

**Daniel Higashi**

Comparação entre os processos MIG pulsado e MIG com transferência controlada na qualidade de junta soldada do aço inoxidável superduplex UNS S32760.

Monografia apresentada ao Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para conclusão de curso de Especialização.

Fevereiro/2014

## **Daniel Higashi**

Engenheiro Mecânico, Escola de Engenharia Mauá - Instituto Mauá de  
Tecnologia – IMT, 2001

Comparação entre os processos MIG pulsado e MIG com transferência  
controlada na qualidade de junta soldada do aço inoxidável superduplex  
UNS S32760.

Monografia apresentada ao Programa de Educação  
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para conclusão de curso de  
Especialização.

Área de Concentração:  
Engenharia da Soldagem

Orientador:  
Professor M.Sc. André de Albuquerque Vicente

Coorientador:  
Professor Dr. Sérgio Duarte Brandi

Fevereiro/2014

### ***Deficiências,***

**'Deficiente'** é aquele que não consegue modificar sua vida, aceitando as imposições de outras pessoas ou da sociedade em que vive, sem ter consciência de que é dono do seu destino.

**'Louco'** é quem não procura ser feliz com o que possui.

**'Cego'** é aquele que não vê seu próximo morrer de frio, de fome, de miséria, e só tem olhos para seus míseros problemas e pequenas dores.

**'Surdo'** é aquele que não tem tempo de ouvir um desabafo de um amigo, ou o apelo de um irmão. Pois está sempre apressado para o trabalho e quer garantir seus tostões no fim do mês.

**'Mudo'** é aquele que não consegue falar o que sente e se esconde por trás da máscara da hipocrisia.

**'Paralítico'** é quem não conseguem andar na direção daqueles que precisam de sua ajuda.

**'Diabético'** é quem não consegue ser doce.

**'Anão'** é quem não sabe deixar o amor crescer. E, finalmente, a pior das deficiências é ser miserável, pois:

**'Miseráveis'** são todos que não conseguem falar com **DEUS**.

Mario Quintana.

## **DEDICATÓRIA**

*Dedico este trabalho a minha esposa Carla e minha filha Lara, que por todos os dias foram cúmplices, trazendo incentivo e inspirações.*

*Aos meus pais, Maria, Roberto, Olga, Sérgio, Helena e Décio, e às minhas irmãs e irmãos pela paciência e incentivo e por estarem sempre presentes em minha vida.*

*Sem eles, este desafio não teria sido concluído.*



## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço ao professor Dr. Sérgio Duarte Brandi, pela dedicação, orientação, amizade e os grandes valores em ensinamentos concedidos durante o desenvolvimento e consolidação deste curso e deste trabalho. Agradeço-o também, pelo fornecimento do metal base para a realização do experimento, além da contribuição com materiais de pesquisa.

Agradeço ao professor M.Sc. André de Albuquerque Vicente pela orientação, pela dedicação, amizade e os grandes valores em ensinamentos concedidos durante o desenvolvimento e consolidação deste trabalho. Agradeço-o também pela contribuição com materiais de pesquisa.

Agradeço ao Sr. Jaime Casanova Soeiro Júnior do Laboratório de Soldagem e Junção POLI-USP pela contribuição com materiais de pesquisa.

Agradeço ao Sr. André Bauner pela contribuição com materiais de pesquisa.

Agradeço ao Sr. Hirotaro Kobara da HIKO indústria e comércio LTDA., pela usinagem e preparação das juntas nas chapas para formar os conjuntos para as soldagens.

Agradeço a Lincoln Electric do Brasil por toda a infraestrutura e atendimento para a realização das soldagens.

Agradeço ao Sr. Carlos Faggiani, da Metrode Welding Consumables pela orientação e participação com o fornecimento do consumível para as soldagens.

Agradeço ao Sr. Hélio Correia de Macedo, da Lincoln Electric do Brasil pela execução das soldagens das chapas.

Agradeço à Sra. Zorailde Moraes, da Lincoln Electric do Brasil pela participação na organização dos experimentos de soldagem.

Agradeço à Srta. Karine d`Avila Zaccari, da Lincoln Electric do Brasil pela participação e organização dos experimentos de soldagem. Agradeço-a também pela contribuição com materiais de pesquisa.

Agradeço à Teamlab pela realização dos ensaios de metalografia, micrografia e os ensaios mecânicos.

Agradeço ao Sr. Plísio Machado Toledo Jr., Gerente do Controle de Qualidade na Bemart, pela contribuição com materiais de pesquisa e informações práticas relacionadas a soldagem.

Agradeço ao Sr. José Roberto Mendes da Silva, presidente do Grupo Bardella S.A. Indústrias Mecânicas, pelo incentivo e apoio à educação.

Agradeço ao Sr. Eduardo Fantin, diretor comercial na Bardella S.A. Indústrias Mecânicas pelo apoio à educação.

Agradeço ao Sr. Rubens Geraldo Gunther, diretor de operações de fabricação na Bardella S.A. Indústrias Mecânicas pelo apoio à educação.

Agradeço ao Sr. Wilson Joaquim Bernardi Gerente da Qualidade na Bardella S.A. Indústrias Mecânicas, pelo apoio à educação.

## **CURRICULUM VITAE**

**Daniel Higashi**  
Engenheiro Mecânico

### **Formação**

- **Escolaridade**

- Superior: Engenharia de Mecânica – Escola de Engenharia Mauá – 2001
- Médio: Técnico em Mecânica – E.T.E. – Getúlio Vargas - 1992

- **Cursos complementares**

- Grupo motopropulsor - Homologação ANAC
- Inspeção boroscópica em motores aeronáuticos - Boeing
- Metrologia avançada – Mitutoyo
- Especialização em motores aeronáuticos Boeing 737 e 767 – Transbrasil/Boeing
- Análise, melhorias e gestão de processos – RJV Consultoria

### **Histórico Profissional**

- **Bardella S.A. Indústrias Mecânicas**

- Gestor da Qualidade para fornecedores
- Gerenciamento de Contratos
- Gestor de processos

- **Transbrasil Linhas Aéreas Ltda.**

- Inspetor de Manutenção de Motores aeronáuticos

## **RESUMO**

Os aços inoxidáveis são ligas à base de ferro que apresentam, pelo menos, 10,5% em peso de Cr em suas composições químicas. Este valor corresponde ao menor percentual de Cr em peso na liga, necessário para garantir a formação de uma camada superficial de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  impermeável ao  $\text{O}_2$  presente na atmosfera, impedindo assim a oxidação do metal base.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são, basicamente, ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N que apresentam microestrutura bifásica formada por ferrita e austenita em proporções aproximadamente iguais a 50 %, o que lhes confere a designação "duplex".

Os aços inoxidáveis duplex apresentam resistência à corrosão e propriedades mecânicas superiores quando comparados aos aços inoxidáveis convencionais. Estas características justificam a sua aplicação em ambientes altamente agressivos.

A soldagem dos aços inoxidáveis duplex é complexa. A junta soldada deverá apresentar frações volumétricas de ferrita e austenita próximas a 50 %, garantindo assim as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão diferenciadas. A precipitação de fases deletérias na junta soldada deve ser evitada.

O objetivo deste trabalho é estudar comparativamente os processos de soldagem MIG pulsado e MIG com transferência controlada no passe de raiz, utilizando-se como metal base o aço inoxidável superduplex UNS S32760.

Para a confecção das juntas soldadas utilizou-se o mesmo consumível ER2594, conforme a Norma AWS 5.9, tanto no passe de raiz como para o enchimento das juntas. O diâmetro do consumível utilizado foi 1,2 mm. Como gás de proteção utilizou-se a mistura Argônio e  $\text{CO}_2$  na proporção de 98 % Argônio e 2 %  $\text{CO}_2$ . Como gás de purga nos passes de raiz utilizou-se o gás Argônio puro.

As juntas soldadas foram caracterizadas através de ensaios mecânicos, microscopia óptica, microdureza Vickers e ensaio de corrosão, comparando-se os resultados obtidos para ambos os processos de soldagem.

Os resultados demonstraram que o processo de soldagem MIG com transferência controlada proporcionou o melhor balanceamento da microestrutura resultando em melhores resultados nos ensaios mecânicos.

## **ABSTRACT**

Stainless steels are iron based alloys that exhibit at least 10.5% by weight of Cr in their chemical compositions. This value corresponds to the lowest percentage by weight of Cr in the alloy, necessary to ensure the formation of a surface layer of  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  impermeable to  $\text{O}_2$  of the atmosphere, thus preventing the oxidation of the base metal.

The duplex stainless steels (DSS) and super duplex stainless steels (SDSS) are basically Fe-Cr-Ni-Mo-N alloys that exhibit biphasic microstructure consisting of ferrite and austenite in approximately equal proportions to 50 %, giving them the designation "duplex".

Duplex stainless steels have corrosion resistance and superior mechanical properties when compared to conventional stainless steels. These features justify their use in highly aggressive environments.

The welding of stainless steels is complex. The weld shall present volume fractions of ferrite and austenite close to 50 %, thus ensuring the differentiated mechanical properties and corrosion resistance. The precipitation of deleterious phases in the welded joint must be avoided.

The objective of this work is to study, comparatively, the pulsed MIG and controlled short circuit transfer MIG welding processes at the root pass, using as base metal stainless steel UNS S32760 super duplex.

To manufacture the joints the same welding consumable ER2594 according to AWS 5.9 was used in the root passes and to fill the joints. The diameter of the welding consumable used was 1,2 mm. Argon and  $\text{CO}_2$  mixture at a ratio of 98 % Ar and 2 %  $\text{CO}_2$  was used as the shielding gas. Pure argon was used as the purge gas in the root passes.

The welding joints were characterized by mechanical testing, optical microscopy, Vickers hardness and corrosion test, comparing the results obtained for both welding processes.

The results demonstrate that the controlled short circuit transfer MIG welding process provided the best balance of the microstructure resulting in improved results in the mechanical tests.

## **LISTA DE FIGURAS**

Figura 2.1:Humphry Davy`s – descobriu o arco elétrico [1].	2
Figura 2.2:Nikolay Benardos (1842 – 1905), Ucraniano responsável por mais de 200 invenções na área de soldagem[1].	3
Figura 2.3:Patente No. 363.320 do dispositivo de soldagem de N. di Bernardos e S. Olszewski, 1887 [2, 4].	4
Figura 2.4:Cronologia da evolução dos processos de soldagem [5, 7].	6
Figura 2.5: Divisão típica dos processos de soldagem segundo a natureza da união [5, 6].	7
Figura 2.6:Escala dos comprimentos de ondas dos espectros de radiações eletromagnéticas utilizadas em algumas aplicações industriais, inclusive na soldagem. Adaptado de [8, 30].	11
Figura 2.7:Comportamento da tensão e da corrente elétrica em uma máquina de soldagem durante a abertura do arco elétrico. Adaptado de [5, 13].	16
Figura 2.8:Representação esquemática das quedas de tensões do arco elétrico para soldagem no processo com eletrodo permanente (TIG com argônio), operando com polaridade direta e eletrodo negativo. Adaptado de [5, 16 e 17]. Onde: $V_{cat}$ = queda de tensão catódica; $V_{col}$ = queda de tensão na coluna do arco elétrico; $V_{an}$ = queda de tensão anódica e $V_{arco}$ = queda de tensão do arco elétrico.	16
Figura 2.9:Representação esquemática do agrupamento de partículas que constituem a coluna de plasma do arco elétrico para soldagem no processo com eletrodo permanente (TIG), operando com polaridade direta. Adaptado de [5, 12].	18
Figura 2.10:Configuração esquemática do arco elétrico para soldagem no processo com eletrodo permanente (TIG), operando com polaridade direta e eletrodo negativo. Adaptado de [5, 8].	19
Figura 2.11:Curvas experimentais relacionando o comprimento e tensão do arco elétrico para o processo GTAW com Argônio como gás de proteção. Adaptado de [10].	20
Figura 2.12:Esquema do conjugado de forças de origem eletromagnéticas que atuam sobre o arco e na gota, em função da polaridade do processo. Adaptado de [5].	23
Figura 2.13:Esquema das componentes da força de pressão eletromagnética que incidem sobre a gota e a indicação da relação de áreas do condutor. Adaptado de [5, 75].	25
Figura 2.14:Curvas experimentais de eficiência do arco e dos rendimentos térmicos de alguns processos de soldagem. Adaptado de [5, 28, 31]. Curvas experimentais de eficiência do arco e dos rendimentos térmicos de alguns processos de soldagem. Adaptado de [5, 28, 31].	28
Figura 2.15:Comportamento do escoamento de calor em função da espessura do material. Adaptado de [31, 32].	33
Figura 2.16:Esquema da distribuição tridimensional de temperatura na soldagem e a representação das Isotermas. Adaptado de [32].	35
Figura 2.17:Característica do fluxo de calor em função da espessura relativa ( $\tau$ ). Adaptado de [31].	36
Figura 2.18:Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos da junta soldada tipo topo-a-topo [43, 44].	38
Figura 2.19:Repartição térmica de uma junta soldada tipo topo-a-topo [43, 44].	39



Figura 2.20:Exemplos dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da raiz de uma solda multipasse em uma junta do tipo topo-a-topo [43, 44].	39
Figura 2.21:Efeitos da corrente de soldagem na variação de volume e massa das gotas, na transferência metálica do processo MIG. Adaptado de [5, 24].	44
Figura 2.22:Efeitos da corrente de transição sobre o comportamento das gotas segundo a variação do volume e a quantidade na transição dos modos de transferência metálica [5, 36]. Condição estabelecidas para a obtenção do gráfico foram eletrodo de aço carbono, com diâmetro de 1,6mm; corrente contínua polaridade reversa (CCPR); gás de proteção argônio com 1% de oxigênio; comprimento do arco de 6mm [5, 36].	45
Figura 2.23:Efeitos da geometria do eletrodo na corrente de transição nos modos de transferência metálica por pulverização axial e rotacional [30].	46
Figura 2.24:Esquema ilustrativo dos modos de transferência metálica e suas variações. Adaptado de [32, 38, 39].	47
Figura 2.25:Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica globular e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].	49
Figura 2.26:Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica por curto-circuito e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].	50
Figura 2.27:Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica por pulverização axial e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].	51
Figura 2.28:Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica por arco pulsado e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].	52
Figura 2.29:Esquema ilustrativo do processo MIG/MAG [5].	54
Figura 2.30:Efeito da polaridade no processo MIG/MAG no formato e na diluição do cordão de solda [5, 40].	55
Figura 2.31:Efeito dos gases e misturas de proteção, usualmente aplicado no processo MIG, nos formatos dos cordões de solda [5, 36].	55
Figura 2.32:Correlação entre taxa de fusão, velocidade de alimentação e corrente de soldagem para diversos diâmetros de eletrodos nus de aço inoxidável da série 300 [5, 42].	57
Figura 2.33: Ilustração esquemática do formato da onda da corrente elétrica de soldagem do processo MIG pulsado "RapidArc". Adaptado de [48].	60
Figura 2.34:Ilustração esquemática do formato da onda da corrente elétrica de soldagem do processo MIG com transferência controlada "STT". Adaptado de [50].	63
Figura 2.35:Diagrama de equilíbrio Fe-Cr. Adaptado de [56, 76, 77].	67
Figura 2.36: Diagrama de equilíbrio ternário Fe-Cr-Ni. Adaptado de [54, 56, 78].	68
Figura 2.37:Diagrama de distribuição da família dos aços inoxidáveis da série 300, basicamente austeníticos [61].	73
Figura 2.38:Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico tipo AISI 304. Adaptado de [56].	74
Figura 2.39:Diagrama de distribuição da família dos aços inoxidáveis da série 400 ferríticos e martensíticos [61].	75
Figura 2.40:Microestrutura típica do aço inoxidável martensítico AISI 410, temperado e revenido [56].	76
Figura 2.41:Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 409, recozido [56].	78
Figura 2.42:Microestruturas típicas de um aço inoxidável endurecido por precipitação – 17-4PH, laminado à quente (UNS 17400) em (a) recozido à 1040°C, apresenta ferrita na matriz martensítica; (b) recozido acima de 482°C, apresenta ferrita precipitada na matriz martensítica [56, 79].	79



