elementos de liga no metal de solda [19].

O processo AS é versátil utiliza altas correntes que podem chegar até 2000 Ampères em corrente alternada ou contínua podendo utilizar como metal de adição eletrodo único, múltiplos eletrodos ou tiras que são utilizadas na soldagem de revestimentos, porém alguns fatores devem ser considerados na utilização deste processo [19]:

- A composição química e propriedades mecânicas do metal de solda depositado;
- Espessura do metal base a ser soldado;

- Acessibilidade da junta;
- Posição para execução da solda;
- Frequência e volume de solda a ser executado.

2.5.3 Processo por Arame Tubular (AT)

No processo de soldagem AT ocorre um arco elétrico entre a poça de fusão e o metal de adição eletrodo tubular contínuo, o eletrodo é um compósito tubular e consiste de uma fita de metal curvada com elementos formadores de escória, desoxidantes, estabilizadores de arco e elementos de liga no núcleo, durante a soldagem é formada na face do cordão uma escória com a função de proteger o metal de solda durante a solidificação [19].

O processo AT pode utilizar dois tipos de eletrodo tubular com diferentes características de proteção do arco e da poça de fusão da contaminação atmosférica. O primeiro é o eletrodo tubular autoprotégido (self-shielded FCAW) no qual a proteção da poça de fusão é proveniente somente da decomposição e vaporização do fluxo contido no núcleo do eletrodo pelo calor gerado no arco, o segundo tipo é o eletrodo tubular com proteção gasosa (gas shielded FCAW) que utiliza além do fluxo no núcleo do eletrodo uma proteção gasosa adicional [19].

No processo que utiliza proteção gasosa os gases usualmente utilizados para proteção são o dióxido de carbono (CO_2) ou misturas entre argônio (Ar) e dióxido de carbono (CO_2) que protegem a poça de fusão do ar atmosférico pela formação de uma atmosfera protetiva ao redor do arco e sobre a poça de fusão, sendo que o pequeno volume de oxigênio gerado pela dissociação do dióxido de carbono é combinado com os desoxidantes fornecidos pelo eletrodo [19].

A proteção proporcionada no processo que utiliza o eletrodo tubular autoprotégido vem da vaporização dos componentes do fluxo que deslocam o ar formando uma atmosfera protetiva e por gotículas para a formação da escória sobre o cordão de solda para a proteção durante o resfriamento. O dióxido de carbono gerado e a introdução desoxidantes e agentes de nitretação fornecidos a partir do fluxo direto na superfície da poça de fusão explicam a capacidade

superior deste eletrodo em tolerar a utilização em ambientes com correntes de ar mais fortes em comparação com o eletrodo que utiliza proteção gasosa [19].

Outra característica de alguns eletrodos autoprotégidos é a possibilidade da utilização de maiores extensões do eletrodo (distância entre a ponta do eletrodo e o tubo de contato durante a soldagem) entre 19 e 95mm dependendo da aplicação, o aumento da extensão do eletrodo aumenta a resistência ao aquecimento do eletrodo simultaneamente reduzindo a corrente de soldagem e o calor disponível para a fusão do metal base produzindo soldas estreitas e com baixa penetração, sendo assim esta técnica deve ser utilizada em materiais de baixa espessura [19].

2.5.4 Soldagem pelo Processo TIG

No processo TIG o calor necessário para a fusão e soldagem dos materiais é fornecido pela manutenção de um arco entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a poça de fusão, a temperatura na poça de fusão pode se aproximar a 2500°C e um gás inerte ionizado estabiliza o arco e protege a poça de fusão da contaminação atmosférica [20].

O arco elétrico no processo TIG é produzido pela passagem de corrente através do gás ionizado condutor, sendo que as soldas podem ser executadas com metal de adição ou autógena sem metal de adição apenas com a fusão da metal base pelo calor fornecido pelo arco [20].

O processo TIG é amplamente aplicado devido as vantagens em comparação a outros processos como soldas de excelente qualidade geralmente isenta de defeitos, ausência de respingos, possibilidade de execução de soldas autógenas com baixo custo em altas velocidades, controle do passe de raiz e penetração, baixo custo do equipamento, controle preciso das variáveis de soldagem, possibilidade de soldagem de diversos tipos de ligas metálicas incluindo as juntas dissimilares e controle independente do calor fornecido ao metal de fusão [19].

As principais limitações do processo TIG são referentes a baixa taxa de deposição se comparado com processos como o ER, a necessidade de maior

habilidade do soldador para coordenação se comparado com os processos MIG/MAG e ER, apresenta maiores custos que os processos com eletrodo consumível para espessuras maiores que 10mm e a dificuldade de proteção da poça de fusão em ambientes sujeitos as correntes de ar [19].

2.5.5 Processo MIG/MAG

O processo MIG/MAG é um processo de soldagem a arco onde é estabelecido um arco elétrico entre um eletrodo nu de alimentação contínua e a poça de fusão, que utiliza como proteção o fornecimento externo de gases inertes, ativos ou mistura de ambos para a proteção da poça de fusão e estabilidade do arco [19].

O conceito básico do processo MIG/MAG foi introduzido por volta do ano de 1920, porém a sua utilização comercial somente foi disponibilizada em 1948. Inicialmente o processo utilizava alta densidade de corrente com eletrodo nu de pequeno diâmetro e gás inerte para a proteção e estabilidade do arco e proteção da poça de fusão, sendo a aplicado inicialmente na soldagem de alumínio [19].

Em sequência o processo foi desenvolvido incluindo a operação em baixa densidade de corrente e pulsado de corrente direta com aplicação em uma diversidade maior de materiais e a utilização de gases ativos (particularmente CO₂) este último avanço permitiu a aceitação formal do termo MIG/MAG visto que tanto os gases inertes ou ativos podem ser utilizados [19].

O processo MIG/MAG pode ser operado nos modos semiautomático e automático, podendo ser aplicado na execução de soldas em todas as posições de aços carbono, aços de alta resistência e baixa liga, aços inoxidáveis, alumínio, cobre, níquel e suas ligas com a escolha adequada dos consumíveis e varáveis de soldagem [19].

O processo MIG/MAG é amplamente utilizado em processos automatizados devido as vantagens como alto ciclo de trabalho superando o processo ER devido a alimentação contínua, o único processo que utiliza eletrodo consumível que pode ser utilizado nas soldagens de todos os metais e ligas comerciais, permite a execução de soldas em todas as posições, taxa de

deposição maior que o processo ER, alta velocidade de soldagem devido a alimentação contínua e alta taxa deposição quando comparado com o processo ER, menor número de reinícios nos cordões de solda devido a alimentação contínua reduzindo a possibilidade de defeitos nos cordões de solda, a utilização do modo de transferência Spray proporciona maior penetração se comparado com o processo ER permitindo a utilização de filetes menores com resistência equivalente e limpeza facilitada devido ao baixo volume de escória gerado [19].

As limitações do processo MIG/MAG são referentes ao custo e complexidade do equipamento se comparados com o processo ER, dificuldade de acesso em algumas juntas devido as dimensões da tocha e bocal impossibilitando a ação da proteção gasosa na poça de fusão, dificuldade em manter a proteção gasosa em ambientes sujeitos a correntes de ar e os níveis de radiação relativamente altos que podem resultar em resistência dos operadores ao processo [19].

2.5.5.1 Equipamentos

A fonte de energia deve estabelecer um arco elétrico entre o eletrodo e o metal base necessário para produzir o calor para a fusão de ambos, sendo assim a corrente e tensão fornecidas pela rede de energia devem ser convertidas para os níveis exigidos pela fonte de energia de soldagem, portanto a tensão de entrada de 240 ou 480V em corrente alternada (CA) da rede de elétrica são convertidos para um intervalo de 20 a 80V e simultaneamente a corrente é aumentada proporcionalmente [21].

A fonte de energia utilizada é de tensão constante que apresentam uma curva Tensão x Corrente relativamente plana conforme figura 2.17 (curvas E, F e G) [21].

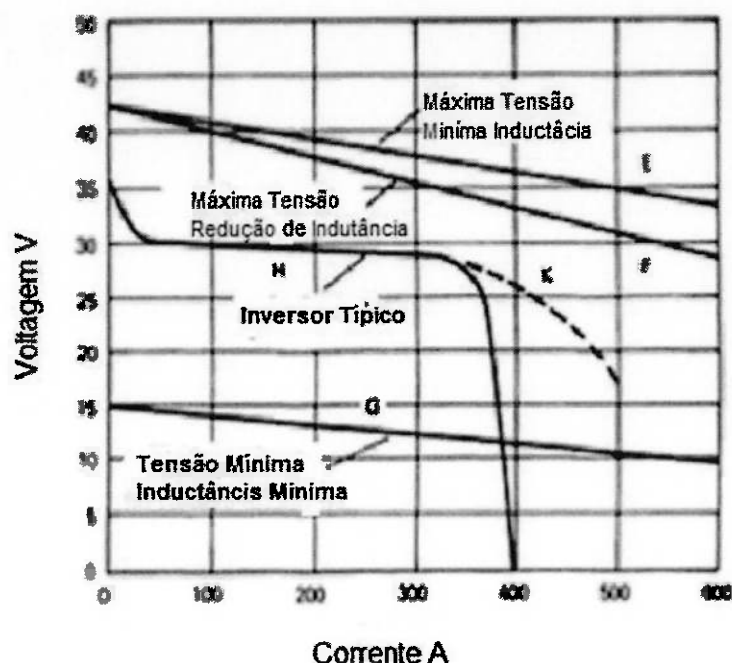


Figura 2.16 - Curvas características de tensão constante [21].

A fonte de tensão constante quando utilizada em conjunto com o alimentador de velocidade constante compensa as variações da distância entre o bico de contato e a junta que podem ocorrer durante a operação normal de soldagem, sendo que para esta compensação ocorrem instantaneamente o aumento ou a redução da corrente de soldagem que influencia diretamente na taxa de fusão do eletrodo. O ajuste da tensão na fonte define o comprimento de arco inicial e o ajuste da velocidade de alimentação do eletrodo também controla a corrente [22].

2.5.5.2 Eletrodos Aplicados aos Aços Inoxidáveis

Os Eletrodos utilizados para a soldagem dos aços inoxidáveis pelo processo MIG/MAG devem atender a especificação AWS 5.9 (Specification For Bare Stainless Steel Welding Electrodes And Rods), sendo que geralmente para junção a composição do eletrodo deve ser similar ao metal de base, porém a composição deve ser alterada de forma a proporcionar maior resistência compensando as falhas que ocorrem normalmente na soldagem a arco e proporcionar a desoxidação da poça de fusão.

Além dos eletrodos de composição nominal e com pequenas alterações na sua composição para atender as necessidades de soldabilidade e resistência como por exemplo ER 308 a especificação AWS 5.9 disponibiliza eletrodos com alterações na composição química para aplicações específicas como por exemplo o eletrodo ER316L que possui baixo percentual de carbono (0,03 percentual máximo) com o objetivo de reduzir susceptibilidade a corrosão intergranular, o eletrodo ER316H possui percentual de carbono maior (0,04 a 0,08%C) com o objetivo de proporcionar maior resistência sob altas temperaturas, adição de silício (0,30 a 0,65%Si) no eletrodo ER 347 Si com o objetivo de melhorar a molhabilidade no processo MIG/MAG, adição de molibdênio (2,0 a 3,0 %Mo) no eletrodo ER309 Mo para aumentar a resistência a corrosão por pits em meio alcalino entre outros eletrodos classificados [23].

2.5.5.3 Gases de Proteção

A função primária dos gases de proteção é proteger o metal fundido na poça de fusão do contato com o ar atmosférico por meio da formação de uma atmosfera protetiva de gases inertes ou ativos, esta proteção é necessária devido à forte tendência dos metais quando aquecidos a temperaturas acima do ponto de fusão em contato com o ar de formarem óxidos e nitretos, assim como evitar a reação do oxigênio com carbono no aço fundido que possibilita a formação de monóxido de carbono e dióxido de carbono [19].