Figura 2.43:Microestruturas típicas de um aço inoxidável duplex Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N. Metal base ataque eletrolítico com 40% NaOH. Matriz ferrítica em tons de cinza escuro e ilhas de austenita em tons de cinza claro. Em (a) planos orientados paralelamente ao sentido de laminação; (b) transversal ao sentido de laminação; (c) vista por cima (planta) [54].	82
Figura 2.44:Microestruturas típicas de um aço inoxidável duplex Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N, nas três direções da chapa. Ataque eletrolítico com 10% de ácido oxálico. Matriz ferrítica em tons de cinza escuro e ilhas de austenita em tons de cinza claro. Aumento de 500X [51, 52].	83
Figura 2.45:Comportamento do limite de escoamento em função do teor de ferrita e das temperaturas de ensaio, para um aço inoxidável UNS S31803 [51, 82].	87
Figura 2.46:Comportamento da tenacidade em função do teor de ferrita e das temperaturas de ensaio, para um aço inoxidável UNS S31803, através do ensaio de impacto Tipo Charpy [51, 82].	88
Figura 2.47: Comportamento do limite de resistência em função do teor de ferrita e das temperaturas de ensaio, para um aço inoxidável UNS S31803 [51, 82].	89
Figura 2.48:- Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex [44, 45, 60].	90
Figura 2.49: Diagrama pseudobinário esquemático para aços inoxidáveis, que ilustra os diferentes modos de solidificação e seus respectivos elementos nas microestruturas [56, 83].	91
Figura 2.50:Diagrama esquemático da morfologia da microestrutura da zona de fusão para aços inoxidáveis, com base no modo de solidificação austenítico-ferrítico [56, 83].	92
Figura 2.51:Diagrama esquemático da morfologia da microestrutura da zona de fusão para aços inoxidáveis, com base no modo de solidificação ferrítica-austenítica. Em (a) ferrita acicular e (b) morfologia vermicular [56, 83].	93
Figura 2.52:Esquema dos modos de solidificação e morfologia das microestruturas, segundo a relação de $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ [51, 84, 85].	95
Figura 2.53:Diagrama representativo de um pseudobinário da região de altas temperaturas de algumas ligas de aços inoxidáveis comerciais, segundo a relação de $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ [56].	96
Figura 2.54:Diagrama de Schaeffler, ilustrando as janelas operacionais para as ligas dos aços inoxidáveis, segundo a composição química avaliada através do conceito de $Cr_{eq}$ e $Ni_{eq}$ [53].	97
Figura 2.55:Diagrama de Schaeffler, ilustrando as janelas operacionais para as ligas comerciais dos aços inoxidáveis, segundo a composição química avaliada através do conceito de $Cr_{eq}$ e $Ni_{eq}$ [55].	97
Figura 2.56:Diagrama esquemático do ciclo térmico na ZAC, próximo a linha de fusão de um AID com uma alta relação de $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , para temperatura acima da solvus na ferrita [56, 86].	98
Figura 2.57:Efeito da energia de soldagem (a) sobre o crescimento dos grãos, durante o tempo acima da temperatura de "solvus" da ferrita; e em (b) sobre a quantidade de ferrita (FN) na ZAC, nos AID e AISD [56, 87].	99
Figura 2.58: Efeito de alguns elementos de liga na formação de alguns precipitados [56, 88].	102
Figura 2.59:Representação das fases presentes nas microestruturas dos AID e AISD que podem causar fragilização [51, 89].	103

Figura 2.60:Exemplo de precipitação da fase sigma. Micrografia do AID UNS S31803 após tratamento térmico a 850°C por 8h. Microscopia eletrônica de varredura e ataque eletrolítico com ácido oxálico e aumento de 2020x [51].	104
Figura 2.61:Solubilidade do nitrogênio na ferrita e na austenita, em função da temperatura [56].	105
Figura 2.62:Esquemas ilustrativos (a) efeitos da energia de soldagem e da taxa resfriamento sobre o tipo de precipitação e (b) curva TTT com os efeitos da taxa de resfriamento sobre as precipitações de fases deletérias [58].	108
Figura 2.63:Esquema ilustrativo dos efeitos dos elementos de liga sobre a curva de polarização anódica do aço inoxidável [51, 90].	110
Figura 4.1:Foto ilustrativa da configuração das chapas para a formação do conjunto soldado de teste, CP A. Raiz MIG pulsado e enchimento MIG pulsado.	117
Figura 4.2:Foto ilustrativa da configuração das chapas para a formação do conjunto de teste, CP B. Raiz STT e enchimento MIG pulsado.	117
Figura 4.3:Foto ilustrativa da configuração dos chanfros das chapas para a formação dos conjuntos soldados de testes CP A e B.	118
Figura 4.4:Foto ilustrativa da configuração do equipamento de soldagem. MIG pulsado e transferência controlada por curto-circuito STT.	120
Figura 4.5:Croqui ilustrativo da configuração dos CP`s com as dimensões para o ensaio de corrosão, conforme ASTM G48, método A.	125
Figura 4.6:Fotos ilustrativas em (a) e (b) os CP`s para o ensaio de corrosão, em (c) balança de precisão e (d) CP`s imersos nas soluções para início do ensaio, conforme ASTM G-48, método A.	126
Figura 4.7:Fotos ilustrativas em (a) e (b) os conjuntos dos CP`s para o ensaio de impacto, para cada solda, em (c) e (d) detalhes dos entalhes de cada conjunto de CP`s e em (e) CP`s do metal base.	128
Figura 4.8:Fotos ilustrativas em (a) equipamento do ensaio de impacto tipo martelo pendular, (b) projetor de perfil e (c) e (d) "display" do termômetro digital e a cuba de resfriamento dos CP`s, respectivamente, para o ensaio de impacto.	129
Figura 4.9:Foto ilustrativa do equipamento do ensaio de dobramento guiado.	130
Figura 5.1:Fotos (a) CP A após o ensaio de dobramento guiado e (b) CP B após o ensaio de dobramento guiado, ambos isentos de descontinuidades.	134
Figura 5.2: (a) Croqui da distribuição e localização dos pontos do mapeamento da dureza Vickers, (b) foto do CP A com parte das impressões abrangendo o metal de solda e parte da ZAC e (c) foto do CP B com parte das impressões abrangendo o metal de solda e parte da ZAC.	136
Figura 5.3:(a) macrografia da solda do conjunto soldado de teste A (b) macrografia do conjunto soldado de teste B.	137
Figura 5.4:Micrografia da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.	139
Figura 5.5: Micrografia da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado.	139
Figura 5.6:Micrografia da ZAC, próxima da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.	140
Figura 5.7:Micrografia da ZAC, próxima da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado.	140
Figura 5.8:Micrografia da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.	141

Figura 5.9:Micrografia da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. ....	141
Figura 5.10:Micrografia da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.....	142
Figura 5.11:Micrografia da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. ....	142
Figura 5.12:Micrografia do CP referente ao metal base, extraído do sentido transversal ao sentido de laminação da chapa original. ....	143
Figura 5.13:Micrografia para contagem de ferrita da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado. Ferrita 66%. ....	145
Figura 5.14:Micrografia para contagem de ferrita da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 52%. ....	145
Figura 5.15:Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima à face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 63%. ....	146
Figura 5.16:Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima à face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com MIG pulsado. Ferrita 63%. ....	146
Figura 5.17: Micrografia para contagem de ferrita da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 52%. ....	147
Figura 5.18: Micrografia para contagem de ferrita da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 47%. ....	147
Figura 5.19: Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 64%. ....	148
Figura 5.20: Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 59%. ....	148
Figura 5.21: Micrografia para contagem de ferrita do CP referente ao metal base, extraído do sentido transversal ao sentido de laminação da chapa original. Ferrita 54%. ....	149
Figura 5.22:Comportamento da energia de soldagem, em ambos os processos, para preenchimento total das juntas soldadas.....	152
Figura 5.23:Comportamento da energia de soldagem, em ambos os processos, para o passe de raiz das juntas soldadas. ....	152
Figura 5.24:Comportamento da potência do arco elétrico, em ambos os processos, para o preenchimento total das juntas soldadas. ....	153
Figura 5.25:Comportamento da potência do arco elétrico, em ambos os processos, no passe de raiz das juntas soldadas. ....	153



## **LISTA DE TABELAS**

Tabela 2.1:Potencial de Ionização de gases ou vapores [5, 9].	13
Tabela 2.2:Função trabalho termiônico ( $\Phi$ ) de alguns elementos químicos (em eV) [5, 9].	17
Tabela 2.3:Forças predominantes que agem nos processos de soldagem à fusão. Adaptado de [5, 15].	22
Tabela 2.4:Classificação do modo de transferência metálica conforme a IIW [11].	41
Tabela 2.5:Efeitos dos parâmetros de processo nas faixas de corrente de transição e na taxa de deposição. Adaptado de [5, 35].	43
Tabela 2.6: Características gerais dos modos de transferência metálica no processo MIG. Adaptado de [5].	54
Tabela 2.7:Sugestão de seleção de gases e misturas de proteção para soldagem com transferência por pulverização axial [5, 41].	56
Tabela 2.8:Sugestão de seleção de gases e misturas de proteção para soldagem com transferência por curto-circuito [5, 41].	56
Tabela 2.9:Composição química dos AID e AISD mais comuns. Adaptado de [54].	80
Tabela 2.10:Propriedades mecânicas dos AID e AISD mais comuns. Adaptado de [54].	81
Tabela 2.11:Composição química dos AID mais comuns, em destaque, os AISD. Adaptado de [52].	84
Tabela 2.12:Comparação do comportamento à deformação entre a ferrita e a austenita. Adaptado de [51, 80].	86
Tabela 2.13:Comparação dos valores da constante $k_y$ da equação de "Hall-Petch" para três tipos de aços inoxidáveis [51, 81].	87
Tabela 2.14:Composição química nominal de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-2006 [62].	114
Tabela 4.1:Dimensões e quantidades das chapas de testes.	116
Tabela 4.2:Composição química do metal de base utilizado [60].	116
Tabela 4.3:Propriedades mecânicas do metal de base utilizado, conforme a Norma ASTM A240/A240M-2010 [64].	118
Tabela 4.4:Composição química do metal de adição.	119
Tabela 4.5:Propriedades mecânicas do metal de adição utilizado [65].	119
Tabela 4.6:Parâmetros de soldagem do processo MIG pulsado. Chapa de teste A.	121
Tabela 4.7:Parâmetros de soldagem do processo MIG com transferência controlada para o passe de raiz e MIG pulsado para demais passes. Chapa de teste B.	122
Tabela 4.8:Dimensões dos CP's para o ensaio de corrosão, conforme ASTM G48, método A.	125
Tabela 5.1:Resultados do Ensaio de Impacto Charpy do metal base, do processo MIG pulsado e do MIG com transferência controlada para o passe de raiz.	133
Tabela 5.2:Resultados do Ensaio de dobramento guiado.	134
Tabela 5.3:Resultados do mapeamento de dureza Vickers.	136
Tabela 5.4:Frações volumétricas de ferrita. Contagem de ferrita pelo programa "AnalySIS".	144
Tabela 5.5: Resultados do ensaio de corrosão, após 72h à 20°C.	149
Tabela 5.6:Energia de soldagem média em cada passe de soldagem para ambos os processos.	150
Tabela 5.7:Potência média aritmética do arco elétrico aplicada para ambos os processos.	151

## **LISTA DE EQUAÇÕES**

Equação 1:	Energia do processo de soldagem por feixe de elétrons	Pág.09
Equação 2:	Quantidade de calor do processo de soldagem por resistência elétrica	Pág.10
Equação 3:	Taxa de emissão de elétrons	Pág.18
Equação 4:	Razão entre a função termiônica e a constante de Boltzman	Pág.18
Equação 5:	Força peso da gota esférica	Pág.24
Equação 6:	Força da tensão superficial	Pág.24
Equação 7:	Força eletromagnética	Pág.25
Equação 8:	Pressão do arco sobre a gota	Pág.26
Equação 9:	Força de arraste	Pág.27
Equação 10:	Quantidade de energia total (Qt)	Pág.28
Equação 11:	Quantidade de energia líquida (Ql)	Pág.28
Equação 12:	Aporte de calor total (Ht)	Pág.30
Equação 13:	Aporte de calor líquido (Hl) "Heat Input"	Pág.30
Equação 14:	Equação Fundamental da transferência de calor	Pág.30
Equação 15:	Equação básica de Fourier (estudos dos fenômenos térmicos da soldagem)	Pág.31
Equação 16:	Equação da espessura relativa da chapa "tau" ( $\tau$ )	Pág.32
Equação 17:	Equação do deslocamento da fonte de calor em regime quase-estacionário ( $\omega$ )	Pág.33
Equação 18:	Equação que rege o regime quase-estacionário para escoamento térmico tridimensional	Pág.34

- Equação 19: Equação que rege as temperaturas das isotermas na soldagem de espessuras grossas Pág.34
- Equação 20: Equação que rege o regime quase-estacionário para escoamento térmico bidimensional Pág.35
- Equação 21: Equação que rege as temperaturas das isotermas na soldagem de espessuras finas Pág.35
- Equação 22: Equação da velocidade de resfriamento para escoamento tridimensional (chapa grossa) Pág.38
- Equação 23: Equação da velocidade de resfriamento para escoamento bidimensional (chapa fina) Pág.38
- Equação 24: Equação para cálculo do Cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) Pág.70
- Equação 25: Equação para cálculo do Níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) Pág.70
- Equação 26: Equação para o cálculo do "pitting resistance equivalent" ( $PRE_N$ ) Pág.84
- Equação 27: Equação para o cálculo do "pitting resistance equivalent", com a presença do elemento de liga Tungstênio (W) ( $PRE_W$ ) Pág.84
- Equação 28: Equação de "Hall-Petch", que determina o Limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), em função do tamanho do grão da microestrutura do material ( $K_y$ ) Pág.86
- Equação 29: Equação da perda de massa, conforme Norma ASTM G-48, método A Pág.126

**LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS**

A:	Ampères, unidade de medida de corrente elétrica
Å:	Angstrom, unidade de medida de comprimento de onda eletromagnética
AID:	Aço inoxidável duplex
AISD:	Aço inoxidável superduplex
AISI:	American Iron and Steel Institute
ASTM:	American Society For Testing And Materials
AWS:	American Welding Society
ASME:	American Society of Mechanical Engineers
Al:	Alumínio
CCC:	Cúbico de corpo centrado
CFC:	Cúbico de face centrado
C:	Carbono
CCT	Temperatura de corrosão em frestas
CCPI:	Corrente Contínua Polaridade Inversa
CCPD:	Corrente Contínua Polaridade Direta
Cd:	Coeficiente de arraste
$c^2$ :	Constante de capilaridade do material
c:	Calor específico do material no estado sólido
CE:	Carbono Equivalente
Cl <sup>-</sup>	Íon cloreto
CO:	Monóxido de Carbono