A falha na proteção compromete a qualidade das soldas devido a defeitos gerados como inclusão de escória, porosidade e fragilização do metal de solda. Além de proteger a poça de fusão do oxigênio e nitrogênio contidos no ar atmosférico os gases de proteção apresentam efeitos sobre as características do arco, modo de transferência metálica, penetração da solda e perfil do cordão, velocidade de soldagem, formação de mordeduras, ação de limpeza e propriedades mecânicas do metal de solda [19].

2.5.5.3.1 Gases de Proteção Inertes

Os gases de proteção inertes usados são o argônio e o hélio que são utilizados separados ou em misturas na soldagem de metais não ferrosos, aços inoxidáveis, aços baixa liga e aços carbono [19].

As principais diferenças físicas entre o argônio e o hélio são a densidade e a condutividade térmica. Devido a maior densidade do argônio este é mais efetivo na proteção na posição de soldagem plana, sendo que para se obter a mesma proteção com hélio é necessário o dobro da vazão utilizada no argônio [19].

A maior condutividade térmica do hélio produz um arco plasma com uma distribuição mais uniforme de energia, diferente do arco plasma produzido pelo argônio no qual a uma concentração maior de energia no núcleo interno do arco em relação a zona externa, essa diferença exerce forte influência nos perfis dos cordões conforme figura 2.17 [19].

O hélio possui maior potencial de ionização que o argônio e dessa maneira a tensão (V) do arco com hélio é maior, porém a estabilidade do arco é limitada. Outra característica do hélio é que o arco protegido somente com hélio não apresenta transferência metálica no modo spray axial adequada em qualquer faixa de corrente dessa maneira produzindo maior quantidade de respingos e maior aspereza na face dos cordões [19].

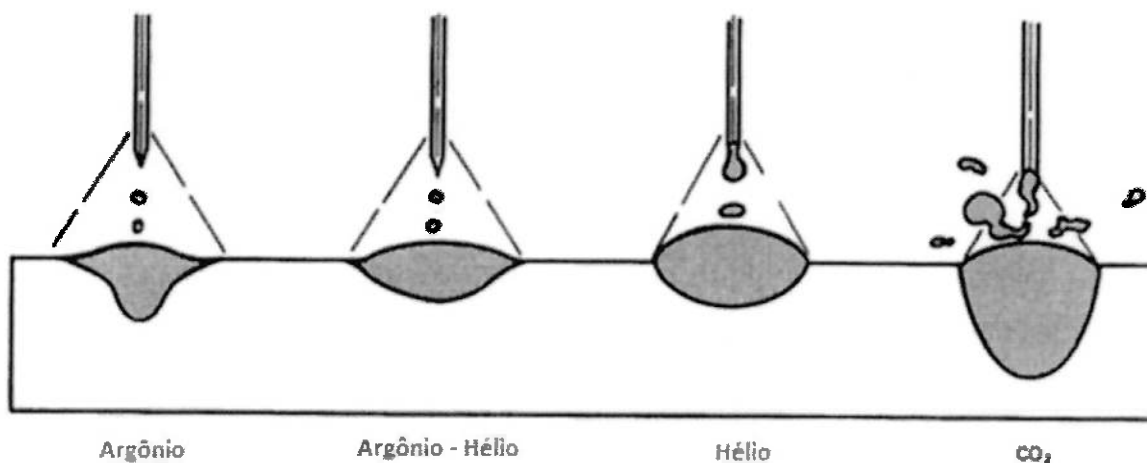


Figura 2.17 – Influência dos gases de proteção nos perfis dos cordões [19].

2.5.5.3.2 Mistura de Gases

A mistura argônio-hélio com modo de transferência metálica spray axial característico do arco protegido com argônio proporciona um perfil de cordão

mais desejável com maior penetração, largura em formato de parábola conforme figura 2.17 [19].

No modo de transferência metálica curto-circuito a mistura argônio-hélio com 60 a 90% de hélio proporciona melhor fusão do metal base devido a maior energia de soldagem [19].

Misturas de argônio com 50 a 75% de hélio aumentam a tensão do arco (mantido o comprimento do arco), sendo que estes gases são utilizados na soldagem de alumínio, magnésio e cobre devido alta energia de soldagem, reduzindo o efeito da elevada condutividade térmica destes metais base [19].

A quantidade ideal de oxigênio ou CO₂ adicionada aos gases inertes deve levar em consideração as condições superficiais com relação a presença de carepas e óxidos, geometria da junta, posição de soldagem e composição do metal base entretanto 2% de oxigênio ou 8 a 10% de CO₂ são suficientes para atender estas variáveis [45].

A adição de 1 a 9 % de oxigênio no argônio para a soldagem de ligas ferrosas melhora a fluidez da poça de fusão, penetração, elimina a tendência de formação de mordeduras e melhora a estabilidade do arco, porém provoca forte oxidação do metal de solda com perdas de silício e manganês [19].

As misturas argônio-dióxido de carbono são utilizadas na soldagem dos aços baixa liga e aços inoxidáveis sendo que adições de CO₂ acima de 25% proporcionam o aumento da corrente mínima de transição, maior quantidade de respingos e a diminuição da estabilidade do arco esta mistura pode ser utilizada nos modos de transferências metálicas curto-circuito, spray e arco pulsado [19].

2.5.5.3.3 Dióxido de Carbono

O dióxido de carbono é um gás reativo amplamente utilizado sem misturas na soldagem dos aços carbono e baixa liga pelo processo MIG/MAG apresentando como características altas velocidades de soldagem, maior penetração e baixos custos. A utilização de CO₂ como gás de proteção é aplicada aos modos de transferência metálica curto-circuito e globular, porém no modo de transferência globular ocorre elevada produção de respingos que para

ser minimizada necessita que o comprimento do arco seja bastante reduzido [19].

A utilização de CO_2 proporciona cordões de solda com excelente penetração e superfície áspera, sendo que as propriedades mecânicas das soldas podem ser afetadas devido a oxidação natural do arco [19].

2.6 Modos de Transferência Metálica

O International Institute of Weilding (IIW) lista oito tipos de modos de transferência metálica, porém os modos de transferência metálica comumente mais utilizados são globular, pulverizado (Spray) e curto-circuito [24].

A corrente de soldagem utilizada influencia diretamente no volume das gotas transferidas conforme figura 2.18, a variação do volume das gotas leva a mudança do modo de transferência, sendo que a faixa onde ocorre a alteração do modo de transferência é chamada de corrente de transição, abaixo desta corrente a transferência é globular e acima do tipo spray, sendo assim o tipo de transferência metálica está relacionado com a energia necessária para fundir o eletrodo e a taxa de fusão [25].

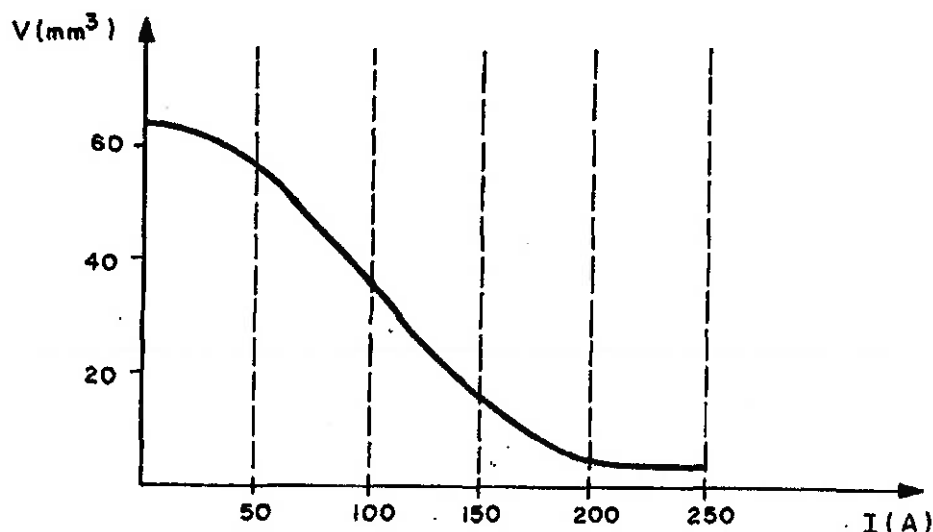


Figura 2.18 – Volume das gotas x corrente de soldagem [25].

O tipo de modo de transferência aplicado é determinado pelos seguintes fatores [19]:

- Magnitude e tipo de corrente;
- Diâmetro do eletrodo;
- Composição do eletrodo;
- Extensão do eletrodo;
- Gás de proteção.

2.6.1 Transferência Metálica Globular

A transferência metálica globular é caracterizada pela transferência de gotas de diâmetro aproximadamente igual ao diâmetro do eletrodo, porém devido a esta característica a aplicação deste modo de transferência é limitado a posição plana. Este modo de transferência ocorre em CCPR em correntes relativamente baixas com gases inertes ou dióxido de carbono [19].

Na transferência globular com gases inertes os glóbulos viajam para a poça de fusão direcionados de forma axial, sendo que este direcionamento dos glóbulos é controlado pelas forças eletromagnéticas geradas pela corrente de soldagem na ponta do eletrodo [19].

A utilização de dióxido de carbono como gás de proteção na transferência globular faz com que os glóbulos viajem para a poça de forma aleatória sem uma direção definida com elevada produção de respingos. Neste modo de transferência metálica a corrente de soldagem e tensão devem ser pouco mais elevadas que as utilizadas no modo de transferência por curto circuito e a produção de respingos pode ser reduzida com a utilização de comprimento de arco curto [19].

2.6.2 Transferência Metálica Spray

O modo de transferência spray ocorre utilizando gás de proteção rico em argônio apresentando como características a transferência metálica por gotículas de diâmetro muito menor que o diâmetro do eletrodo, alta taxa de deposição, arco muito estável e livre de respingos. Este modo de transferência pode ser utilizado na maioria dos metais e ligas devido a característica inerte do argônio, porém a sua aplicação em materiais com baixa espessura é dificultada devido a alta corrente necessária para produzir o arco spray [19].

O arco spray ocorre em CCPR com nível de corrente acima da corrente de transição, sendo que neste nível de corrente as gotículas formadas são destacadas a uma taxa de centenas/segundo resultando em um fluxo de gotículas altamente direcionado acelerado pelas forças do arco com velocidades que superam os efeitos da gravidade, apesar da poça de fusão grande as tensões superficiais do metal fundido possibilitam as soldagens nas posições vertical e sobre cabeça, sendo assim devido a estas características o modo de transferência spray pode ser aplicado em todas as posições [19].

2.6.3 Transferência Metálica Curto-circuito

O modo transferência metálica curto-circuito ocorre em faixas de correntes mais baixas que as associadas aos diâmetros de eletrodos para o processo MIG/MAG, neste tipo de transferência ocorre de forma cíclica o crescimento de uma gota de metal fundido na ponta do eletrodo que toca a poça de fusão provocando um curto-circuito e o apagamento momentâneo do arco. Este modo de transferência é aplicado na soldagem de juntas de baixa espessura ou com grande abertura de raiz [26].

O eletrodo toca a poça de fusão de 20 a 200 vezes por segundo neste momento a corrente aumenta o suficiente para que o calor gerado venha a fundir a ponta do eletrodo possibilitando a transferência do metal para a poça de fusão, entretanto a corrente deve ser baixa o suficiente para minimizar a produção de respingos gerada pela violenta separação da gota da ponta do eletrodo, sendo que a taxa de aumento da corrente é controlada pelo ajuste da indutância na fonte de energia [19].

No modo de transferência por curto-circuito o valor da tensão é reduzido bruscamente quando a gota toca a poça de fusão no início do curto-circuito permanecendo assim até o fim do curto-circuito com a separação da gota, a corrente apresenta comportamento inverso ao da tensão aumentando com o início do curto-circuito e decaindo após a separação da gota da ponta do eletrodo conforme figura 2.19 [26].

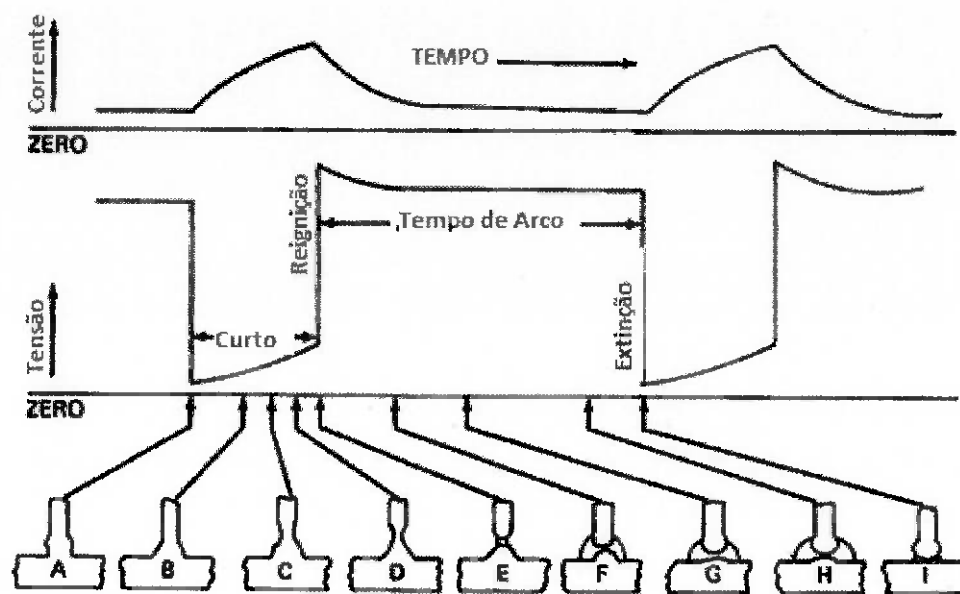


Figura 2.19 – Comportamento da tensão e corrente na transferência por curto-circuito [19].

3 OBJETIVO

Analisar a influência do gás de proteção, com três diferentes gases comerciais (100% CO₂; 75% Ar + 25% CO₂; 98%Ar +2% O₂), na tenacidade ao entalhe em temperaturas de -100 °C e -196 °C no cordão de solda utilizando o consumível ER 308L soldado pelo processo MIG/MAG utilizando o aço AISI 304 L como metal de base.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais aplicados

4.1.1 Metal Base

Neste trabalho foram realizadas as soldagens de três corpos de prova utilizando chapa de aço inoxidável AISI 304L. A chapa utilizada apresentava as dimensões 6,35mm x 1000,00 mm x 600,00 mm as composições químicas e propriedades mecânicas estão descritas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composição química e propriedades mecânicas [27].

Composição Química								
Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N
Teor	0,030	2,00	0,045	0,03	0,75	18,30	9,20	0,10

Propriedades Mecânicas				
Tensão Máxima Tração (Mpa)	Tensão Máxima de Escoamento (Mpa)	Alongamento Mínimo (%)	Dureza Brinell	Dureza Rockwell B
485	170	40	40	201

A chapa foi submetida a corte mecânico aonde foram cortados dez peças com as dimensões de 140,00 mm x 235,00 mm, sendo 04 pedaços foram utilizados para otimização dos parâmetros de soldagem e as demais foram utilizadas na confecção dos corpos de prova. Os biséis foram executados por meio de processos de usinagem com ângulo conforme a figura 4.1.

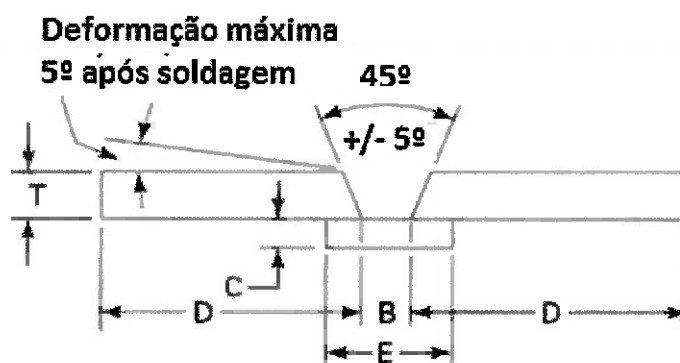


Figura 4.1 – Croqui de preparação das juntas [23].

4.1.2 Consumíveis de Soldagem

O eletrodo utilizado nas soldagens dos corpos de prova está conforme a especificação AWS 5.9 (Specification For Bare Stainless Steel Welding Electrodes And Rods) e classificação ER308L, sendo que este eletrodo foi escolhido por apresentar composição química compatível com o metal base e com aplicação criogênica, a composição química do eletrodo utilizado está descrita na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Composição química do eletrodo [52].

Composição Química								
C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	S	P	Cu
0,03	19,5 - 22,0	9,0 - 11,0	0,75	1,0 – 2,5	0,30 - 0,65	0,03	0,03	0,75

Os gases de proteção utilizados estão conforme a especificação AWS 5.32 (SPECIFICATION FOR WELDING SHIELDING GASES) e as classificações SG-C, SG-AC-25 e SG-AO-2 com vazão de 15l/min controlada no bocal da tocha com o fluxômetro.

4.2 Equipamento de Soldagem

Na soldagem dos corpos de prova foi utilizada uma fonte eletrônica multiprocessado do tipo inversora, com ciclo de trabalho de 100% a 450A e faixa de corrente de 5 à 550A. O alimentador de arames possui sistema de alimentação equipado com 04 roldanas, controle sinérgico e displays digitais de tensão e corrente.

4.3 Procedimentos de Soldagem

As juntas foram ponteadas com abertura de raiz de 3 mm no lado oposto do chanfro foi utilizado um backing cerâmico retangular fixado por meio de fita adesiva, a execução dos cordões de solda em passe único tornou necessária a utilização do backing cerâmico devido a alta corrente por conta da taxa de alimentação elevada necessária para o preenchimento dos chanfros em um único passe.

As chapas ponteadas foram posicionadas e fixadas por meio de cunhas em dispositivo para minimizar a deformação provocada soldagem conforme figura 4.2. Os cordões de solda foram realizados na posição plana (1G conforme ASME IX edição 2013) com a utilização de dispositivo mecanizado para o deslocamento da tocha dessa forma possibilitando o controle da velocidade de deslocamento e a distância entre o bocal e a peça a ser soldada.

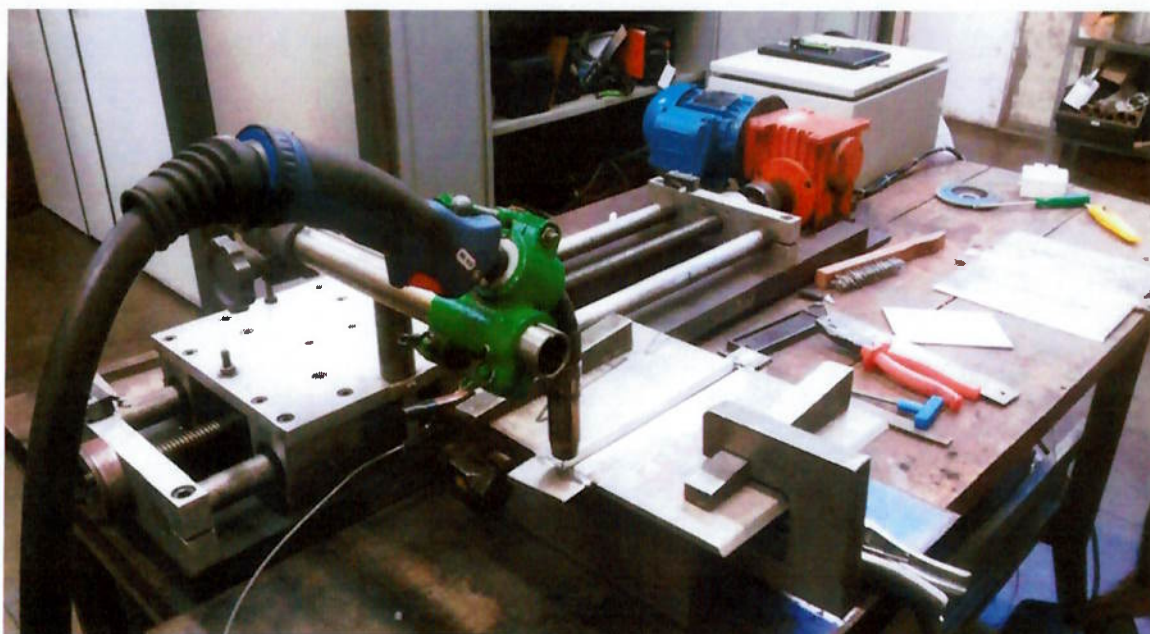


Figura 4.2 - Dispositivo mecanizado de soldagem

Antes das soldagens foram definidas a velocidade de alimentação do arame, tensão de soldagem por meio de testes realizados nas mesmas condições de soldagem dos CP's em juntas com materiais e dimensões semelhantes as utilizadas nos CP's. Durante as soldagens dos CP's as variáveis tensão, corrente e velocidade de alimentação do arame foram controladas com a utilização de notebook com software Power Wave Manager® conectado a fonte, a vazão do gás de proteção utilizada foi controlada com a utilização de fluxômetro.

Os cordões de solda foram executados no processo MIG/MAG em corrente contínua e polaridade reversa em passe único, a distância entre o bocal e a junta foi de 10mm para os CP's soldados utilizando como gás de proteção as misturas 75% Ar+ 25% CO₂ e 98%Ar + 2% O₂ e 5,0 mm para o gás de proteção com 100% CO₂.O resumo dos parâmetros de soldagem aplicados está descrito na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Resumo dos parâmetros de soldagem.

Corpo de Prova	(V)	(A)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Gás de Proteção	Vazão (l/min)	DBP (mm)	Eficiência de transferência de calor (η)	Energia de Soldagem (KJ/mm)
CP1	30	228	3,6	75% Ar+ 25% CO ₂	15	10	1	1,90
CP2	28	269	3,6	98%Ar + 2% O ₂	15	10		2,09
CP3	31	262	4,4	100% CO ₂	15	5		1,85

4.4 Ensaios Realizados

4.4.1 Ensaio Charpy "V"

Os corpos de prova para realização de ensaio de Charpy "V" foram retirados de cada uma das chapas soldadas na região do metal de solda conforme figura 4.3, sendo retirados de cada uma das chapas seis corpos de prova para execução dos ensaios nas temperaturas de -100°C (3 unidades) e -196°C (3 unidades) com o objetivo de analisar a influência das temperaturas criogênicas na tenacidade do metal de solda.

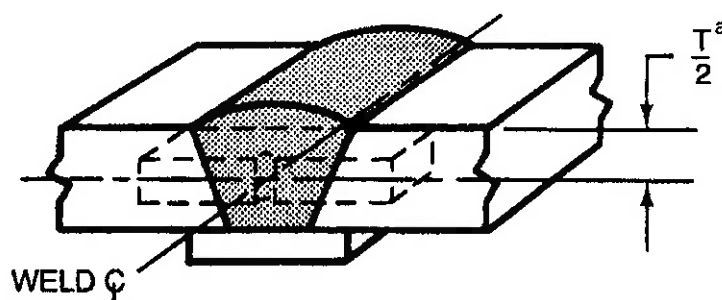


Figura 4.3 – Croqui de remoção dos corpos de prova de ensaio de charpy [23].

Os corpos de prova do ensaio Charpy "V" foram preparados conforme ASTM E23 com as dimensões 2,5mm x 10mm x 55mm e entalhe tipo "A" conforme figura 4.4, a utilização de corpos de prova subsize foi necessária devido a espessura do metal base (6,35mm).