CP`s:	Corpos de provas
CPT	Temperatura crítica de corrosão por pite
Cr:	Cromo
Cr <sub>eq</sub> :	Cromo equivalente
CTAR:	Corrente de Transição de pulverização Axial para Rotacional
CTGA:	Corrente de Transição de Globular para pulverização Axial
CST:	Corrosão sob tensão
Cu	Cobre
e <sub>e</sub> :	Carga do elétron
E:	Potencial de aceleração dos elétrons
EBI	Extra baixo intersticiais
eV:	elétron-volts, unidade de medida de potencial de ionização
Fe	Ferro
FN:	Quantidade de Ferrita, "Ferrite Number"
GMAW:	Gas Metal Arc Welding
GTAW:	Gas Tungsten Arc Welding
g:	Aceleração da gravidade
H:	Energia de soldagem
H <sup>+</sup> :	Íon de Hidrogênio
H <sub>t</sub> :	Energia de soldagem total
H <sub>l</sub> :	Energia de soldagem líquida
H <sub>2</sub> :	Gás de Hidrogênio
H <sub>2</sub> O:	Água
H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> :	Ácido sulfúrico



I:	Corrente elétrica
IIW:	International Institute of Welding
Ib:	Corrente de base
Ip:	Corrente de pulso
J:	Joule
K:	Constante de Boltzman
Ky:	Constante de proporcionalidade do material
LE:	Limite de Escoamento
LR:	Limite de Resistência
LBW:	Laser Beam Welding
MIG:	Metal Inert Gas
MAG:	Metal Active Gas
Mn:	Manganês
Mo:	Molibdênio
MB:	Metal Base
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> :	Carboneto
N:	Nitrogênio
N <sub>2</sub> :	Gás de Nitrogênio
Ni:	Níquel
N <sub>ieq</sub> :	Níquel equivalente
NaCl:	Cloreto de Sódio
NaOH:	Hidróxido de sódio
Nb:	Nióbio
Norsok:	Norsok Standard

O:	Oxigênio
O <sub>2</sub> :	Gás Oxigênio
P:	Fósforo
PRE:	Índice de resistência à corrosão por pites "Pitting resistance equivalent"
pH:	Potencial de Hidrogênio, indicador de acidez
Q:	Quantidade de energia do processo feixe de elétrons
Qt:	Energia total do equipamento à arco
Ql:	Energia líquida do equipamento à arco
S:	Enxofre
Si:	Silício
STT:	Surface Tension Transfer
T:	Temperatura
Tc:	Temperatura crítica
t:	tempo
Ta:	Tântalo
Ti:	Titânio
TIG:	Tungsten Inert Gas
TCC:	Tetragonal de corpo centrado
U:	Velocidade do gás de proteção com relação à gota
V:	Tensão
Va:	Vanádio
ZAC:	Zona Afetada pelo calor

ZF:	Zona fundida
W:	Tungstênio
$\omega$ :	Coordenada móvel
$\eta$ :	Rendimento
$v$ :	Velocidade de avanço da fonte de calor(velocidade de soldagem)
$\rho$ :	Densidade do material
$\rho_g$ :	Densidade da gota
$\alpha$ :	Ferrita, alfa
$\alpha'$ :	Ferrita secundária, alfa linha
$\gamma$ :	Austenita, gama
$\gamma'$ :	Austenita secundária, gama linha
$\Upsilon$ :	Tensão superficial
$\tau$ :	Espessura relativa, adimensional "Tau"
$\Delta t_{12-8}$	Velocidade de resfriamento da faixa de temperaturas críticas entre 1200°C até 800°C
$\delta$ :	Ferrita delta
$\sigma$ :	Fase sigma
$\Phi$ :	Função trabalho termiônico
$\theta$ :	Ângulo
$\lambda_T$ :	Condutibilidade térmica do material
$\Psi(a/c)$ :	Função constante de tensão superficial relacionada ao dimensional
$\chi$ :	Fase Chi

## Sumário

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS .....	iii
CURRICULUM VITAE.....	vi
LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	xiv
LISTA DE EQUAÇÕES.....	xv
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA. ....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA. ....	2
2.1. Histórico dos processos de soldagem com arco elétrico. ....	2
2.2 Física e metalurgia da soldagem. ....	7
2.2.1 Energia de soldagem, eficiência térmica dos processos de soldagem e história térmica.....	26
2.3 Transferência metálica nos processos de soldagem com arco elétrico...40	
2.3.1 <i>Influência da forma da onda da corrente elétrica na Transferência metálica no processo de soldagem MIG.</i> .....	47
2.4 Processo de soldagem MIG pulsado (GMAW-P) Pulsed Gas Metal Arc Welding e MIG com transferência controlada por curto-circuito. ....	52
2.4.1 Formato de onda característica da corrente de soldagem do processo MIG pulsado "Rapidarc". ....	59
2.4.2 formato da onda característica da corrente de soldagem do processo MIG com transferência controlada "STT". ....	61
2.5. Aços Inoxidáveis.....	63
2.5.1. Aços inoxidáveis austeníticos.....	71
2.5.2. Aços inoxidáveis superausteníticos.....	74
2.5.3. Aços inoxidáveis martensíticos.....	74
2.5.4. Aços inoxidáveis ferríticos .....	76
2.5.5. Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação .....	78
2.5.6. Aços inoxidáveis duplex e superduplex.....	79
2.6. Soldabilidade do aço inoxidável duplex e superduplex. ....	100
2.6.1 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex e superduplex .....	101
2.6.2 Resistência à corrosão nos aços inoxidáveis duplex e superduplex. ....	109
2.7 Caracterização dos consumíveis de soldagem usualmente aplicados para aços inoxidáveis.....	113
3. OBJETIVOS. ....	115
4. MATERIAIS E MÉTODOS. ....	116
4.1 Preparação das chapas de testes para soldagem.....	116
4.2 Definição dos parâmetros de soldagem para o processo MIG pulsado....	120
4.3 Definição dos parâmetros de soldagem MIG com transferência controlada.	122
4.4 Análise macroestrutural e microestrutural. ....	123
4.5 Teste de resistência à corrosão por fissura e sulcos (PRE), conforme a Norma ASTM G-48-pática a [71].....	124
4.6 Análise da fração volumétrica de ferrita e austenita, conforme a Norma ASTM E-562 [69]. ....	127
4.7 Teste de Impacto, conforme a Norma astm a 370-10 [68]. ....	127
4.8 Teste de dobramento guiado, conforme a Norma ASME IX, QW-162 [69].	129
4.9 Mapeamento de dureza vickers, conforme a Norma astm e 92 -08 [68].	131
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	131
5.1 Ensaio de impacto Charpy. ....	132

5.2 Ensaio de dobramento guiado.....	134
5.3 Ensaio de dureza vickers. ....	135
5.4 Macrografia. ....	137
5.5 Micrografia. ....	138
5.6 Análise da fração volumétrica de ferrita e austenita.....	143
5.7 Análise da resistência à corrosão. ....	149
6. CONCLUSÕES. ....	155
7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	156
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS: .....	157

## **1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.**

Atualmente, o mercado de bens de capital com engenharia sob encomenda está sendo fortemente solicitado no segmento de Petróleo e Gás. A busca pela autossuficiência no abastecimento de petróleo e seus derivados está gerando a expansão das refinarias para o aumento da capacidade produtiva. Com a recém descoberta da camada do pré-sal, no litoral brasileiro, surge a necessidade de uma evolução tecnológica para a sua prospecção e produção. Dessa forma as indústrias ligadas a este segmento estão em busca de novas tecnologias e aprimoramento das técnicas de construção de equipamentos. Através dos estudos e pesquisas já realizados e divulgados pela Petrobrás sobre o tipo de produto e os ambientes onde se encontram, a busca de novos materiais e técnicas para a construção dos equipamentos para a prospecção e produção é bastante desafiadora.

Um aspecto motivador é contribuir com o crescimento da indústria nacional para a fabricação de equipamentos para o seguimento de Petróleo e Gás. Outro aspecto relevante é a necessidade estratégica de aumentar a competitividade da mesma dentro do novo cenário de mercado supracitado. Ambos os pontos impulsionaram o aprimoramento do conhecimento em materiais mais sofisticados como os aços inoxidáveis duplex e superduplex. A expectativa é de ampliar as fronteiras na questão da fabricação de equipamento para a indústria nacional de Petróleo e Gás.

Somado a este cenário motivador e promissor, o desejo em adquirir conhecimentos específicos sobre os diversos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante e após os processos de soldagem, fundamentam a motivação para o desenvolvimento deste trabalho. Os aços inoxidáveis duplex e superduplex são geralmente utilizados para a fabricação de sistemas de tubulação para perfuração submarina, vasos de pressão e outros equipamentos para as indústrias química, petroquímica e de papel e celulose.

Espera-se com o aprimoramento e os conhecimentos adquiridos após o desenvolvimento deste trabalho, contribuir para o melhor equilíbrio da relação custo-benefício da fabricação de equipamentos para o mercado em questão, tornando a indústria nacional de Petróleo e Gás tecnológica e financeiramente mais promissora para o futuro.

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.**

### ***2.1. Histórico dos processos de soldagem com arco elétrico.***

Humphry Davy's [1], figura 2.1, foi um cientista inglês que protagonizou um grande salto no desenvolvimento dos processos de soldagem, no século XIX. Ele apresentou, em 1802, o efeito luminoso produzido em um filamento de platina após a passagem de uma corrente elétrica, tornando-o incandescente. Anos mais tarde, em 1808, utilizando um aparato composto de uma pilha, duas barras de carvão unidas a cada um dos polos da pilha, através de fios, apresentou outra grande descoberta da época.

Com a passagem da corrente elétrica através das barras de carvão, ele as colocou em contato e em seguida as separou e neste momento observou-se uma intensa emissão de luz que era a visualização da passagem da corrente elétrica de uma barra para a outra. Este fenômeno tornou-se conhecido como "arco voltaico" ou "arco elétrico".



**Figura 2.1:**Humphry Davy`s – descobriu o arco elétrico [1].

A figura 2.2 ilustra uma das primeiras fotos de soldagem.

A partir dessa descoberta, os russos Nikolay Benardos e Stanislav Olszewsky, em 1880, desenvolveram na França um processo de soldagem baseado no arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de carvão e o metal a ser unido [3].



**Figura 2.2:** Nikolay Benardos (1842 – 1905), Ucrainiano responsável por mais de 200 invenções na área de soldagem[1].

A figura 2.3 [4], ilustra o dispositivo desenvolvido pelos russos e que foi utilizado na obtenção da patente No. 363.320.

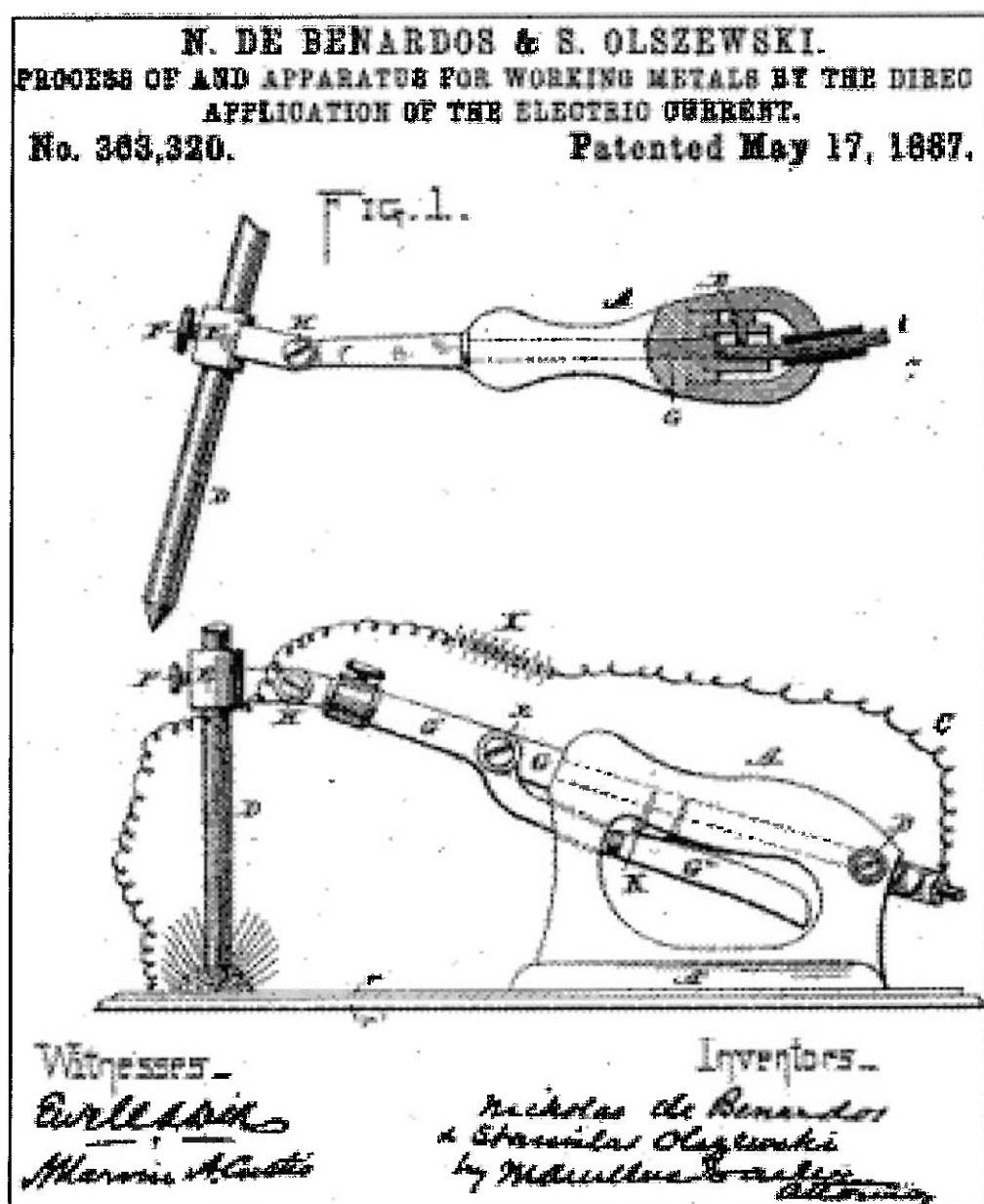
Mais tarde em 1885 eles obtiveram a patente britânica em e 1887, obtiveram a patente norte-americana.

O americano Charles L. Coffin e o russo Nikolay Slavyanov em 1888, desenvolveram, coincidentemente e independente um do outro, a soldagem a arco, utilizando um eletrodo metálico nu [4].

Em 1890, o americano C. L. Coffin recebeu a patente americana No. 428459, referente ao processo de soldagem utilizando o eletrodo nu, os quais na época eram consumidos na poça de fusão, tornando-se parte do metal de solda [2, 4]. Na ocasião, os resultados obtidos nos cordões de solda eram de baixa qualidade em função da presença de elementos químicos contaminantes, o oxigênio e o nitrogênio, presentes na atmosfera. Estes elementos formam os óxidos e nitretos que prejudicavam a junta soldada.

Já no século XX, os processos de soldagem a arco elétrico foram sendo desenvolvidos ao longo das décadas seguintes.





**Figura 2.3:** Patente No. 363.320 do dispositivo de soldagem de N. di Bernardos e S. Olszewski, 1887 [2, 4].

Em 1904 Oscar Kjellberg, fundador da Elektriska Svetsnings Aktiebolaget "ESAB" e A.P. Strohmenger, desenvolveram o primeiro eletrodo revestido [3]. Na ocasião o revestimento utilizado foi um material argiloso, onde sua função era aumentar a estabilidade do arco elétrico bem como facilitar a abertura do mesmo.

A soldagem de metais, teve um grande impulso após grandes eventos como a primeira e a segunda Guerra Mundial e a revolução industrial.

A figura 2.4 apresenta a cronologia da evolução dos processos de soldagem desde o descobrimento do arco elétrico até o final do século XX.

Conforme alguns autores [5, 6, 7], os processos de soldagem podem ser classificados pela natureza da união, podendo ser descritos como soldagem no estado sólido e à fusão.

Como variações dos processos de soldagem no estado sólido, podem ser citadas a soldagem a frio e a soldagem a quente.

Como exemplos da soldagem a frio podem ser citadas a soldagem por explosão e a soldagem por ultrassom.