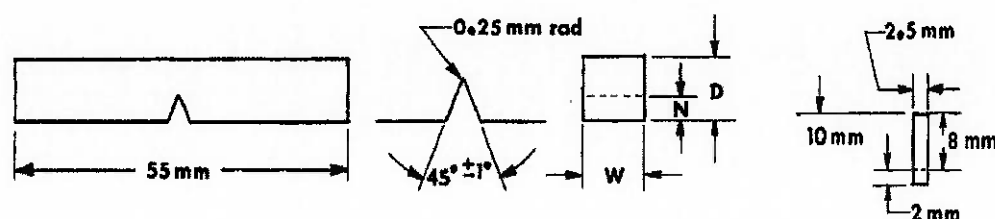


Figura 4.4- Preparação dos corpos de prova [28].

Os ensaios de impacto foram realizados nas temperaturas de -100°C e -196°C conforme norma ASTM E23-07a, sendo que os corpos de prova submetidos a ensaio na temperatura de -100°C foram colocados em recipiente com álcool e gelo seco para atingir a temperatura de ensaio, os corpos de prova submetido a ensaio na temperatura de -196°C foram colocados em um recipiente com nitrogênio líquido.

Depois de um período para estabilização e homogeneização da temperatura dos corpos de prova os mesmos foram sendo retirados dos recipientes e colocados no encosto da máquina de ensaio, sendo realizada em seguida a liberação do pêndulo que ao se chocar com o corpo de prova tem parte da energia potencial gravitacional absorvida na deformação e ruptura do corpo de prova podendo o valor desta energia ser lida na escala da própria máquina.

4.4.2 Análise Química via Espectrometria Óptica

Foram retiradas dos corpos de prova soldados identificados conforme tabela 4.3 amostras com as dimensões 20 mm 70 mm para análise química do metal de solda realizada na face do cordão de solda por espectrometria óptica conforme norma ASTM A751-11.

As amostras foram cortadas por processo mecânico com refrigeração com o objetivo de evitar o superaquecimento e tiveram as superfícies preparadas com lixas de 100, 150 e 220 "mash". As análises foram realizadas em espectrômetro de emissão óptica com temperatura ambiente de 22°C e umidade de 71% medidas através de um termohigrômetro.

4.4.3 Quantificação dos Teores de Nitrogênio e Oxigênio

Para determinar a quantidade de oxigênio e nitrogênio no metal de solda, metal base e metal de adição foram realizados ensaios de cromatografia gasosa (LECO®) nos respectivos corpos de prova.

Esta análise é realizada através da combustão de uma amostra em um fluxo de oxigênio puro, sendo que o teor de nitrogênio é medido pela formação de NO₂ e o teor de oxigênio é obtido através da fusão do oxigênio em um cadinho de grafite na presença de um gás inerte formando CO₂. As amostras para realização das análises do metal de solda foram retiradas da face do cordão.

4.4.4 Caracterização metalográfica via microscopia Óptica

A realização da análise microestrutural dos cordões de solda foi feita em seções cortadas na seção transversal, seguidamente foram montadas à quente em baquelite. Terminado o processo de montagem realizou-se uma preparação na face das amostras com lixas de diferentes granulometrias, a sequência de granulometria das lixas foi: 180, 220, 320, 400, 600 e 1000 “meshes” e polidas com pasta de diamante na sequência: 6, 3 e 1 µm de tamanho médio de partícula. Posteriormente, foi realizado um polimento automático usando uma suspensão de sílica coloidal, com tamanho médio de partícula de 0,02 µm e PH de 10,5.

4.4.4.1 Quantificação da fração volumétrica de microinclusões

Uma vez obtida a superfície totalmente polida o material foi submetido a quantificação da fração volumétrica de microinclusões através do microscópio óptico, com ampliação da imagem 500x, efetuando quinze medições aleatórias no cordão de solda de cada experimento sem nenhum ataque químico.

Após a extração da imagem pelo microscópio, foi selecionado o programa “ImagemJ®”, efetuando um tratamento na imagem pela diferença de contraste e através desta diferença de contraste efetuou-se a medição de área mais escura identificada como possíveis microinclusões, dividindo pela área total. A aquisição de imagens foi feita utilizando a câmera digital Opticam OPT 10000 acoplada no microscópio de marca Olympus BX60M.

4.4.4.2 Caracterização microestrutural dos cordões de solda

Uma vez obtida a superfície totalmente polida o material foi submetido a ataque eletrolítico utilizando ácido oxálico com concentração de 10%, com tempo aproximado de 30s e uma tensão de 3V. A aquisição de imagens foi feita utilizando a câmera digital Opticam OPT 10000 acoplada no microscópio de marca Olympus BX60M.

4.4.4.3 Quantificação da fração volumétrica de ferrita

A quantificação da fração volumétrica de ferrita foi realizada através do microscópio óptico, com ampliação da imagem 500x, efetuando quinze medições aleatórias no metal de solda de cada corpo de prova após ataque eletrolítico utilizando ácido oxálico com concentração de 10%.

A aquisição de imagens foi feita utilizando a câmera digital Opticam OPT 10000 acoplada no microscópio de marca Olympus BX60M. Após a extração da imagem pelo microscópio foi selecionado o programa “ImagemJ®”, efetuando um tratamento na imagem pela diferença de contraste e através desta diferença de contraste efetuou-se a medição de área mais escura identificada como ferrita, dividindo pela área total.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Química

Estão apresentadas na tabela 5.1 as composições químicas do metal de base conforme ASTM A-240 Tipo 304L, metal de adição conforme AWS A5.9 classificação ER 308L, metal de solda referente ao CP1 soldado com gás de proteção 75% Ar+ 25% CO₂, metal de solda referente ao CP2 soldado com gás de proteção 98%Ar + 2% O₂ e metal de solda referente ao CP3 soldado com gás de proteção 100% CO₂. As composições químicas dos metais de solda foram determinadas por meio de espectrometria óptica e os teores de oxigênio e nitrogênio dos metais de solda assim como do metal base e metal de adição foram determinados por análise de gases por combustão LECO®.

A figura 5.1 apresenta a concentração dos componentes Mn, Si e Mo, as concentrações de Cr e Ni estão descritas na figura 5.2 as informações descritas nas figuras 5.1 e 5.2 estão conforme tabela 5.1.

Tabela 5.1- Composição química % em peso.

Elemento % em peso	Metal Base	Metal de Adição	CP1	CP2	CP3
C	0,030	0,030	0,036	0,024	0,044
Mn	2,000	1,750	1,400	1,530	1,370
P	0,050	0,030	0,018	0,017	0,020
S	0,030	0,030	0,008	0,008	0,007
Si	0,750	0,480	0,320	0,330	0,350
Cr	18,300	20,750	18,400	18,600	18,400
Ni	9,200	10,000	9,700	9,800	9,600
N	0,079	0,021	0,047	0,049	0,075
Mo	-	0,750	1,010	1,050	0,820
Al	-	-	0,001	0,001	0,001
Co	-	-	0,110	0,100	0,110
Cu	-	0,750	0,120	0,130	0,120
Nb	-	-	0,032	0,032	0,035
Ti	-	-	ND	ND	ND
V	-	-	0,034	0,035	0,035
W	-	-	0,014	ND	0,014
Pb	-	-	ND	ND	ND
Sn	-	-	0,007	0,006	0,007
B	-	-	0,001	0,001	ND
O	0,0048	0,010	0,061	0,0202	0,0727
Fe	-	-	68,800	68,300	69,000

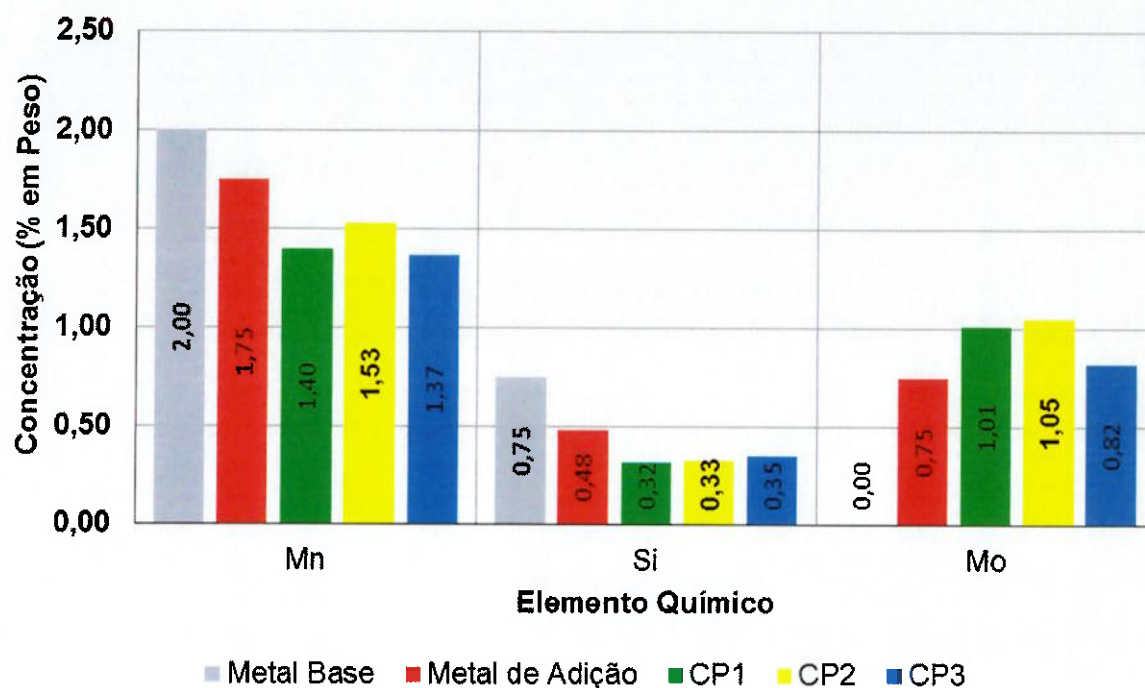


Figura 5.1-Concentração Mn, Si e Mo

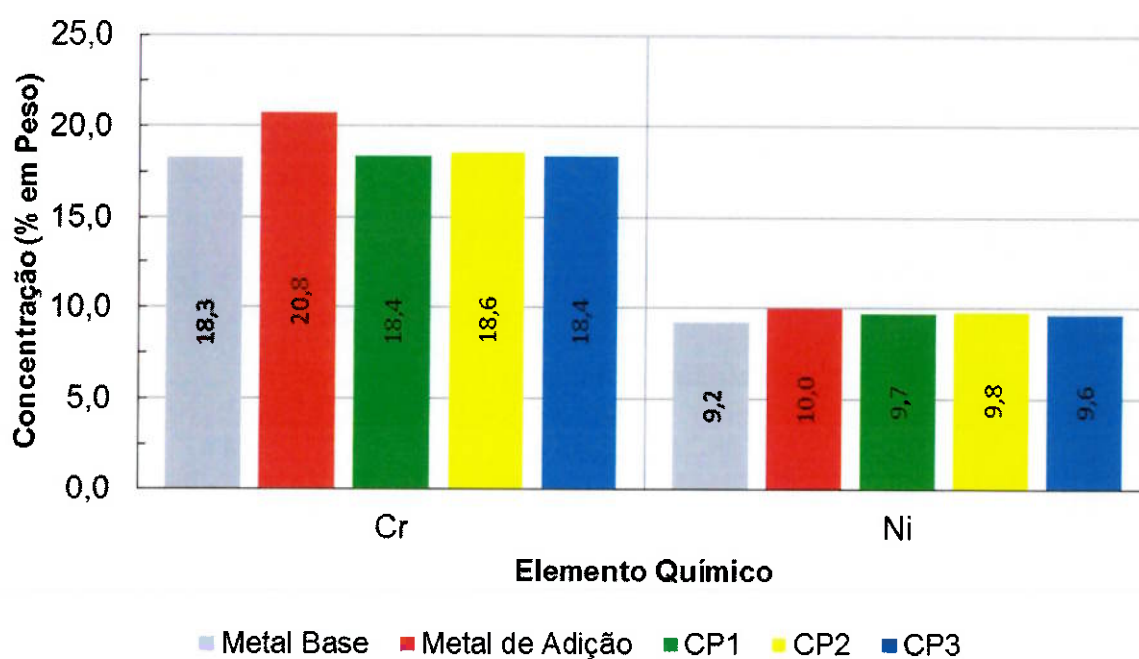


Figura 5.2- Concentração de Cr e Ni

A figura 5.3 apresenta as variações das composições químicas dos metais de solda dos CP's referente aos elementos Mn, Si e Mo em comparação com a composição química do metal de adição descrita na norma AWS 5.9 classificação ER 308L.