Como exemplos da soldagem a quente podem ser citadas a soldagem por atrito e por difusão.

Podem ser citados como processos de soldagem baseados na fusão dos materiais, envolvidos na união, a aluminotermia, feixe de elétrons, processo à Laser, processo à gás, resistência elétrica e à arco elétrico.

Nos processos de soldagem baseados na fusão dos materiais, o calor necessário para fundir os mesmos pode ser gerado de uma fonte mecânica, radiante, química ou elétrica [8].

Na fonte mecânica, o calor pode ser gerado por deformações plásticas, ou por ondas de choque ou por atrito.

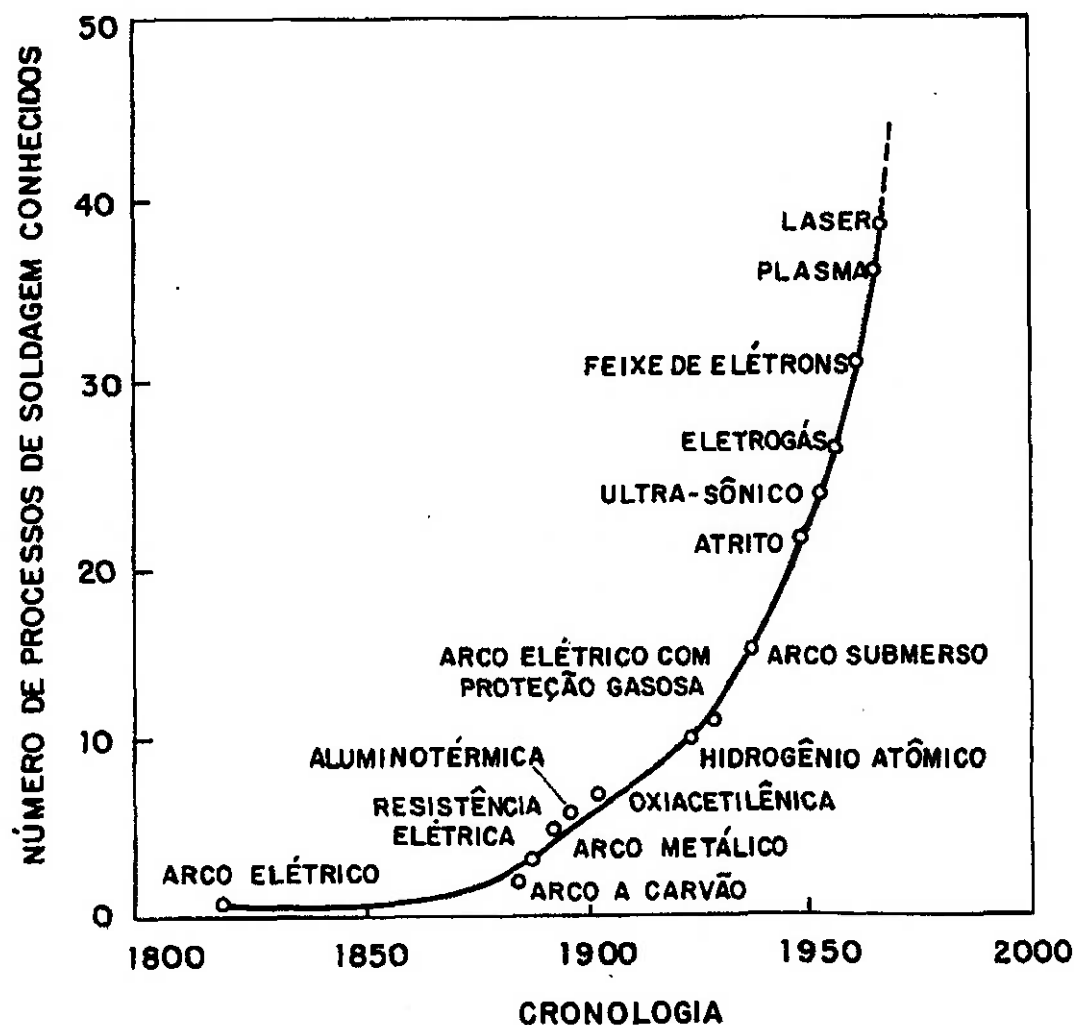
Na fonte radiante, o calor pode ser gerado por feixe de elétrons acelerados, ou por radiações eletromagnéticas como o laser.

Na fonte química, o calor pode ser gerado por reações químicas do tipo exotérmicas.

Na fonte elétrica, o calor pode ser gerado pela passagem de uma corrente elétrica através do material, onde o aquecimento ocorre por efeito Joule. Outra maneira de gerar calor com uma fonte elétrica é pelo estabelecimento de um arco elétrico através da ionização de um gás.

A figura 2.5, apresenta uma divisão típica dos processos de soldagem, segundo a natureza da união.

Neste trabalho foram abordadas as características e os fenômenos metalúrgicos dos processos de soldagem baseados na fusão dos materiais.



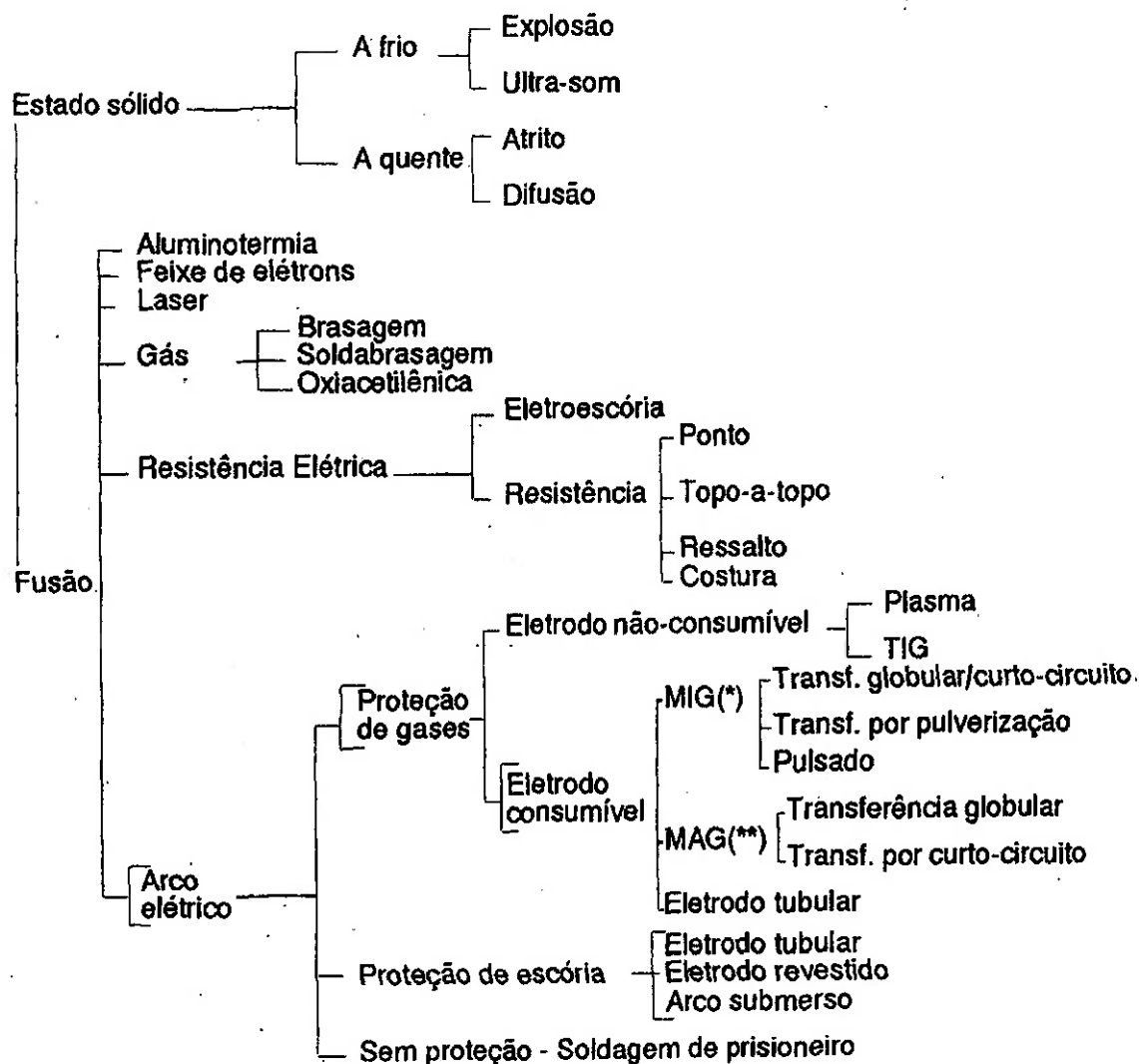
**Figura 2.4:** Cronologia da evolução dos processos de soldagem [5, 7].

Dentre os processos a fusão foi abordado mais especificamente o GMAW e menções ao processo GTAW, os quais utilizam como fonte de calor um arco elétrico.

O processo objeto deste trabalho, o GMAW (Gas Metal Arc Welding), foi desenvolvido na década de 30, por H. M. Hobart e P. K. Devers [3].

Aprimoramentos deste processo e os avanços tecnológicos, resultaram em duas grandes técnicas conhecidas como processo MIG (Metal Inert Gas) e MAG (Metal Active Gas).

A primeira tem como característica a utilização de um gás inerte para a proteção da poça de fusão contra os contaminantes do meio externo. Na segunda, utiliza-se um gás ativo que além de possuir a função de proteção da poça de fusão, também possui uma participação na obtenção de propriedades mecânicas, físicas ou químicas desejadas na junta soldada.



Observ.: (\*) com argônio ou hélio.

(\*\*) com argônio, oxigênio, CO<sub>2</sub> ou misturas desses gases.

**Figura 2.5:** Divisão típica dos processos de soldagem segundo a natureza da união [5, 6].

## 2.2 Física e metalurgia da soldagem.

Conforme mencionado anteriormente, para este trabalho foram abordados somente os processos de soldagem baseados na fusão dos materiais envolvidos, portanto, os materiais são ligas metálicas.

Utilizando uma fonte elétrica, a energia térmica necessária para realizar a fusão dos materiais pode ser gerada, basicamente, através de quatro formas distintas [8,

18], o feixe de elétrons, a resistência elétrica, a radiação eletromagnética e o arco elétrico.

Além da fonte elétrica, existem basicamente mais duas fontes, a química e a mecânica para gerar energia térmica para o aquecimento dos materiais até à fusão, porém neste trabalho não foram abordadas.

O feixe de elétrons [8, 18], é caracterizado pela alta velocidade de um fluxo de elétrons. O equipamento trabalha com tensões muito superiores a de um arco elétrico. Utiliza uma fonte capaz de gerar tensões da ordem de 30 a 200kV. Em contra partida, o processo trabalha com baixas corrente elétrica, em torno de poucos miliampères. Outra característica é a grande precisão em termos de área atingida durante a soldagem. Os elétrons são acelerados, a partir do cátodo (eletrodo), através da alta tensão e devido aos dispositivos do equipamento lançados sob o anodo, que normalmente é o metal de base, de forma extremamente focalizado. O aquecimento localizado promove uma soldagem com grande penetração no metal de base, permitindo o controle do tamanho e a forma da área a ser aquecida e uma estreita zona afetada pelo calor (ZAC) [8, 18].

Os estudos demonstram que a energia do feixe de elétrons pode ser estimada através da equação 1 [8]:

$$Q = \frac{I \cdot E}{S} = \frac{P}{S} \text{ (J/mm)} \quad (1)$$

sendo:

Q = quantidade de energia (J/mm = Joule por milímetro)

I = corrente elétrica do feixe de elétrons, em ampères;

E = potencial de aceleração dos elétrons, em volts;

P = potência do feixe de elétrons em watts ou joules por segundo;

S = velocidade de soldagem, em milímetros por segundo.

Na resistência elétrica [8, 18], o calor é gerado pela passagem de uma corrente elétrica através dos metais que estão em contato, particularmente em uma pequena superfície de contato. Neste caso a densidade da corrente elétrica dependerá de algumas variáveis como a resistividade elétrica dos metais e da pressão exercida para manter as superfícies em contato. A existência de uma camada de óxido nas superfícies de contato dos metais, que promova uma resistência a passagem da corrente elétrica e da frequência da corrente elétrica, são também variáveis que

afetam a densidade da corrente elétrica neste caso. A densidade da corrente elétrica varia ao longo da seção transversal da junta. Em função das variáveis supracitadas, o tempo de passagem da corrente elétrica através da seção transversal da junta, torna-se uma variável na geração da energia térmica deste processo.

Dessa maneira os estudos demonstram que a quantidade de calor que passa através das peças, pode ser estimada através da equação 2 [8]:

$$WRe = I^2 . R . t \quad (2)$$

sendo:

WRe = calor em watt segundos ou joule;

I = corrente elétrica em amperes;

R = resistência do conjugado formado pelos metais em ohms;

t = tempo em segundos.

A radiação eletromagnética [8, 18], é amplamente aplicada na indústria em geral.

Esta ampla variedade de aplicações ocorre pelo fato da radiação possuir uma natureza dupla, onde ao mesmo tempo comporta-se como partículas e possui propriedades de ondas [8].

Uma característica das radiações eletromagnéticas, sejam elas de qualquer comprimento, é que no vácuo as velocidades com as quais essas ondas viajam são as mesmas e equivalem a 186.280 milhas por segundo ( $1,08 \times 10^9$  km/h) [8].

A figura 2.6 (a), apresenta diversos tipos de radiações e seus respectivos comprimentos de onda, as quais variam desde a escala de quilômetros (km) até angstroms (Å) [8].

Verifica-se também, na figura 2.6 (a), através das faixas dos comprimentos das ondas, algumas das aplicações na indústria em geral [8, 18].

As luzes visíveis, são radiações eletromagnéticas cujos comprimentos de ondas variam entre 4.000 Å até 7.000 Å, conforme a figura 2.6 (a), emitidas de fontes normais. Possuem uma característica importante pelo fato delas se dissiparem ao longo do trajeto.

Como a intensidade da fonte é inversamente proporcional ao quadrado da distância percorrida, este fato torna difícil focar e concentrar luzes normais para

serem utilizadas no aquecimento de materiais à altas temperaturas. Por essa razão é que este tipo de espectro de radiação eletromagnética não é aplicado em processos de soldagem [8].

Os tipos de radiações eletromagnéticas aplicadas em processos de soldagem possuem comprimentos das ondas que correspondem àqueles que abrangem os raios ultravioletas e os raios infravermelhos [8].

A figura 2.6 (b), ilustra esquematicamente uma variação do comprimento de onda das radiações no processo de soldagem utilizando eletrodo puro de tungstênio [30].

O processo de soldagem à laser conhecido por *Laser Beam Welding* (LBW), utiliza este tipo de radiações eletromagnéticas.

O calor é gerado a partir da colisão das partículas das ondas da radiação eletromagnética que transformam a energia cinética das partículas em energia térmica [8].

O arco elétrico foi mais detalhado por ser a respectiva fonte de calor do processo utilizado.

O conhecimento das características e propriedades do arco elétrico nos processos de soldagem é de fundamental importância para a compreensão das características metalúrgicas das soldas [8].