Figura 5.3 – Diferenças dos teores de Mn, Si e Mo em relação ao material de adição.

A figura 5.4 apresenta as variações das composições químicas dos metais de solda dos CP's referente aos elementos Cr e Ni em comparação com a composição química do metal de adição descrita na norma AWS 5.9 classificação ER 308L.

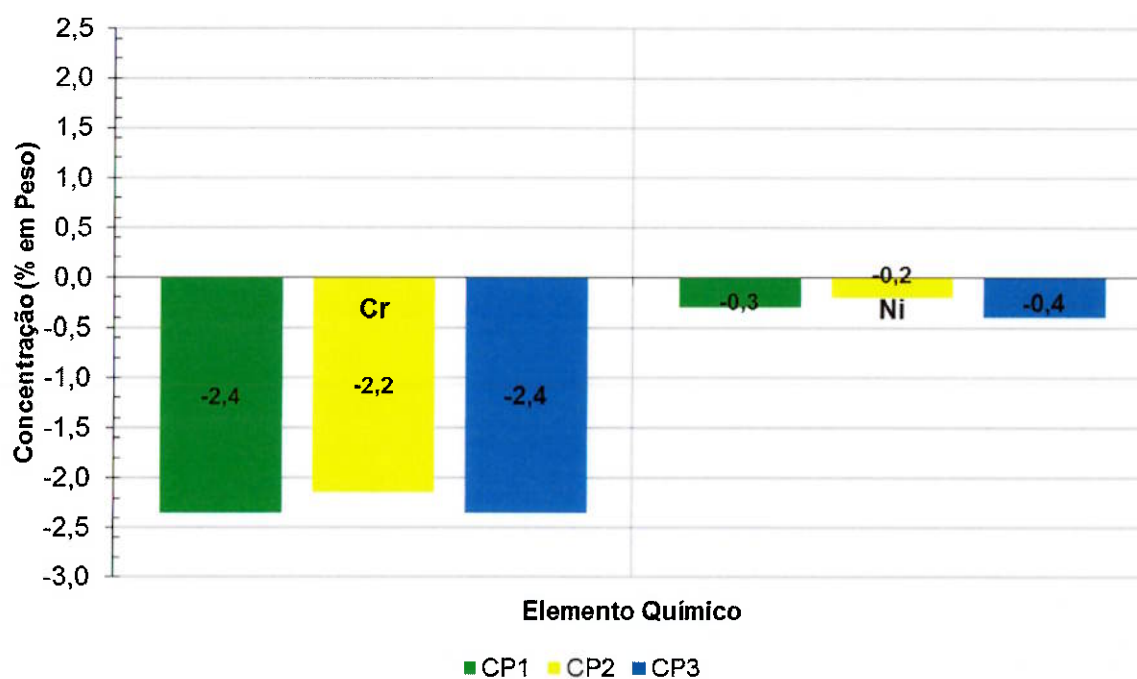


Figura 5.4-Diferenças dos teores de Cr e Ni em relação ao material de adição.

A figura 5.5 apresenta os teores de nitrogênio e oxigênio encontrados por meio de análise de gases por combustão do metal de solda de cada um dos corpos de prova soldados, assim como do metal de base e metal de adição.

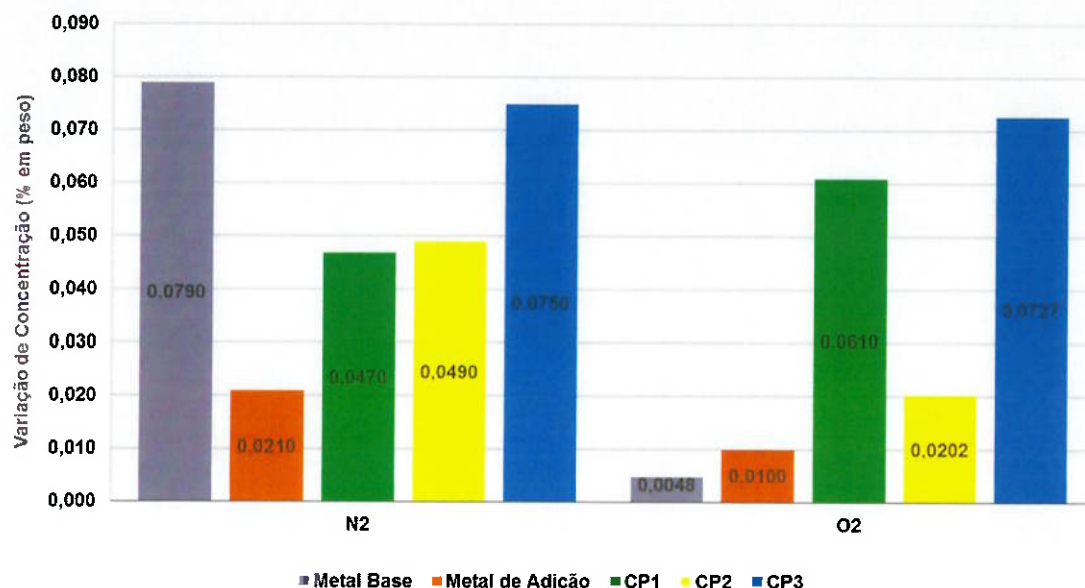


Figura 5.5 – Teores de nitrogênio e oxigênio.

A figura 5.6 apresenta os valores de diluição do metal base calculados com dados obtidos através de análise da macrografia dos cordões de solda com a utilização do software IMAGEJ®.

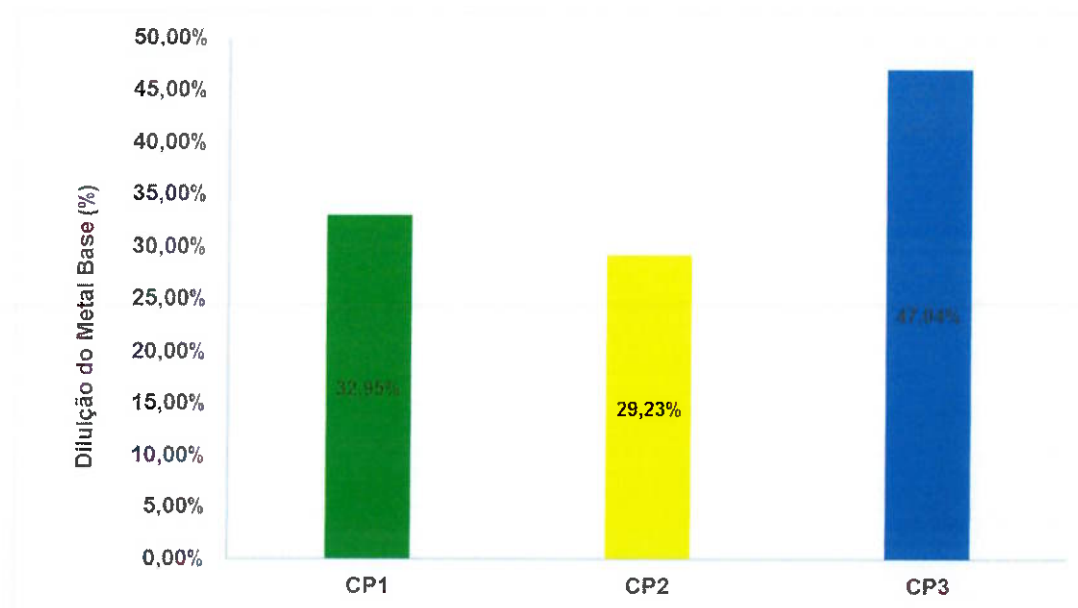


Figura 5.6 – Diluição do metal base.

Os teores de cromo e níquel encontrados no metal de solda dos corpos de prova analisados apresentados na figura 5.2 evidenciam a utilização do mesmo eletrodo na soldagem de todos os corpos de prova visto que o teor de Cr encontrado no CP2 é somente 1,08% maior que os encontrados CP1 e CP3 e os teores níquel encontrados na análise do CP2 e CP3 apresentaram diferença de 1,03% em relação ao CP1.

A redução dos teores de Cr e Ni encontrados nas análises dos metais de solda dos CP's em comparação com o metal de adição conforme apresentado na figura 5.4 podem ser explicadas pela diluição do metal base pois os teores destes elementos não são influenciados pelo gás de proteção.

O teor de Mn encontrado na análise do metal de solda do CP2 é 9,29% maior que o encontrado no CP1 conforme descritos na figura 5.1 pois a mistura 75% Ar+ 25% CO₂ utilizada na soldagem do CP1 tem maior potencial de oxidação que a mistura 98%Ar+ 2%O utilizada na soldagem do CP2 conforme a classificação de gases do IIW [29], assim como o teor de Mn encontrado no CP3 que é 2,14% menor que o encontrado no CP1 pois gás de proteção com 100% de CO₂ apresenta maior potencial de oxidação que a mistura 75% Ar+ 25% CO₂ conforme a classificação de gases do IIW [29].

As diferenças entre os teores de Mn e Si encontradas nos metais de solda dos CP's analisados e os teores de Mn e Si do metal de adição conforme descritas na figura 5.3, podem ser explicadas devido a ação desoxidante destes elementos [30] e a diluição do metal base.

Foram encontrados nas análises dos metais de solda diferenças significativas nos teores de carbono conforme indicados na tabela 5.1 para os metais de solda do CP1 e CP3, sendo que os mesmos foram soldados respectivamente com a utilização da mistura 75% Ar+ 25% CO₂ e 100% CO₂ como gases de proteção, sendo que o teor de carbono encontrado no CP3 foi 22,2% maior que o encontrado no CP1. O metal de solda do CP1 apresentou teor de carbono 20,0% maior que o teor do metal de adição e o CP3 46,7% maior que o metal de adição, dessa forma evidenciando a influência do gás de proteção

composto por dióxido de carbono nos teores de carbono encontrados no metal de solda.

Os teores de oxigênio encontrados nas análises dos CP's conforme figura 5.5 estão relacionados a presença de oxigênio e dióxido de carbono nos gases de proteção utilizados, sendo que o potencial de oxidação que é a capacidade do gás de proteção de oxidar o metal de solda durante a soldagem é influenciado pela concentração de O_2 e CO_2 no gás de proteção [30].

As considerações referentes ao potencial de oxidação do oxigênio e dióxido de carbono explicam o teor de oxigênio encontrado no metal de solda do CP1 ser 202,0% maior que o encontrado no metal de solda do CP2, e o teor de oxigênio encontrado no metal de solda do CP3 ser 16% maior que o teor encontrado no metal de solda do CP1.

Os teores de nitrogênio encontrados nas análises do CP1 e CP2 conforme apresentados na figura 5.5 podem ser explicados pela diluição do metal base visto que este elemento faz parte da composição do metal base, sendo que o teor de nitrogênio encontrado no CP2 é somente 4,25% maior que o encontrado no CP1.

O teor de nitrogênio encontrado no CP3 é 59,60% maior que o encontrado no CP1, sendo assim o teor de nitrogênio encontrado no metal de solda do CP3 não pode ser totalmente justificado pela diluição do metal base, sendo que provavelmente ocorreu alguma falha na proteção gasosa da poça de fusão.

5.2 Análise da Microestrutura

5.2.1 Análise Metalográfica Quantitativa de Ferrita

A tabela 5.2 apresenta a fração volumétrica de ferrita analisada através de metalografia quantitativa realizada com aumento de 500X e ataque oxálico, as análises foram realizadas em quinze regiões aleatórias no metal de solda de cada corpo de prova, sendo que as concentrações médias e desvios padrões de ferrita e microinclusões foram calculados com a exclusão dos três maiores e três menores valores encontrados nas medições realizadas a partir das imagens com o objetivo de reduzir a amplitude amostral.

Tabela 5.2 – Fração volumétrica de ferrita encontrada nos metais de solda.

	CP1	CP2	CP3
Amostra 1	11,16%	5,84%	5,15%
Amostra 2	11,58%	6,17%	5,22%
Amostra 3	11,60%	6,28%	5,30%
Amostra 4	11,64%	6,42%	5,43%
Amostra 5	11,69%	6,54%	5,45%
Amostra 6	11,89%	7,06%	5,47%
Amostra 7	12,02%	7,25%	5,48%
Amostra 8	12,27%	7,62%	5,61%
Amostra 9	12,34%	7,86%	5,76%
Média	11,80%	6,78%	5,43%
Desv. Padrão	0,374	0,695	0,191

A figura 5.6 apresenta as médias com desvio padrão das frações de ferrita encontradas nas análises realizadas nos corpos de prova analisados conforme tabela 5.2.

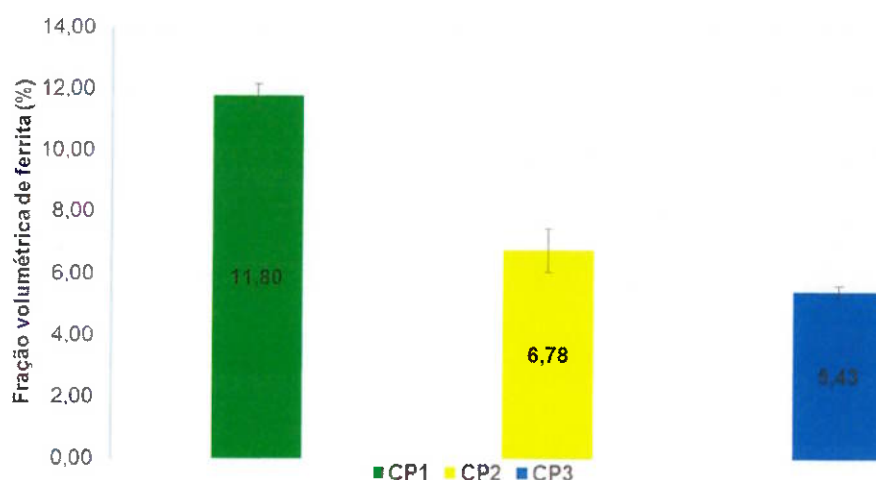


Figura 5.7 – Média e desvio padrão da fração volumétrica de ferrita.

A média da fração volumétrica de ferrita encontrada nos CP's assim como o desvio padrão foram calculadas com base nas medições realizadas nas imagens descritas na tabela 5.2. O metal de solda referente ao CP1 soldado com a utilização da mistura 75% Ar+ 25% CO₂ apresentou porcentagem de ferrita 74,00% maior que a porcentagem de ferrita encontrada no metal de solda do CP2 soldado com a utilização da mistura 98%Ar + O₂% e 117,30% maior que o CP3 soldado com a utilização do gás de proteção com 100% CO₂.

Nas figuras 5.8, 5.9 e 5.10 observa-se a matriz austenítica e a presença de ferrita vermicular, sendo possível verificar que na figura 5.7 referente a microestrutura do metal de solda do CP1 que utilizou como gás de proteção a mistura 75%Ar+25%CO₂ que o volume de ferrita vermicular é maior que os encontrados nas figuras 5.8 referente ao metal de solda do CP2 e 5.9 referente ao metal de solda do CP3 que utilizou como gás de proteção 100%CO₂ sendo que nesta imagem foi observado o menor volume de ferrita e o maior volume de microinclusões entre as imagens analisadas.

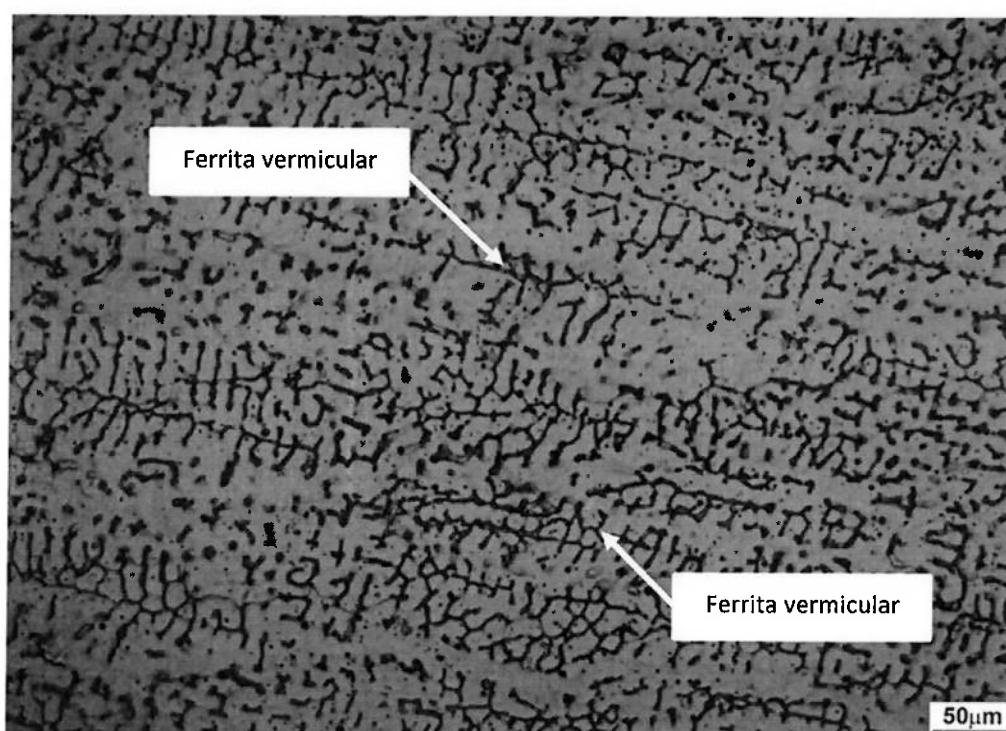


Figura 5.8 – Microestrutura do metal de solda ampliada 200x (CP1).

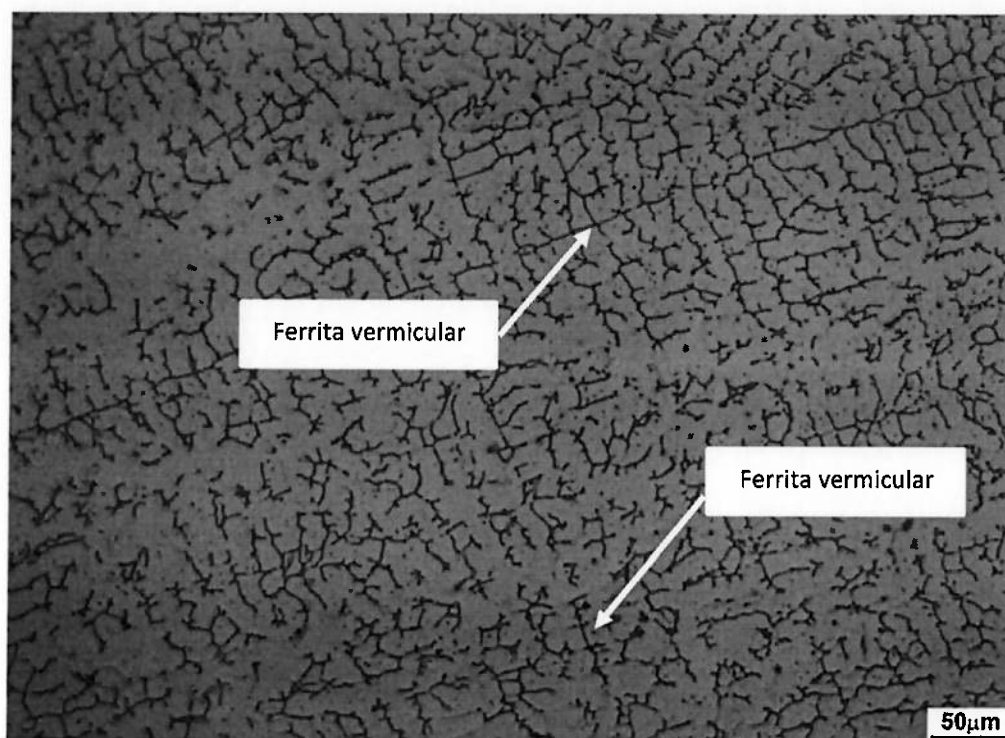


Figura 5.9 – Microestrutura do metal de solda ampliada 200x (CP2).

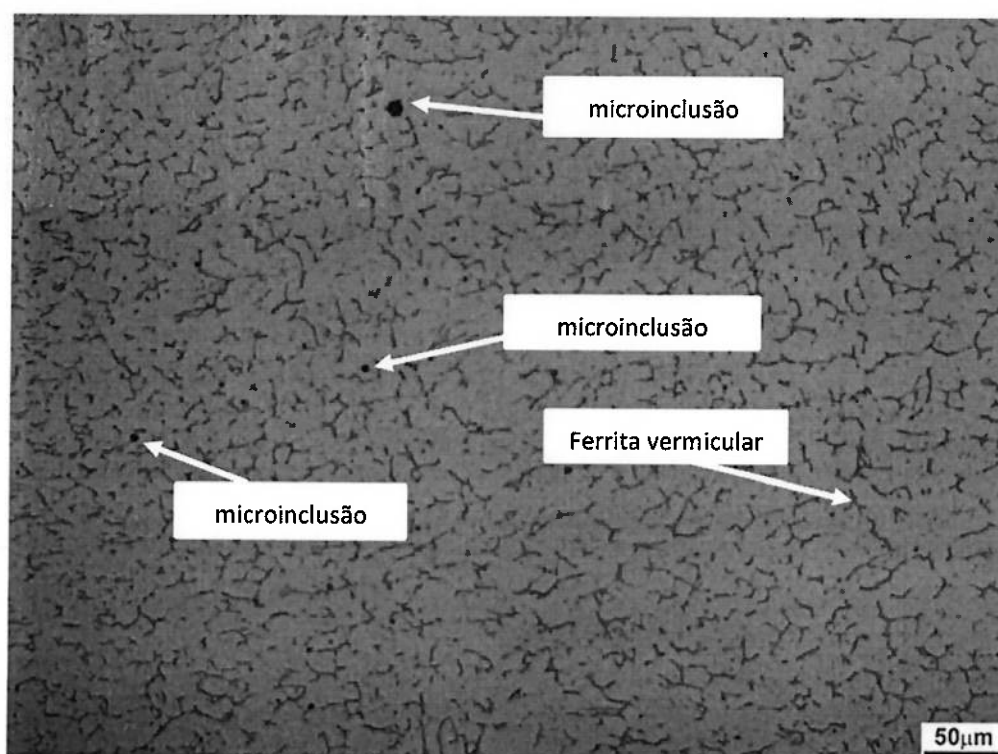


Figura 5.10 – Microestrutura do metal de solda ampliada 200x (CP3).