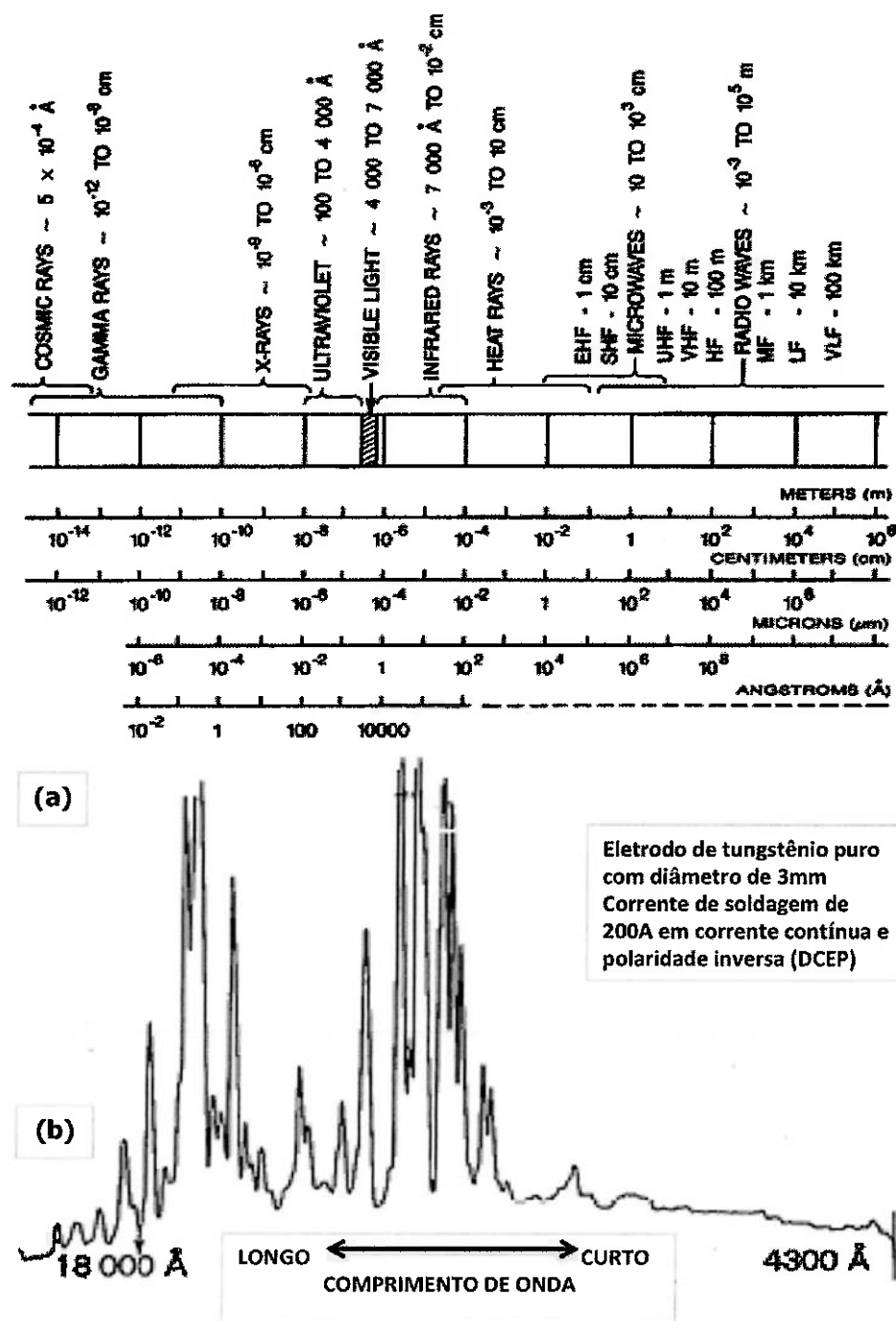
O arco elétrico produzido para os processos de soldagem possui como características uma baixa tensão e uma alta intensidade de corrente elétrica [5, 8].

Uma definição clássica, aceito conceitualmente por alguns autores [5, 9], para o arco elétrico aplicado nos processos de soldagem à fusão é: “a descarga elétrica mantida através de um gás ionizado, iniciado por uma quantidade de elétrons emitidos do eletrodo negativo (cátodo) aquecido e mantido pela ionização do gás aquecido”.

Por se tratar de uma fonte de calor altamente concentrada, o arco elétrico também remove camadas de filmes de óxidos.

Além dessas características, possui influência direta na transferência metálica do metal de adição fundido do eletrodo, para a poça de fusão e no formato da mesma [5, 9]. Os processos autógenos, por exemplo, GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) sem metal de adição, não possuem as características relacionadas à transferência metálica.

As temperaturas no arco elétrico, sua densidade de energia, a estabilidade do mesmo e seu espectro de emissão, entre outras características, são significativamente afetadas por algumas variáveis do processo de soldagem. Essas são a corrente elétrica, a polaridade dos processos de soldagem (direta ou inversa), e pelo tipo de gás de proteção existente entre os polos positivo (cátodo) e o negativo (ânodo) [5, 8].



**Figura 2.6:** Escala dos comprimentos de ondas dos espectros de radiações eletromagnéticas utilizadas em algumas aplicações industriais, inclusive na soldagem. Adaptado de [8, 30].



O arco elétrico aplicado na soldagem pode ser dividido basicamente em dois grupos.

Um grupo é aquele cujo o eletrodo não é consumido no processo de soldagem, ou seja, o eletrodo é considerado praticamente permanente, por exemplo, o processo GTAW [8].

O outro é o aplicado no processo de soldagem onde o eletrodo é consumido, por exemplo, o processo GMAW [8].

A designação de eletrodo permanente, se refere ao fato do mesmo não ser fundido e transportado para a poça de fusão e, portanto, não fazendo parte do metal de solda.

Porém, este tipo de eletrodo sofre desgastes oriundos de outros fatores inerentes ao processo de soldagem como a alta temperatura, etc.

Para o caso onde o eletrodo é permanente, o calor é gerado devido à colisão entre as cargas elétricas que se movimentam no interior do arco elétrico.

Para o caso onde o eletrodo é consumido, além do fator acima descrito, existe a fusão do eletrodo.

Neste caso existe a formação de gotas de material fundido que viajam através do arco elétrico. Portanto, o calor gerado pelo arco elétrico para o caso onde o eletrodo é consumido, uma parcela de calor que é devido ao choque entre as partículas de íons que estão em movimento no interior do arco elétrico e a outra parcela é oriunda da colisão entre os íons e as gotas [5, 9].

Estudos científicos consolidam que para ambos os grupos de arco elétrico, a ionização do gás que envolve o espaço entre o eletrodo e o metal de base se faz necessária para torná-lo o meio condutor dos íons.

A ionização do gás é obtida através da mudança de elétrons das camadas eletrônicas de menor energia para as de maior energia, nos átomos do gás [5, 8].

Para que o elétron possa mudar de camada eletrônica, é necessário fornecer energia, a tal ponto que alguns possam deixar a influência do campo eletromagnético do respectivo átomo, se tornando um elétron livre [5]. Essa energia é medida em elétron-volts (eV). Denomina-se potencial de ionização, a energia necessária para produção de elétrons livres [5, 9].

A tabela 2.1, apresenta alguns valores de potencial de ionização de alguns elementos químicos na forma de gás ou vapor [5, 9].

Neste caso, para o arco elétrico, a energia para formar elétrons livres provem da energia térmica, conforme exposto anteriormente.

Como trata-se de íons de gases ou vapor metálico, o potencial de ionização é uma das propriedades analisadas dos gases utilizados nos processos de soldagem.

**Tabela 2.1:** Potencial de Ionização de gases ou vapores [5, 9].

Gás ou vapor	eV		Gás ou vapor	eV
Argônio	15,7		Sódio	5,1
Alumínio	6,0		Níquel	7,6
Cálcio	6,1		Oxigênio	13,6
Cobre	7,7		Silício	8,1
Flúor	17,3		Tungstênio	8,1
Hidrogênio	13,5		CO	14,1
Hélio	24,5		H <sub>2</sub>	15,6
Ferro	7,8		H <sub>2</sub> O	12,6
Potássio	4,3		N <sub>2</sub>	15,5
Nitrogênio	14,5		O <sub>2</sub>	12,5

Em geral o potencial de ionização diminui com o aumento do peso atômico, mas existem variações significativas nesta tendência [5, 8, 9]. Tanto maior for o potencial, maior será a capacidade do gás ou vapor metálico de ionizar e, portanto, estabelecer o arco elétrico, com maior ou menor facilidade.

Para relacionar a energia medida em elétron-volt (eV), a qual fornece a cinética para produzir o elétron livre com a energia térmica, medida em Joule (J), vale a equivalência de  $1 \text{ eV} = 1,6 \times 10^{-19} \text{ Joule}$  [8].

Para o início do arco elétrico na soldagem [5, 8], uma fonte de energia fornece uma tensão característica, denominada tensão em vazio.

Existem basicamente três maneiras de se iniciar o arco elétrico. A primeira, e a mais comumente aplicada, é provocando momentaneamente um curto-circuito entre o eletrodo e o metal de base. A segunda é impondo uma alta tensão entre o eletrodo e o metal de base e a terceira é impondo uma corrente alternada de alta frequência como uma descarga de um capacitor.

Neste trabalho, foi abordado o caso mais comum, ou seja, o curto-circuito.

Para a análise da configuração de um arco elétrico e seus respectivos componentes, foi utilizado a figura de um arco elétrico do processo GTAW pela melhor caracterização dos estudos científicos consagrados. Portanto, as parte das figuras desse capítulo, ilustram a configuração da polarização direta, com eletrodo permanente, onde o eletrodo é o polo negativo, cátodo, e o metal de base é o polo positivo, anodo [5, 8].

No momento em que o eletrodo toca o metal de base, a tensão em vazio provoca o aquecimento da região, em contato, que por efeito Joule deixa a mesma incandescente [8].

Neste momento, existe uma intensa movimentação de elétrons que provém do vapor do metal de base, do eletrodo e do gás que circunda entre o eletrodo e o metal de base. Essa movimentação de elétrons fornece mais energia térmica que favorece mais a cinética dos elétrons e consequentemente a produção de mais elétrons livres, onde de fato estabelece-se o arco elétrico.

Nesta condição é obtida a ionização térmica, após a qual permite que o eletrodo seja afastado do metal de base sem que o arco elétrico seja interrompido. Todo o processo de inicialização do arco elétrico ocorre em alguns milissegundos.

A figura 2.7, apresenta o comportamento e a relação entre a tensão e a corrente elétrica de soldagem durante a abertura do arco elétrico [5], na polarização direta, ou seja, eletrodo negativo. Na figura 2.7, observa-se a sequência de início do arco elétrico para a soldagem através do curto-circuito, descrita anteriormente.

Ocorre uma queda de tensão no momento em que se estabelece o curto-circuito e simultaneamente à queda da tensão há um pico na corrente elétrica. Após um determinado intervalo de tempo inicia-se o arco elétrico e existe o afastamento do eletrodo da peça sem a extinção do arco.

O pico da corrente elétrica explica o aquecimento por efeito Joule da região aonde ocorreu o toque, conforme descrito anteriormente. Este fenômeno favorece a emissão de elétrons livres e, portanto, a ionização do gás e o início do arco elétrico.

Com o afastamento do eletrodo, seja o mesmo permanente ou consumível, cria-se a coluna do arco elétrico. O comprimento da coluna deve ser controlado devido a ter influencia direta na relação entre a tensão e a corrente de soldagem [10].

Ao longo do comprimento do arco elétrico, existem três variações de tensão que são conhecidas como queda de tensão catódica, queda de tensão anódica e queda de tensão na coluna do arco elétrico [5, 7, 13, 14].

As quedas de tensões são medidas em função das distâncias entre os polos, distintamente, e no centro da coluna do arco elétrico. Estudos realizados, estimam que na região catódica é a região com maior queda de tensão com relação às demais regiões mencionadas [5, 13]. Para se estabelecer uma referência, em termos de ordem de grandeza, na região catódica a queda de tensão é em torno de 29.000 V/cm enquanto que na região anódica e na coluna do arco elétrico as quedas são da ordem de 1 a 25 V/cm e 3 a 50 V/cm, respectivamente [5, 16, 17].

A figura 2.8, apresenta esquematicamente as respectivas quedas de tensões em função das distâncias da região catódica, coluna do arco elétrico e região anódica. A coluna do arco elétrico também é denominada de coluna de plasma e apresenta como constituintes os elétrons, íons positivos, íons negativos e átomos neutros.

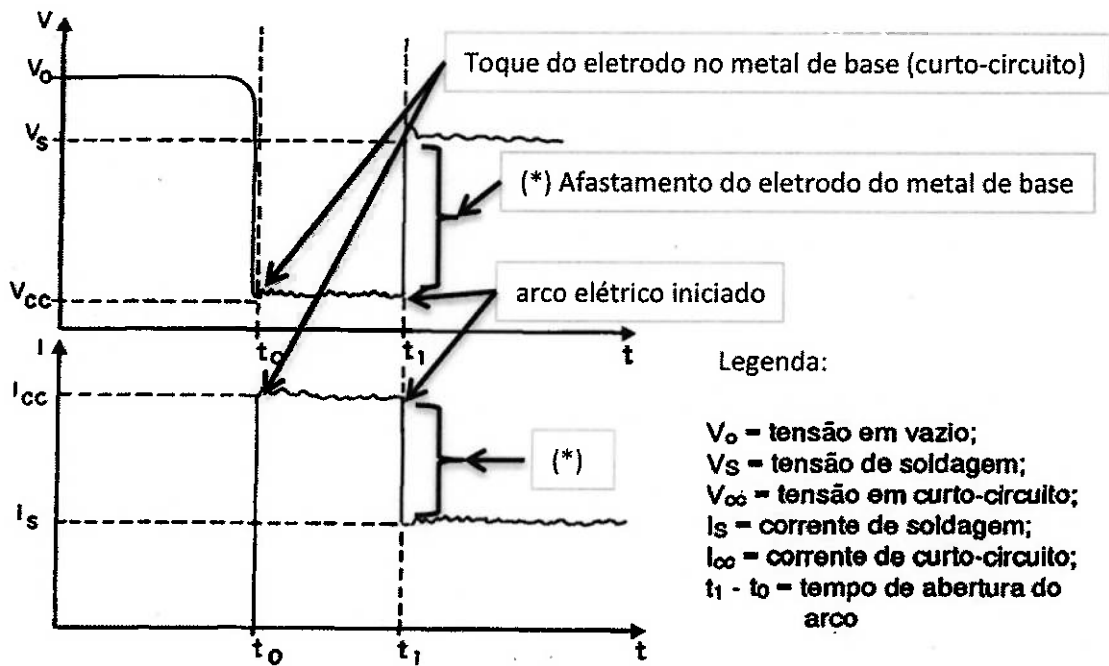
Estudos da coluna de plasma a consideram neutra, em termos elétricos [5, 15], mesmo sendo constituída de partículas ionizadas e neutras. Estudos demonstram que as velocidades dos íons positivos são extremamente pequenas em comparação às velocidades dos elétrons na coluna de plasma [12].

A figura 2.9, apresenta esquematicamente as partículas constituintes da coluna de plasma e o agrupamento dessas ao longo do comprimento do arco para o arco elétrico com eletrodo permanente e polarização direta.

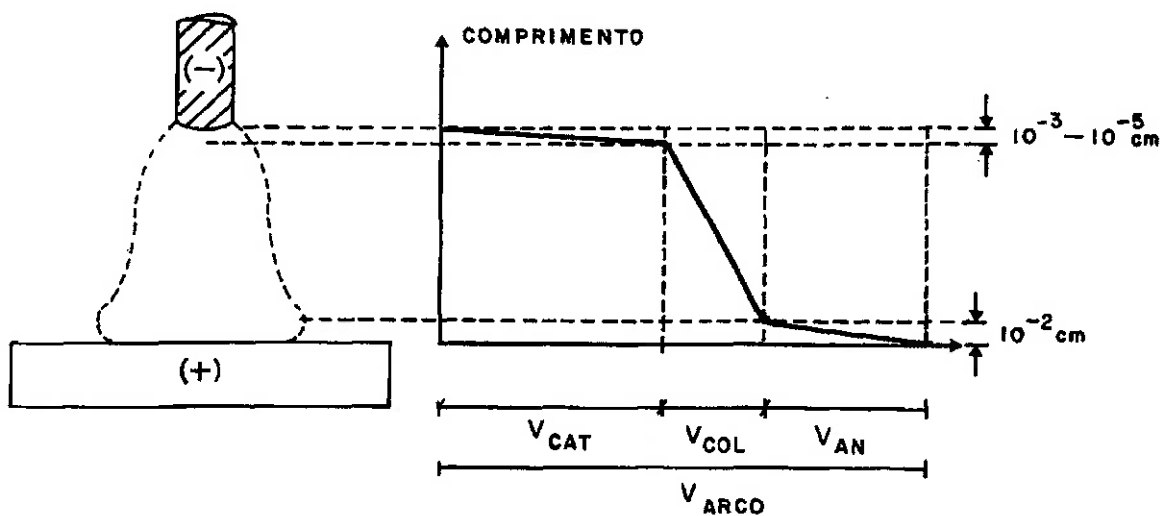
Além do potencial de ionização do gás ou vapor, outra propriedade dos elementos químicos que constituem o eletrodo, o metal de base, o gás e o vapor metálico, é a taxa de emissão de elétrons, ou seja, a emissão termiônica [5]. Essa propriedade varia com o elemento químico presente no processo de soldagem.

Para cada elemento químico são necessárias diferentes quantidades de energia para se obter um elétron livre. Essa propriedade dos elementos químicos, denomina-se função trabalho termiônico ( $\Phi$ ).

Alguns elementos químicos apresentam essa propriedade bastante favorável para a aplicação nos processos de soldagem à arco elétrico.



**Figura 2.7:** Comportamento da tensão e da corrente elétrica em uma máquina de soldagem durante a abertura do arco elétrico. Adaptado de [5, 13].



**Figura 2.8:** Representação esquemática das quedas de tensões do arco elétrico para soldagem no processo com eletrodo permanente (TIG com argônio), operando com polaridade direta e eletrodo negativo. Adaptado de [5, 16 e 17]. Onde:  $V_{cat}$  = queda de tensão catódica;  $V_{col}$  = queda de tensão na coluna do arco elétrico;  $V_{an}$  = queda de tensão anódica e  $V_{arco}$  = queda de tensão do arco elétrico.

A tabela 2.2, apresenta alguns elementos químicos que normalmente são aplicados nos processos de soldagem.

A emissão termiônica representa, quantitativamente, a liberação de elétrons de uma superfície aquecida [5].

**Tabela 2.2:** Função trabalho termiônica ( $\Phi$ ) de alguns elementos químicos (em eV) [5, 9].

Elemento químico	( $\Phi$ )	Elemento químico	( $\Phi$ )
Alumínio	4,1	Potássio	2,2
Bário	2,1	Magnésio	3,7
Carbono	4,3	Sódio	2,3
Cobre	4,4	Níquel	5,0
Ferro	4,4		
Tungstênio	4,5		

A lei experimental que formula esta propriedade foi estabelecida por Richardson, conforme equação 3, abaixo [5, 9]:

$$I_e = A \cdot T^2 \cdot e^{-B/T} \quad (3)$$

sendo:

$I_e$  = taxa de emissão dos elétrons ( $A/cm^2$ )

$A$  = constante que varia de 60 até 100 (para todos os eletrodos se  $I_e$  for medido em  $A/cm^2$ )

$T$  = temperatura absoluta expressa em Kelvin (K)

$B$  = é a razão entre a função termiônica de um dado elemento químico e a constante de Boltzmann e é formulado através da equação 4:

$$B = \frac{\Phi \cdot e_e}{k \cdot T} \quad (4)$$

sendo:

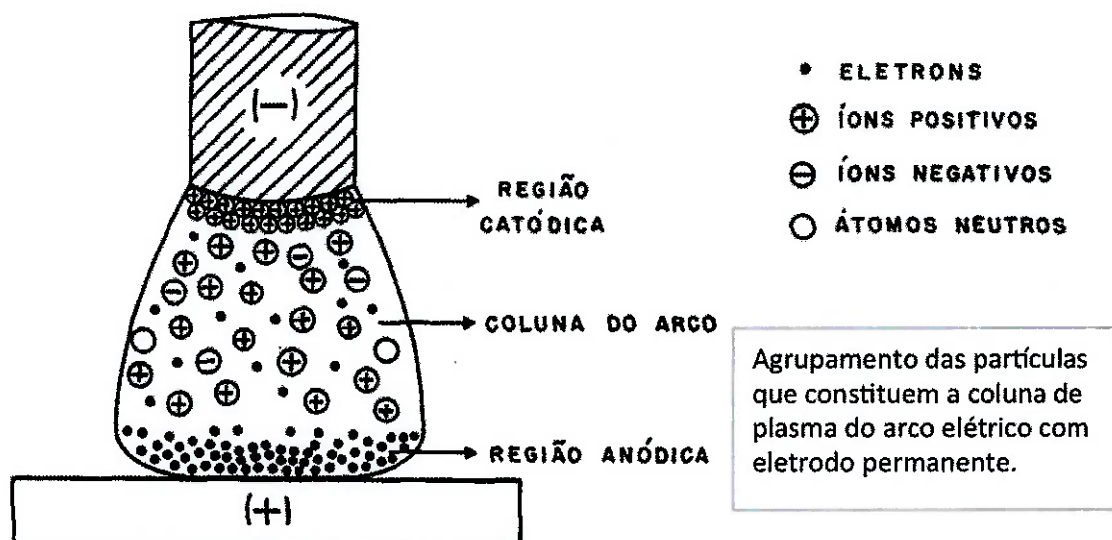
$\Phi$  = função trabalho termiônica expressa em eV, é a energia térmica necessária para se obter um elétron livre.

$e_e$  = carga do elétron

$k$  = Constante de Boltzmann =  $1,3806488 \times 10^{-23} \text{ m}^2 \text{ kg s}^{-2} \text{ K}^{-1}$ , é uma constante física que relaciona a temperatura com a energia de uma molécula de gás ideal.

$T$  = temperatura absoluta expressa em Kelvin (K)

Algumas características do arco elétrico são diferentes quando analisadas segundo a distinção entre eletrodo consumível e não consumível ou permanente.



**Figura 2.9:** Representação esquemática do agrupamento de partículas que constituem a coluna de plasma do arco elétrico para soldagem no processo com eletrodo permanente (TIG), operando com polaridade direta. Adaptado de [5, 12].

A figura 2.10, apresenta esquematicamente as características das regiões que compõe o arco elétrico com eletrodo permanente.

Nos estudos realizados para compreensão do arco elétrico com eletrodo permanente, este apresentou três regiões importantes, para geração de calor: região anódica, região catódica e coluna de plasma [5, 8].

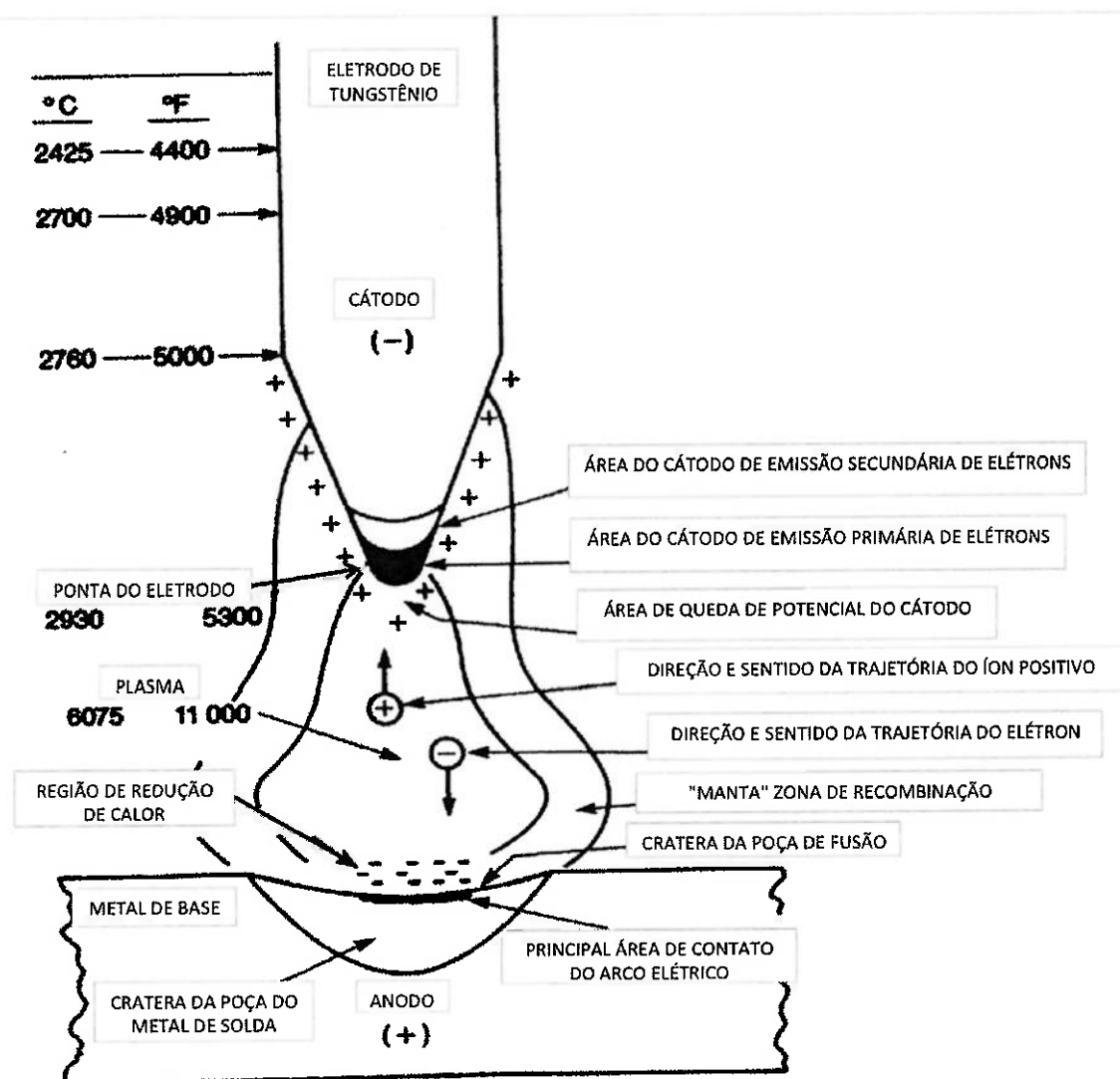
A coluna de plasma representa cerca de 90% do comprimento do arco elétrico [8]. A região de recombinação, “manta” é uma porção do arco elétrico localizada na parte mais externa da coluna de plasma.

Nesta região ocorre a mudança de estado das moléculas dissociadas e átomos ionizados no interior da coluna de plasma, que retornando a forma de origem [8].

O íon positivo possui uma maior massa comparada à do elétron e se movimenta de forma mais lenta que o elétron [12]. Dessa forma auxilia na dissipação da energia cinética que rouba o calor do processo. Íons positivos, provenientes do metal de base e transportados através da coluna de plasma, formam uma camada em torno da ponta do eletrodo, como ilustra a figura 2.10 [8].

Em ação conjunta com os elétrons livres, este mecanismo age no sentido de diminuir as temperaturas da ponta do eletrodo. Devido a este fenômeno a vida útil do eletrodo em operação é prolongada. Como pode ser observado na figura 2.10, na porção central da coluna de plasma atingem temperaturas da ordem de 6000°C [8].

TEMPERATURAS APROXIMADAS NA REGIÃO DA PONTA DO ELETRODO E NA PORÇÃO CENTRAL DA COLUNA DE PLASMA



**Figura 2.10:**Configuração esquemática do arco elétrico para soldagem no processo com eletrodo permanente (TIG), operando com polaridade direta e eletrodo negativo. Adaptado de [5, 8].

Estes níveis de temperaturas provocam alterações específicas nas microestruturas dos materiais envolvidos na região da junta soldada.

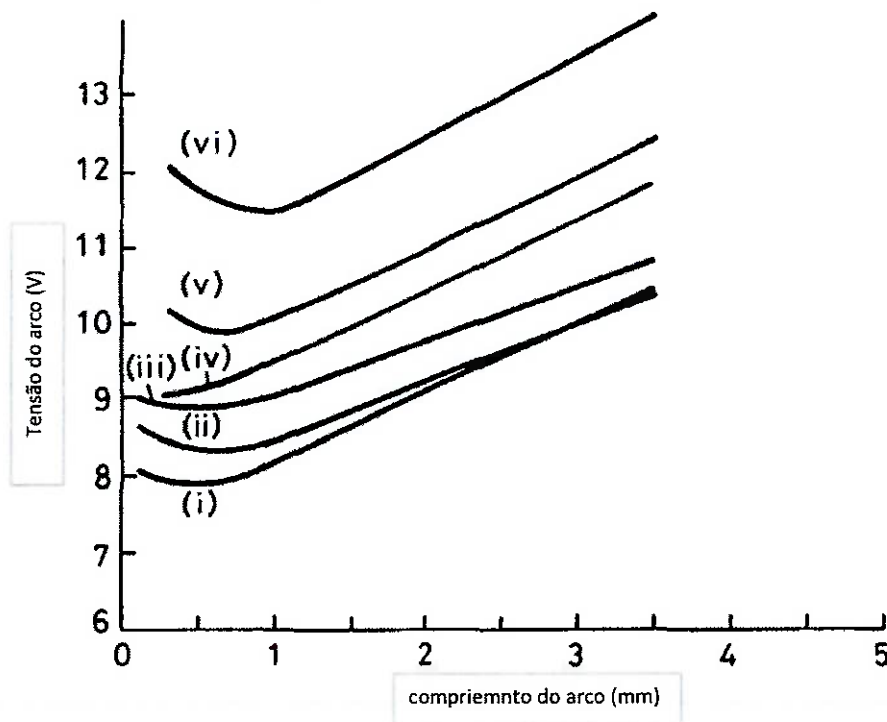
O gradiente de temperaturas apresentado entre a ponta do eletrodo e a parte central da coluna de plasma, próxima do metal de base, é devido ao fato de que os elétrons livres que deixam o eletrodo, absorvem muito calor da região através da evaporação do material.

Estudos demonstram, segundo os autores Ando, Nishikawa e Lancaster, que o comportamento da variação da tensão no arco elétrico em função do comprimento do arco é bastante similar mesmo com a variação ampla da corrente de soldagem e



mantidas as variáveis de gás de proteção e processo de soldagem [10]. Estudos revelaram que a tensão no arco elétrico decresce com o aumento da corrente elétrica de soldagem [10]. A figura 2.11, apresenta algumas curvas resultantes de experimentos realizados, que demonstram o comportamento da tensão em função do comprimento do arco elétrico e com a variação da corrente elétrica de soldagem [10, 19, 20].

Com base na figura 2.11, nota-se que quanto maior o comprimento do arco, maior é a tensão no mesmo, após uma ligeira queda decorrente do momento da abertura do arco elétrico. Estudos revelaram que para arcos longos o gradiente diminui com o acréscimo do comprimento do arco [10, 22, 23]. Estudos verificaram que esse comportamento global é muito similar para o arco do eletrodo consumível e, portanto, validou-se o conceito para ambos os casos [10, 21].



**Figura 2.11:** Curvas experimentais relacionando o comprimento e tensão do arco elétrico para o processo GTAW com Argônio como gás de proteção. Adaptado de [10]. As curvas i, ii e iii, foram obtidas dos estudos dos autores ANDO [20] e NISHIKAWA [20], tendo as seguintes considerações adicionais: diâmetro do eletrodo de Tungstênio com Tório foi de 1,6mm e corrente de soldagem foi de 40A e em (i) fusão somente do anodo, (ii) fusão somente do catodo e (iii) nenhum dos polos (anodo e catodo), foram fundidos.