5.2.2 Análise Metalográfica Quantitativa de microinclusões

A tabela 5.3 apresenta as frações volumétricas de microinclusões nos metais de solda dos corpos de prova analisados encontradas nas imagens, a figura 5.10 apresenta as médias com desvio padrão das frações volumétricas de microinclusões encontradas nas análises realizadas nos corpos de prova conforme tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Fração volumétrica de microinclusões encontradas nos metais de solda.

	CP1	CP2	CP3
Amostra1	0,185%	0,100%	0,249%
Amostra2	0,213%	0,100%	0,259%
Amostra3	0,245%	0,101%	0,262%
Amostra4	0,273%	0,105%	0,278%
Amostra5	0,335%	0,108%	0,295%
Amostra6	0,369%	0,115%	0,327%
Amostra7	0,371%	0,120%	0,349%
Amostra8	0,382%	0,142%	0,354%
Amostra9	0,397%	0,149%	0,355%
Média	0,308%	0,115%	0,303%
Desv. Padrão	0,08	0,0184	0,0436

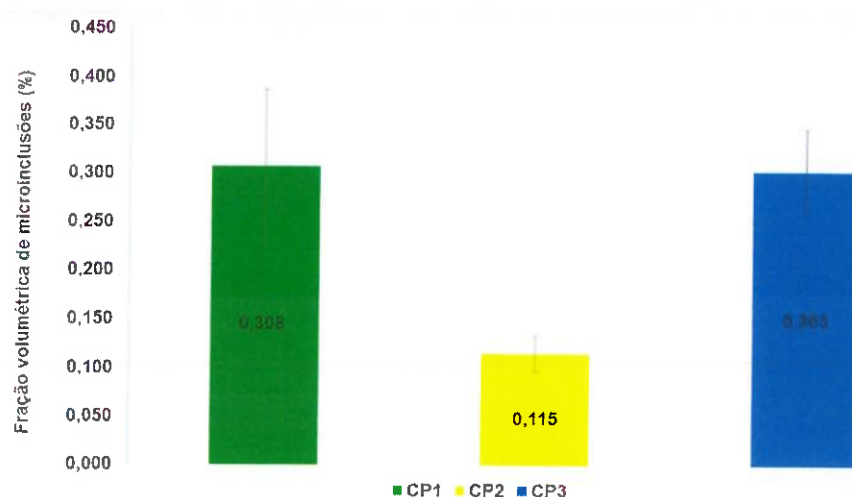


Figura 5.10- Média e desvio padrão da fração volumétrica de microinclusões no metal de solda.

Conforme apresentado na figura 5.10 o metal de solda referente ao CP1 soldado com a utilização da mistura 75% Ar+ 25% CO₂ apresentou volume médio de porcentagem de microinclusões 167,80 % maior que volume médio de porcentagem de microinclusões encontrada no metal de solda do CP2 soldado

com a utilização da mistura 98%Ar + O₂% e 1,65% maior que o volume médio de porcentagem de microinclusões CP3 soldado com a utilização do gás de proteção com 100% CO₂.

As maiores incidências de microinclusões ocorreram nos metais de solda do CP1 e CP3 conforme apresentado na figura 5.10, sendo que ambos foram soldados com gases de proteção compostos por CO₂, dessa maneira evidenciando que os teores elevados de CO₂ aumentam a quantidade de microinclusões no metal de solda, porém a utilização do gás de proteção 100% CO₂ na soldagem do CP3 não apresentou diferença significativa em relação ao CP1 que utilizou como gás de proteção a mistura 75% Ar+ 25% CO₂.

5.3 Ensaio Charpy "V"

A tabela 5.4 e a figura 5.8 apresentam os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy "V" realizados a -100°C.

Tabela 5.4 – Resultados dos ensaios de Charpy realizados -100°C.

Energia Absorvida (J)						
Temperatura	CP/Região analisada	Set's			Média	Desv. Padrão
		1	2	3		
-100°C	CP1	17	19	20	18,67	1,53
	CP2	16	15	13	14,67	1,53
	CP3	15	15	16	15,33	0,58

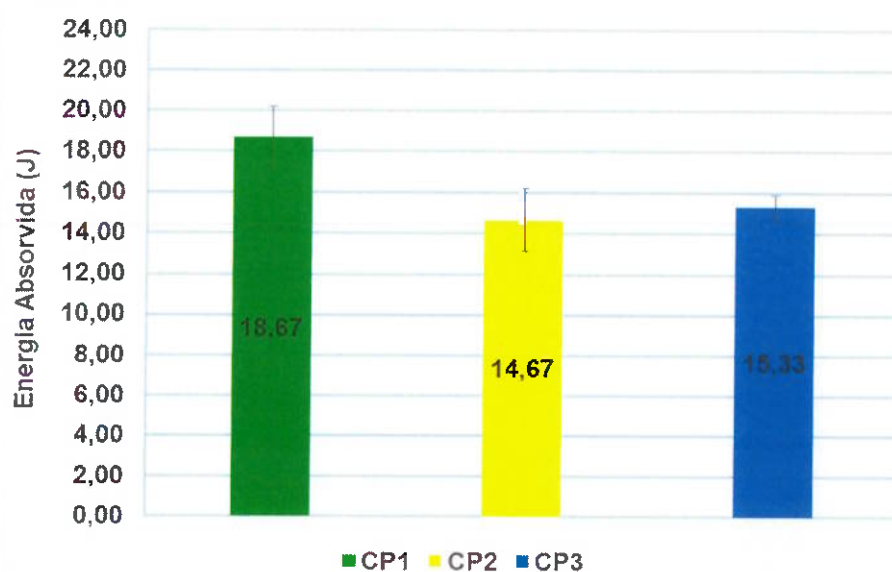


Figura 5.12- Resultado e desvio padrão do ensaio de Charpy realizado a -100°C.

O resultado do ensaio de Charpy "V" realizado na temperatura de -100°C conforme apresentado na figura 5.9 no metal de solda do CP1 que foi soldado utilizando como gás de proteção a mistura $75\%\text{Ar} + 25\%\text{CO}_2$ apresentou absorção de energia 27,26% maior que CP2 soldado utilizando como gás de proteção mistura $98\%\text{Ar} + 2\%\text{O}_2$ e 21,78% maior que o CP3 que foi soldado utilizando gás de proteção com $100\%\text{CO}_2$. Considerando a diferença do valor médio de energia absorvida entre o CP2 e CP3 ser de apenas 4,50% e a dispersão entre os valores encontrados nos ensaios não é possível afirmar que o metal de solda referente ao CP3 apresente melhor tenacidade que o CP2 na temperatura -100°C .

Conforme a tabela 5.4 os valores de energia absorvida nos três corpos de prova referentes ao CP1 apresentaram a maior dispersão com desvio padrão de 2,58 seguido dos valores de energia absorvida do CP2 que apresentou desvio padrão de 1,10 e CP3 que apresentou desvio padrão de 0,58. Apesar da dispersão dos valores de energia absorvida nos corpos de prova correspondente ao CP1 o menor valor de energia absorvida entre os três corpos de prova 17J é superior aos valores encontrados nos ensaios dos corpos de prova referentes ao CP2 e CP3 conforme tabela 5.4.

A tabela 5.5 e a figura 5.10 apresentam os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy "V" realizados a -196°C .

Tabela 5.5 – Resultados dos ensaios de Charpy realizados -196°C .

Energia Absorvida (J)						
Temperatura	CP/Região analisada	Set's			Média	Desv. Padrão
		1	2	3		
-196°C	CP1/Metal de solda	17	16	12	15,00	2,65
	CP2/Metal de solda	19	15	23	19,00	4,00
	CP3/Metal de solda	13	12	13	12,67	0,58

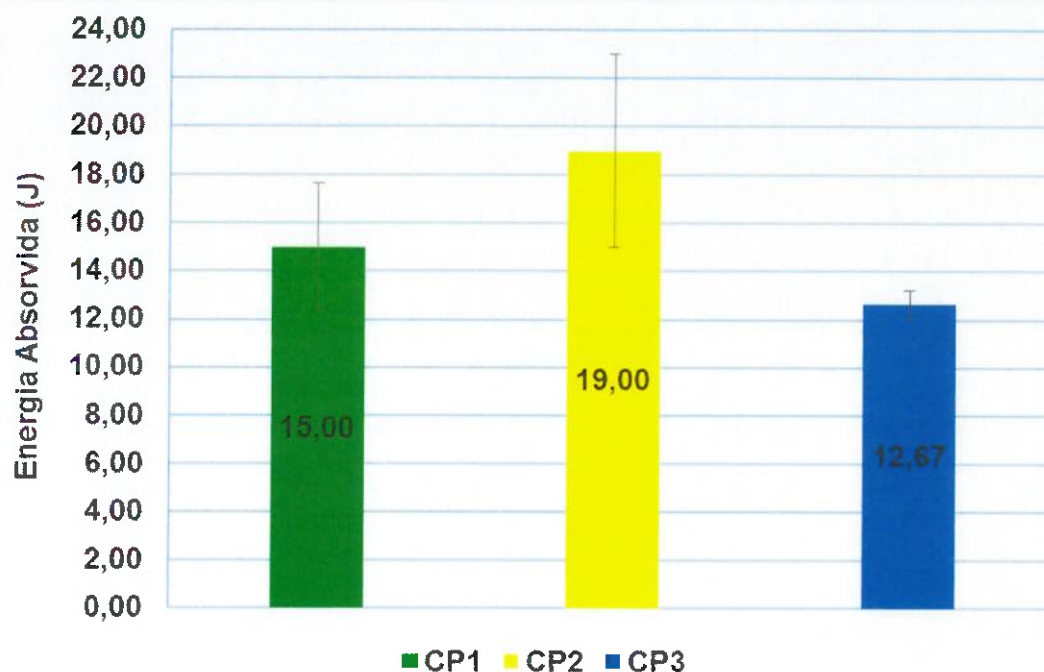


Figura 5.13 - Resultado e desvio padrão do ensaio de Charpy realizado a -196°C .

O resultado do ensaio de Charpy "V" realizado na temperatura de -196°C conforme apresentado na figura 5.9 mostra que o metal de solda do CP2 soldado com a utilização da mistura $98\%\text{Ar} + 2\%\text{O}_2$ apresentou maior valor médio de energia absorvida que os metais de solda referentes ao CP1 e CP3 que foram soldados utilizando como gás de proteção as misturas $75\%\text{Ar} + 25\%\text{CO}_2$ e $100\%\text{CO}_2$ respectivamente.

Os corpos de prova referente ao CP2 apresentaram valor médio de energia absorvida 26,67% maior que o valor médio de energia absorvida dos corpos de prova referentes ao CP1 e 49,96% maior que o valor médio de energia absorvida dos corpos de prova referentes ao CP3.

Conforme a tabela 5.5 os valores de energia absorvida nos três corpos de prova referentes ao CP2 apresentaram a maior dispersão com desvio padrão de 4,00 seguido dos valores de energia absorvida do CP1 que apresentou desvio padrão de 2,58 e CP3 que apresentou desvio padrão de 0,58. Apesar da dispersão dos valores de energia absorvida nos corpos de prova correspondente ao CP2 o menor valor de energia absorvida entre os três corpos de prova 19J é superior aos valores encontrados nos ensaios dos corpos de prova referentes ao CP1 e CP3 conforme tabela 5.5.

A análise metalográfica dos CP's mostrou que o metal de solda do CP2 apresentou menor fração volumétrica de microinclusões que o CP1 e CP3 conforme apresentado na figura 5.7, sendo assim na temperatura de -196°C a quantidade de microinclusões influenciou na tenacidade do metal de solda.

5.3.1 Expansão lateral

A tabela 5.5 e a figura 5.11 apresentam os valores de expansão lateral obtidos nos ensaios de impacto Charpy "V" realizados a -100°C .