As curvas iv, v e vi, foram obtidas dos estudos do autor LANCASTER [19], tendo as seguintes considerações adicionais: diâmetro do eletrodo de tungstênio puro foi de 3mm e em (iv) corrente de soldagem de 100A, (v) corrente de soldagem de 50A e (vi) corrente de soldagem de 30A.

No outro grupo de classificação do arco elétrico, ou seja, onde o eletrodo é consumido, o mesmo apresenta algumas características distintas daquelas para eletrodos permanentes.

Eletrodos consumíveis datam de 1881, com a utilização de eletrodos de carbono [8].

Por volta de 1907, com o desenvolvimento tecnológico foi introduzido os revestimentos nos eletrodos consumíveis [8]. A partir de então, muitas características da soldagem tiveram grandes alterações.

A característica que diferencia o arco elétrico neste grupo é o fato de que agora existe a transferência de metal fundido do eletrodo para a poça de fusão localizada no metal de base.

Os estudos apresentam, para os processos com eletrodo consumível, o surgimento de forças de origens diversas e que atuam no arco elétrico e sobre a gota do material fundido do eletrodo. Essas forças aliadas às características das correntes elétricas de soldagem e as tensões de soldagem, influenciam sobre os modos de transferências metálicas.

Segundo os estudos, as forças mais usuais que atuam sobre a gota de material fundido do eletrodo são a força decorrente do peso da gota, a força devido à tensão superficial, a força eletromagnética, força de arraste e a força de expansão gasosa [5, 14, 16, 21, 24, 25].

A tabela 2.3, apresenta um resumo sobre a atuação das forças que agem nos processos de soldagem à fusão.

A figura 2.12, apresenta esquematicamente o conjugado de forças de origem eletromagnéticas que atuam sobre o arco e na gota, em função da polaridade do processo.

Estudos [5, 14, 21, 26, 27], demonstram que cada uma delas possuem funções distintas nos processos de soldagem à fusão.

A força do peso da gota atuará no sentido gravitacional e a sua estimativa foi elaborada com a aproximação do formato da gota sendo esférico [5].

**Tabela 2.3:** Forças predominantes que agem nos processos de soldagem à fusão. Adaptado de [5, 15].

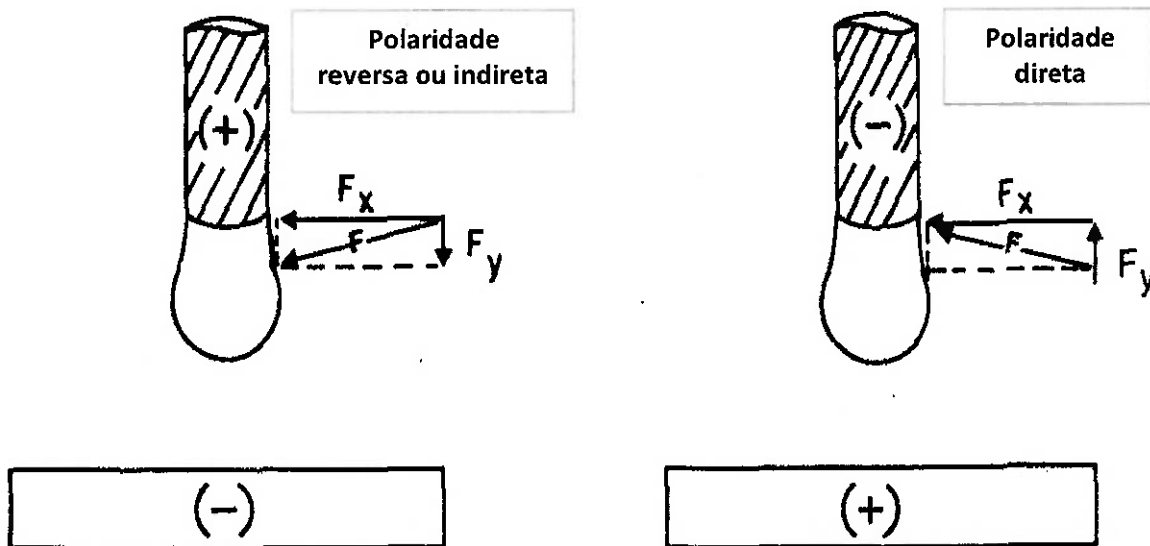
Processo de soldagem		Tipo de transferência	Forças
Eletrodo revestido	ácidos rútilicos	pulverização	eletromagnética expansão gasosa
	básicos, celulósicos	globular, curto-circuito	tensão superficial eletromagnética expansão gasosa
MIG (Argônio)	abaixo da corrente de transição	globular	peso tensão superficial
	acima da corrente de transição	pulverização axial arco pulsado	tensão superficial eletromagnética
MIG (hélio)		globular	peso tensão superficial
MAG (CO <sub>2</sub> )	arco normal	globular	tensão superficial eletromagnética
	arco curto	curto-circuito	tensão superficial eletromagnética expansão gasosa
Arco submerso		globular	tensão superficial eletromagnética expansão gasosa

A força devido a tensão superficial é responsável por permitir a execução de soldagens em qualquer posição, pois mantém a gota em contato com o eletrodo [5, 16].

A força eletromagnética nasce em função do campo eletromagnético gerado com a passagem da corrente elétrica de soldagem através do eletrodo percorrendo a coluna de plasma até a poça de fusão. Esta força é responsável pelo fenômeno conhecido como “efeito de pinçamento” da gota, ou seja, a separação da gota do eletrodo [5, 16, 24] e ocorre independentemente da polaridade do processo de soldagem.

A força de arraste é decorrente do atrito provocado entre o gás de proteção e a gota [5, 26].

A força de expansão gasosa é decorrente de micro explosões originadas de possíveis reações químicas entre o carbono e o oxigênio, formando CO que se expande com a temperatura e explodem. As micro explosões impelem a gota na direção da poça de fusão, o que contribui também na execução da soldagem em qualquer posição [5, 27].



**Figura 2.12:** Esquema do conjugado de forças de origem eletromagnéticas que atuam sobre o arco e na gota, em função da polaridade do processo. Adaptado de [5].

As forças podem ser estimadas segundo as equações 5, 6, 7, 8 e 9.

Força devido ao peso da gota [5].

$$P = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot \rho \cdot g \quad (5)$$

sendo:

$r$  = raio da gota (cm)

$\rho$  = densidade da gota ( $\text{kg}/\text{cm}^3$ )

$g$  = aceleração da gravidade ( $\text{cm}/\text{s}^2$ )

Força devido à tensão superficial [5, 16].

$$T = 2 \cdot \pi \cdot \gamma \cdot a \cdot \psi(a/c) \quad (6)$$

sendo:

$a$  = raio do arame, ou eletrodo (cm)

$\gamma$  = tensão superficial ( $\text{kgf}/\text{cm}$ )

$c^2$  = constante de capilaridade do metal =  $\gamma/g\rho$

$\psi(a/c)$  = função que varia entre 0,6 e 1,0.

Estudos [5, 16], demonstram que para metais usuais a função  $\psi(a/c)$  que depende do raio do consumível ( $a$ ) pode assumir os valores de 1 até 2,5a, desde que

o raio ( $a$ ) seja menor que 0,15. A função  $\psi(a/c)$  também pode assumir o valor de 0,625 desde que o raio ( $a$ ) esteja variando entre 0,15 até 1.

Força eletromagnética [5, 16, 24].

$$F = \frac{I^2}{200} \cdot \ln\left(\frac{A_2}{A_1}\right) \quad (7)$$

sendo:

$F$  = força eletromagnética (dinas)

$I$  = corrente de soldagem (A)

$A_1$  = área do condutor por onde entra a corrente elétrica (cm<sup>2</sup>)

$A_2$  = área do condutor por onde sai a corrente elétrica (cm<sup>2</sup>)

Estudos apontaram que a força eletromagnética é a resultante da composição de uma força que age na direção da corrente elétrica somada a uma força que age na direção perpendicular a corrente elétrica.

A figura 2.13, apresenta esquematicamente as componentes da força de pressão eletromagnética que incidem sobre a gota e a indicação da relação de áreas do condutor.

Em função da polaridade que é aplicada no processo de soldagem essa resultante age de forma distinta.

Para o caso do uso da polaridade reversa ou indireta (eletrodo positivo), a força resultante atua no sentido de desprender a gota da ponta do eletrodo. Já no caso do uso da polaridade direta (eletrodo negativo), a força age no sentido de manter a gota em contato com o eletrodo [5]. Neste último caso, é favorecido o crescimento da gota.

Por essa razão é que nos processos cujo o objetivo é controlar a transferência metálica, como no processo objeto deste trabalho, torna-se imprescindível a especificação adequada da polaridade do processo [5].

Para o caso do processo GMAW, usualmente aplica-se a polaridade reversa ou indireta (eletrodo positivo), para melhor controle da transferência metálica [5, 8].

Segundo estudos, a componente da força eletromagnética que atua perpendicularmente à corrente elétrica, proporciona uma pressão sobre a gota que foi estimada através da equação 8 [5, 24].

$$p = \frac{2 \cdot I^2}{\pi \cdot l^2 \cdot (1 - \cos \theta)^2} \cdot \ln \left[ \frac{\cos \psi / 2}{\cos \theta / 2} \right] \quad (8)$$

sendo:

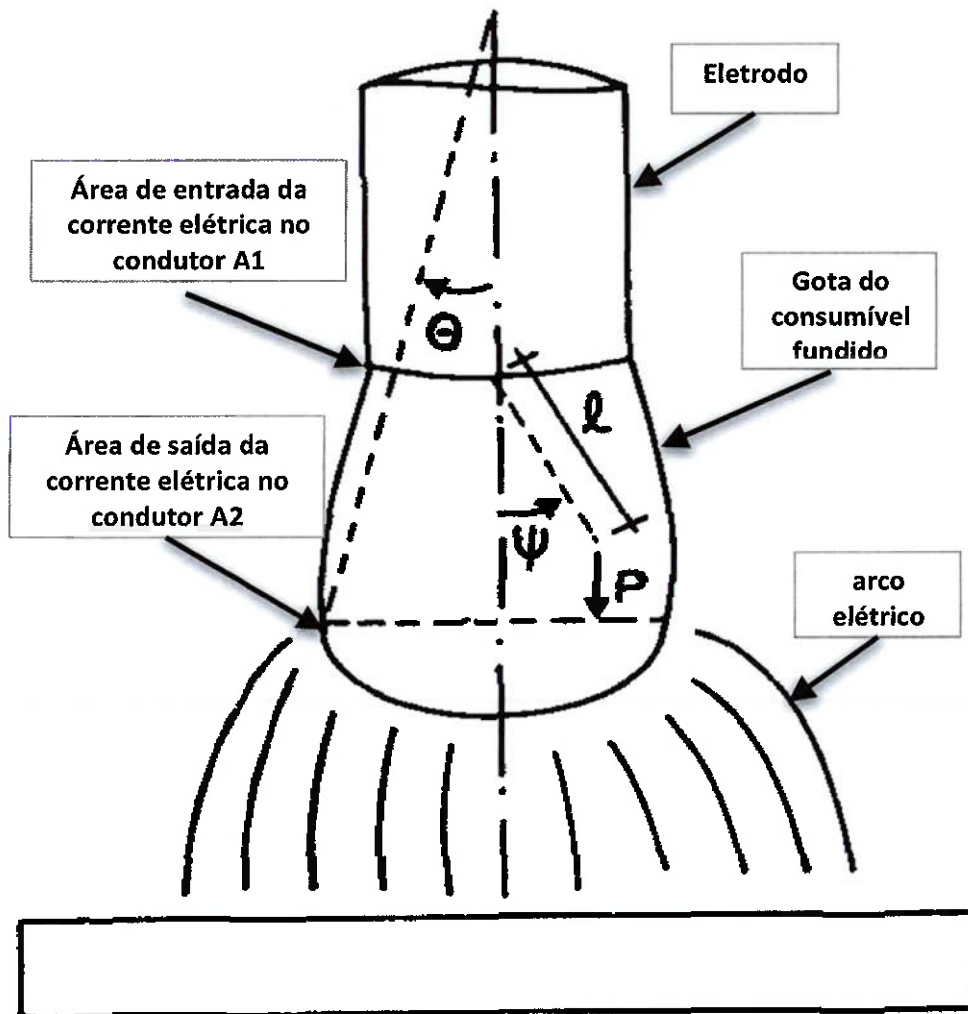
$p$  = pressão eletromagnética do arco sobre a gota (dinas/cm<sup>2</sup>).

$I$  = corrente elétrica (A).

$l$  = coordenada referente à distância de um ponto qualquer dentro da coluna de plasma, conforme figura 2.13 (cm).

$\theta$  = ângulo de abertura da área de saída da corrente com relação ao centro do condutor, conforme figura 2.13.

$\psi$  = ângulo de abertura de um ponto qualquer dentro da coluna de plasma com relação ao centro da área de entrada da corrente no condutor, conforme figura 2.13.



**Figura 2.13:** Esquema das componentes da força de pressão eletromagnética que incidem sobre a gota e a indicação da relação de áreas do condutor. Adaptado de [5, 75].

Força de arraste [5, 29].

$$Fa = Cd. \left( \rho g. \frac{U^2}{2} \right) \left( 1 - \frac{Ra^2}{2R^2} \right). \pi. R^2 \quad (9)$$

sendo:

$Cd$  = coeficiente de arraste

$\rho g$  = densidade da gota ( $\text{kg}/\text{cm}^3$ )

$U$  = velocidade do gás de proteção com relação a gota ( $\text{cm}/\text{s}$ )

$Ra$  = raio do arame ( $\text{cm}$ )

$R$  = raio da gota ( $\text{cm}$ )

Estudos revelam que as características de distribuição de calor são afetadas ao longo do arco elétrico nos polos positivo e negativo [8]. Um grande desenvolvimento obtido através da elaboração dos consumíveis sejam esses na forma de arames sólidos ou eletrodos revestidos, é o controle sob o modo de transferência metálica para poça de fusão. Este controle está diretamente relacionado com as características de tensão e corrente de soldagem e, portanto, se relacionam com a energia de soldagem fornecidas pelos equipamentos [8].

### **2.2.1 Energia de soldagem, eficiência térmica dos processos de soldagem e história térmica.**

A energia térmica é transferida do arco elétrico para o metal de base através de seis mecanismos principais, a conversão da energia cinética dos elétrons e íons em calor, pela função trabalho na superfície do metal, por radiação, por condução térmica, pela convecção térmica e pela resistência térmica no eletrodo. No último mecanismo é aplicado somente quando o mesmo é consumido no processo [8, 18, 30].

Os dois primeiros mecanismos são os principais responsáveis no transporte da energia térmica do arco para a peça [8].

Do ponto de vista da energia introduzida tanto no eletrodo como na peça a ser soldada, existem seis mecanismos que regem a transferência de calor ou o consumo dessa energia, a condução através da peça, a convecção, a radiação, a vaporização do metal superaquecido, a emissão de íons ou elétrons, e a fusão [8].

Naturalmente que o maior propósito da energia térmica utilizada no processo de soldagem é a fusão do materiais, do eletrodo e do metal de base para formar a solda.

A maior parcela da energia térmica disponibilizada pela fonte de calor é dissipada através da condução térmica e uma pequena parcela é dissipada através da radiação, emissão de íons e elétrons e convecção. Alguns dos mecanismos que regem a transferência da energia térmica também são os principais responsáveis pela perda da mesma, a convecção, a condução, a radiação e os respingos [5, 8, 18, 28, 30].

Dessa forma os estudos evidenciam o conceito de eficiência ou rendimento ( $\eta$ ) para cada tipo de processo de soldagem [5, 8, 28, 30, 31].

A figura 2.14, apresenta algumas curvas experimentais de eficiência do arco elétrico e os respectivos rendimentos térmicos de alguns processos de soldagem [5, 28, 31].