Tabela 5.6 – Resultados da expansão lateral realizados -100°C

Expansão Lateral (mm)						
Temperatura	CP	Set's			Média	Desv. Padrão
		1	2	3		
-100°C	CP1	0,685	0,775	0,595	0,685	0,09
	CP2	0,580	0,515	0,680	0,592	0,08
	CP3	0,570	0,460	0,650	0,560	0,10

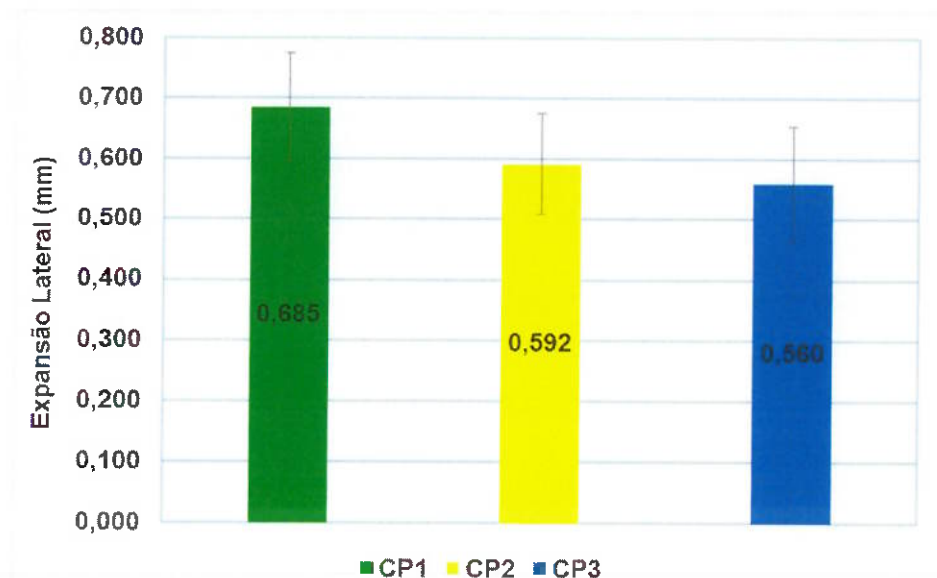


Figura 5.14 - Resultado e desvio padrão da expansão lateral realizado a -100°C

Conforme resultado da expansão lateral realizado a -100°C apresentado na figura 5.11 os metais de solda dos corpos de prova referente ao CP1 apresentaram valor médio de expansão lateral 15,56% maior que o valor médio de expansão lateral dos corpos de prova referentes ao CP2 e 22,32% maior que o valor médio de expansão lateral encontrado nos corpos de prova referentes ao CP3.

Considerando a diferença do valor médio de expansão lateral entre o CP2 e CP3 ser de apenas 5,40% e a dispersão entre os valores encontrados dos ensaios não é possível afirmar que o metal de solda referente ao CP3 apresente melhor tenacidade que o CP2 na temperatura -100°C

A tabela 5.6 apresenta os valores de expansão lateral nos três corpos de prova referentes aos CP's 1,2 e 3, sendo que o CP1 apresentou desvio padrão de 0,09, o CP2 apresentou desvio padrão de 0,08 e o CP3 apresentou desvio padrão de 0,10. Os resultados encontrados na expansão lateral confirmaram o resultado indicado pela energia absorvida indicando que o CP1 apresentou maior tenacidade.

A tabela 5.6 e a figura 5.12 apresentam os valores de expansão lateral obtidos nos ensaios de impacto Charpy "V" realizados a -196°C .

Tabela 5.7 – Resultados da expansão lateral realizados -196°C .

Expansão lateral (mm)						
Temperatura	CP	Set's			Média	Desv. Padrão
		1	2	3		
-196°C	CP1	0,725	0,505	0,430	0,553	0,15
	CP2	0,480	0,430	0,620	0,510	0,10
	CP3	0,455	0,595	0,615	0,555	0,09

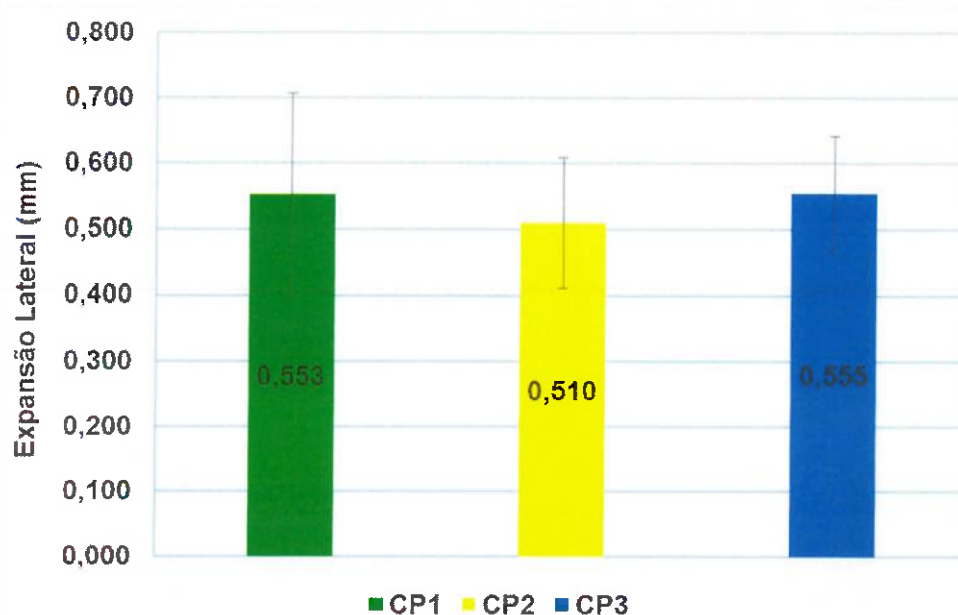


Figura 5.15 – Resultado e desvio padrão da expansão lateral realizado a -196°C .

Conforme resultado da expansão lateral realizado a -196°C apresentado na figura 5.12 os metais de solda dos corpos de prova referente ao CP3 apresentaram valor médio de expansão lateral apenas 0,36% maior que o valor médio de expansão lateral dos corpos de prova referentes ao CP1 e 8,82% maior que o valor médio de expansão lateral encontrado nos corpos de prova referentes ao CP2.

A tabela 5.7 apresenta os valores de energia absorvida nos três corpos de prova referentes aos CP's 1,2 e 3, sendo que o CP1 apresentou desvio padrão de 0,15, o CP2 apresentou desvio padrão de 0,10 e o CP3 apresentou desvio padrão de 0,09. A proximidade entre os resultados encontrados na expansão lateral do CP1 e CP3 em conjunto com os desvios padrão fazem com que o resultado da expansão lateral realizada a -196°C seja inconclusivo.

6 CONCLUSÕES.

1. O metal de solda do CP1 soldado com a mistura gasosa 75 % Ar+25 % CO₂ apresentou o melhor resultado de tenacidade no ensaio de Charpy "V" realizado na temperatura de -100°C. Sendo que o resultado obtido no CP1 27,30% maior que o CP2 e 21,78% maior que o CP3.
2. O metal de solda do CP2 soldado com a mistura gasosa 98 % Ar+2 % O₂ apresentou o melhor resultado de tenacidade no ensaio de Charpy "V" realizado na temperatura de -196°C. Sendo que o resultado obtido no CP2 é 26,70% maior que o CP2 e 49,95% maior que o CP3.
3. O tipo de gás de proteção utilizado apresenta influência sobre a quantidade de oxigênio, carbono e de microincluíções no metal de solda e quanto maior a quantidade dessas medidas no metal de solda, menor é a quantidade de energia absorvida no ensaio Charpy "V" a -196° C.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

1. Analisar a Influência dos gases de proteção na formação das microestruturas na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos;
2. Analisar a influência dos gases de proteção na tenacidade de juntas realizadas com múltiplos passes em aços inoxidáveis austeníticos.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1.COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgar Blucher, 2008. 652 p.
- 2.SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2006. 645 p.
3. OATES R. W. **Welding Handbook Materials and Applications**, American Welding Society, Eighth Edition, Vol.4 Part.2. 621 p.
- 4.LIPPOLD, John C; BROOKS, John A. **Superaustenitic Stainless Steels**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.1196-1201
- 5.PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis austeníticos: Microestrutura e Propriedades**. 1. ed. São Paulo: Hemus, 1994. 170 p.
- 6.MARSHALL, P.; **Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties**. 1. ed. New York: Elsevier Applied Science Publishers, 1984. 431 p.
- 7.OKAMOTO, H. **Alloy Phase Diagram**, ASM Metals Handbook Vol.3, Welding Brazing and Soldering – 1992, p.682.
- 8 RAYNOR, G.V.; RIVLIN, V.G. **Alloy Phase Diagram**, ASM Metals Handbook Vol.3, Welding Brazing and Soldering – 1992, p.1625 -1627
- 9.LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. 1. ed. New Jersey: WILEY-INTERSCIENCE, 2005. 357 p.
- 10.ROSSI, Boniface E. **Welding Engineering**. 1. ed. New York: Mc Graw Hill, 1954. p. 455-459
- 11.VITEK, J. M.; DAVID, S. A. The Sigma Phase Transformation in Austenitic Stainless Steels. **Welding Journal**.04/1986. Welding Research, p.106s-110s
- 12.R. A. LULA **Stainless Steel**. 1. ed. Ohio: American Society For Metals, 1986. p. 62-63
- 13.LUNDIN, C.D.; CHOU, C.P D. Fissuring in the “Hazard HAZ” Region of Austenitic Stainless Steel Welds. **Welding Journal**., 04/1985. Welding Research, p.113s-118s
- 14.LIPPOLD, John C. **Introduction to the Selection of Stainless Steels**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.1110-1111

15. OLSON, D.L. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties **Welding Journal**, 10/1985. Welding Research, p.283s-285s

- 16.KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram.**Welding Journal**., 05/1992. Welding Research, p.171s-174s

- 17.LEBRUN, Phelippe. **AN INTRODUCTION TO CRYOGENICS**. Geneva: EUROPEAN ORGANIZATION FOR NUCLEAR RESEARCH, 2007. p. 1-4

- 18.SIEWERT, T. A.; MCCOWAN, C. N. **Welding for Cryogenic Service**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.2480-2483

19. O'BRIEN, R. L. **Welding Handbook Welding Processes**, American Welding Society, Eighth Edition, Vol.2. 955 p.

20. KEN-HICKEN, Grant, **Gas-Tungsten Arc Welding**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.591-592

- 21.GRIST, J. F. et al. **Power Sources for Welding**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.92-97

- 22.HOLLIDAY, D.B. **Gas-Metal Arc Welding**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.577-579

- 23.ASME. **ASME BPVC II Part C**, Specifications For Welding Rods, Materials New York: THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2013. 888 p.

- 24.SMARTT, H.B. **Transfer of Heat and Mass to the Base Metal in Gas-Metal Arc Welding**, ASM Metals Handbook Vol.6, Welding Brazing and Soldering – 1993, p.72

- 25.BRANDI, SERGIO DUARTE; WAINER, EMÍLIO; MELLO, FÁBIO DÉCOURT HOMEM DE. **SOLDAGEM: PROCESSOS E METALURGIA**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2004. p. 19-20

- 26.SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir. **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento Melhor desempenho**. 2. ed. São Paulo: Artliber, 2008. p. 133-134

- 27.ASTM. **A240/A240M – 10**: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, USA: ASTM International, 2010. 13 p.

28. ASTM. **ASTM E23-07a**: Standard Test Methods For Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials USA: ASTM International
29. TESKE, M. **Influência da Composição do Gás de Proteção na Soldagem do Aço ASTM A516 pelo Processo GMAW**, 2006, Dissertação (Mestrado em Engenharia), Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, p.21
30. TATAGIBA, Luiz Claudio Soares; GONÇALVES, Renata Barbosa; PARANHOS, Ronaldo. **Tendências no Desenvolvimento de Gases de Proteção Utilizados na Soldagem MIG/MAG**. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 17, n. p. 218-228. 09/2012. Bimestral