Estas características são importantes, do ponto de vista da solda, pois afetam diretamente as propriedades da mesma e da zona afetada pelo calor (ZAC) do metal de base [5, 8, 18, 28, 30].

Conforme os estudos desenvolvidos, a quantidade de energia bruta que pode ser disponibilizada pelo equipamento de soldagem ao arco, é estimada através da equação 10 [5, 8, 18, 28, 30].

$$Q_t = V.I \quad (10)$$

sendo:

$Q_t$  = energia total disponibilizada pelo equipamento ao arco, medido em watts (W)

$V$  = tensão do arco, medido em volts (V)

$I$  = corrente elétrica de soldagem, medida em ampères (A)

Os estudos, levam em consideração o conceito de eficiência do arco elétrico, ou seja, a eficiência de cada processo, e determinam a quantidade de energia líquida que efetivamente será disponibilizada para a realização da soldagem e a estimam através da equação 11 [5, 8, 18, 28, 30].

$$Q_l = \eta.V.I \quad (11)$$

sendo:

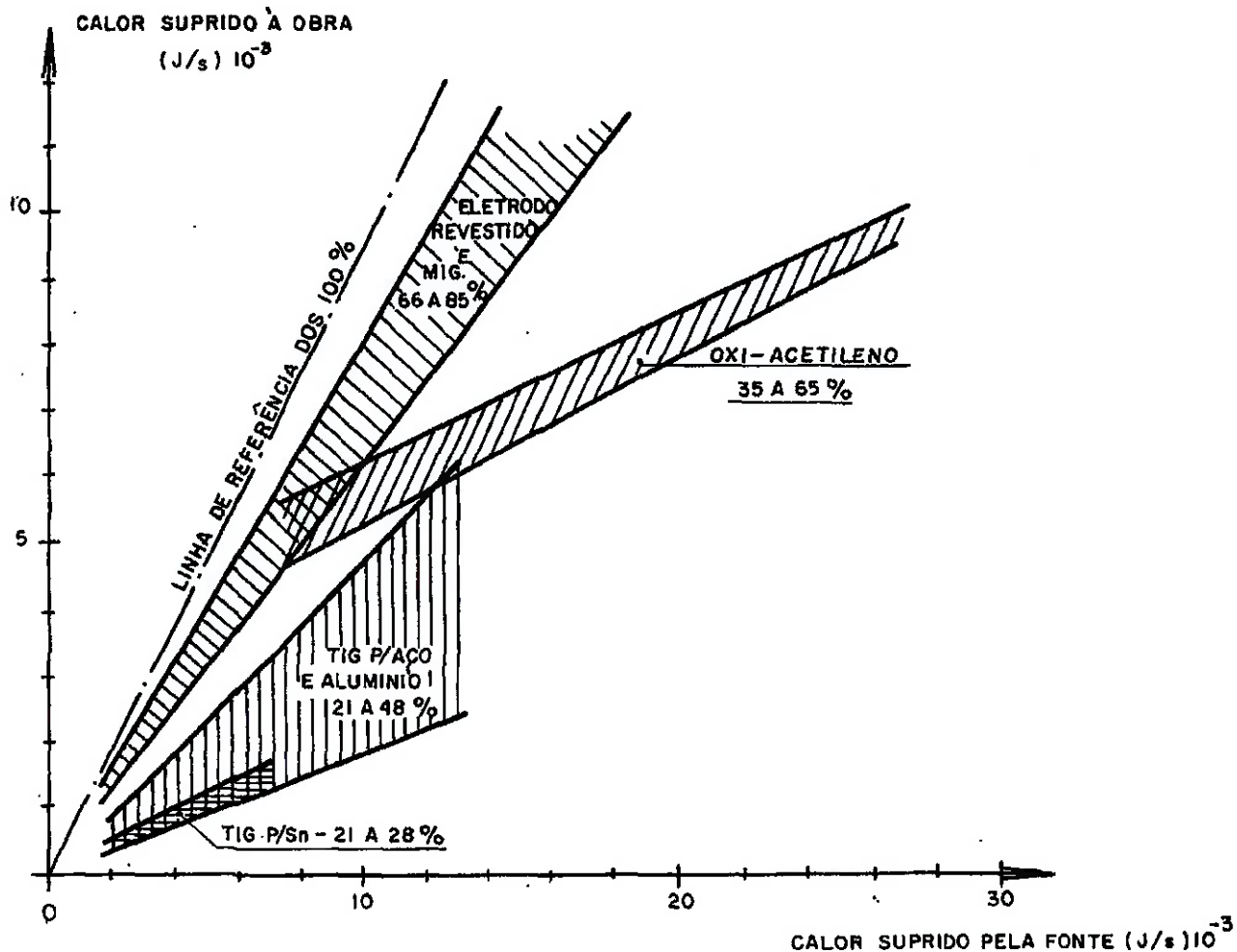
$Q_l$  = energia líquida (W)



$\eta$  = eficiência ou rendimento do arco elétrico

V = tensão do arco, medido em volts (V)

I = corrente elétrica de soldagem, medida em ampères (A)



**Figura 2.14:** Curvas experimentais de eficiência do arco e dos rendimentos térmicos de alguns processos de soldagem. Adaptado de [5, 28, 31]. Curvas experimentais de eficiência do arco e dos rendimentos térmicos de alguns processos de soldagem. Adaptado de [5, 28, 31].

Conforme experimentos realizados, dentre os vários processos à fusão e que utilizam o arco elétrico como fonte de energia térmica, calor, as eficiências evidenciadas foram em torno de 0,2 a 0,85 [30]. O processo MIG apresenta uma eficiência ( $\eta$ ), em torno de 0,66 a 0,85, conforme a figura 2.14 [5, 28].

Do ponto de vista da solda, os estudos determinam os conceitos de aporte de calor total e líquido, seguindo o mesmo conceito em termos de eficiência da energia disponibilizada para o arco elétrico [5, 8, 18, 28, 30]. Dessa forma, o aporte de calor

total e líquido, para a solda, podem ser estimados através das equações 12 e 13, respectivamente [5, 8, 18, 28, 30].

A equação 12, define o aporte de calor total (Ht) [5, 8, 18, 28, 30].

$$Ht = \frac{V \cdot I}{v} \cdot 60 \quad (12)$$

sendo:

Ht = aporte de calor total (J/cm)

V = tensão do arco elétrico (V)

I = corrente elétrica de soldagem (A)

$v$  = velocidade de avanço da fonte de calor (cm/min)

A equação 13, define o aporte de calor líquido (Hl) [5, 8, 18, 28, 30].

$$E = Hl = \frac{\eta \cdot V \cdot I \cdot 60}{v} \quad (13)$$

sendo:

$E = Hl$  = aporte de calor líquido (J/cm)

$\eta$  = eficiência ou rendimento do arco elétrico

V = tensão do arco elétrico (V)

I = corrente elétrica de soldagem (A)

$v$  = velocidade de avanço da fonte de calor (cm/min)

O aporte de calor líquido (Hl), representa a quantidade de energia efetiva que foi disponibilizada para o processo de soldagem e determina não só o volume da poça de fusão, mas também o seu tempo de solidificação e as velocidades de resfriamento e aquecimento na junta soldada [5, 8, 18, 28, 30].

A transferência do calor líquido da fonte para o sólido e seu fluxo através do mesmo, foram estudados tendo a condução dessa energia sido baseado no tempo (t) e referenciado através de um sistema cartesiano triortogonal (x, y, z). A primeira solução analítica, para aplicação na soldagem, foi desenvolvida por Rosenthal, D. [11], e equacionada através da chamada equação fundamental da transferência de calor [5, 18, 28, 31].

A equação 14, expressa essa relação [5, 28].

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda_T \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda_T \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda_T \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_0 = \rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (14)$$

sendo:

$T$  = temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ )

$x,y,z$  = coordenadas cartesianas triortogonais (mm)

$t$  = tempo (s)

$\lambda_T$  = condutibilidade térmica do material, em função da temperatura ( $\text{J/s.mm.}^{\circ}\text{C}$ )

$q_0$  = sorvedouro ou fonte de calor, proveniente do sólido ( $\text{J/s.mm}^3$ )

$\rho$  = densidade do material ( $\text{g/mm}^3$ )

$c$  = calor específico do material no estado sólido ( $\text{J/g.}^{\circ}\text{C}$ )

Para o caso do processo GMAW, os estudos consideram duas simplificações, assim como são feitas para o processo GTAW, para uma resolução prática. A primeira é com relação a condutibilidade térmica do material sendo considerada constante, independentemente da temperatura, ou seja, ( $\lambda_T = \lambda$ ) e a segunda, é que não existe uma fonte de calor ou sorvedouro proveniente da peça. Aplicando as simplificações na equação 14, obteve-se a equação 15, denominada equação básica de Fourier [5, 18, 28, 31, 32].

$$\lambda \cdot \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{k} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (15)$$

sendo:

$k = \frac{\lambda}{\rho \cdot c}$  = difusividade térmica do material ( $\text{mm}^2/\text{s}$ ); as demais variáveis iguais

a equação 14.

O estudo específico da transferência de calor e sua condução no sólido, foi baseado nos efeitos que essa energia causa em termos metalúrgicos nas microestruturas cristalinas dos materiais, nas propriedades mecânicas, nas distorções e nas tensões residuais [5, 18, 28, 31, 32]. Os pontos de interesse nestas avaliações foram a taxa de solidificação do metal de solda, as distribuições de temperaturas e as temperaturas máximas atingidas na região da solda, o que inclui o metal de solda e a ZAC, a taxa de resfriamento do metal de solda e da ZAC e a distribuição de calor entre o metal de solda e a ZAC [31].

Nos estudos desenvolvidos na soldagem, para compreensão dos mecanismos pelos quais ocorrem o fluxo de calor nos sólidos, um conceito sobre espessura grossa e espessura fina, diferente do censo comum, foi estabelecido.

A distinção entre espessura grossa ou fina, esta relacionada com o modo pelo qual o calor escoar pelo material. A figura 2.15, ilustra os modos de escoamento do calor através da espessura do material [32]. Basicamente foram considerados nos estudos, dois modos de escoamento do calor através das espessuras dos materiais, o bidimensional e o tridimensional [5, 18, 28, 31, 32].

No âmbito da soldagem, um dos principais mecanismos de distribuição do fluxo de calor nos sólido é a condução [5, 18, 31]. Dessa forma, para grossas espessuras dos materiais à serem unidos, estas possuem uma quantidade de material em massa e volume maior em torno da junta soldada, quando comparados às finas espessuras.

Esta condição favorece o escoamento do calor na forma tridimensional, o que acelera a perda de calor na região da junta soldada. Nas finas espessuras, o escoamento do calor ocorre predominantemente de modo bidimensional, o que provoca uma maior concentração de calor na região da junta soldada, mantendo-se os mesmos parâmetros de soldagem. Portanto, cordões de solda em grossas espessuras tendem a um resfriamento rápido, enquanto que em finas espessuras tendem a superaquecer.

Com o objetivo de encontrar uma simplificação para a resolução da distinção entre espessura grossa ou fina estabeleceu-se uma variável adimensional denominada espessura relativa da chapa "Tau" ( $\tau$ ) [18, 31, 32]. Esta variável é função da espessura efetiva do material, do calor específico volumétrico do material, da energia de soldagem líquida, da temperatura inicial do material e da temperatura na qual a velocidade de resfriamento foi calculada [18, 31]. A equação 16 expressa essa relação [18, 31, 32].

$$\tau = h \cdot \sqrt{\frac{\rho \cdot C \cdot (T_c - T_0)}{E}} \quad (16)$$

sendo:

$\tau$  = espessura relativa da chapa (adimensional)

$h$  = espessura nominal da chapa (mm)

$T_0$  = temperatura inicial do material (°C)

$T_c$  = temperatura na qual a velocidade de resfriamento foi calculada (°C)

$\rho C$  = calor específico volumétrico (J/mm<sup>3</sup>.°C), usualmente para aços utiliza-se 0,0044J/mm<sup>3</sup>.°C

$E = Hl$  = energia de soldagem líquida (J/mm), na equação 13, a energia de soldagem esta expressa em J/cm, por se tratar da forma usualmente aplicada na prática local.

Os limites de contornos estabelecidos para ( $\tau$ ), definem como espessuras finas se  $\tau \leq 0,6$ , e espessuras grossas se  $\tau \geq 0,9$ . Para valores entre  $0,6 \geq \tau \geq 0,9$ , se estiverem mais próximos do limite superior, consideram-se espessuras grossas e valores próximos ao limite inferior, consideram-se espessuras finas. Convencionou-se, com o objetivo de simplificar o conceito da espessura relativa que valores de ( $\tau$ ), inferiores a 0,75 consideram como espessura fina e superiores como espessuras grossas [18, 31, 32].

Para a simplificação da resolução da equação básica de Fourier, equação 15, a qual está elaborada no campo tridimensional, admitiu-se nos estudos, o regime "quase-estacionário" [5, 18, 28, 31, 32]. Neste regime foram considerados que a distribuição das temperaturas sobre a superfície do material fosse constante, ou seja, as respectivas isothermas mantinham sua forma constante ao longo da trajetória da soldagem. Para ilustrar esta condição, considerou-se que o observador estivesse postado sobre a fonte de calor, conseqüentemente, movimentando-se junto com a fonte em uma dada velocidade constante, sob a orientação do sistema cartesiano estabelecido. A seção transversal, ou seja, a espessura, fosse constante. E os respectivos comportamentos e efeitos oriundos da iniciação e terminação das soldagens fossem desprezados.

A figura 2.16, apresenta esquematicamente a distribuição tridimensional de temperatura na soldagem e as isothermas. Essas considerações permitiram relacionar a coordenada do sistema cartesiano, correspondente ao deslocamento da fonte de calor no sentido e direção da formação do cordão de solda, através da equação 17 [5, 18, 28, 31, 32].

$$w = x - v \cdot t \quad (17)$$

sendo:

$w$  = coordenada móvel

$x$  = coordenada cartesiana

$v$  = velocidade de avanço da fonte de calor

$t$  = tempo

Essa consideração permitiu obter a equação 18 que rege o regime “quase-estacionário” do ponto de vista das temperaturas isotérmicas ao longo da trajetória da fonte de calor. As linhas das isotermas para o regime “quase estacionário” do escoamento de calor tridimensional foram aproximadas para o formato de semicírculos, enquanto que para o escoamento bidimensional no regime “quase estacionário” foram aproximadas para linhas perpendiculares à superfície do material.

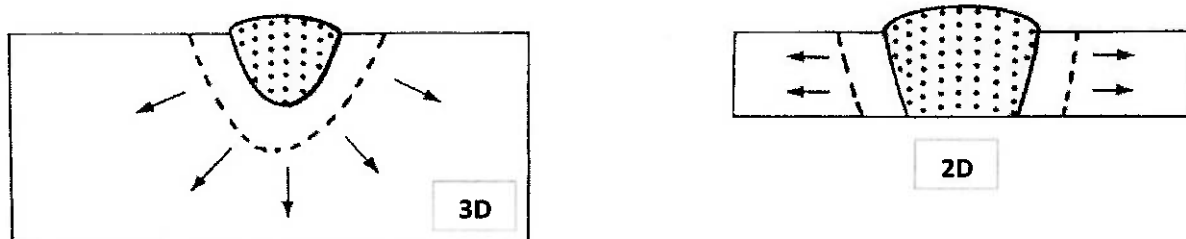
A equação 18, expressa os fenômenos térmicos para um escoamento tridimensional [5, 18, 28, 31, 32].

$$\frac{\partial^2 T}{\partial w^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = - \frac{v}{k} \cdot \frac{\partial T}{\partial w} \quad (18)$$

sendo:

$v$  = velocidade de avanço da fonte de calor (mm/s)

$k = \frac{\lambda}{\rho \cdot c}$  = difusividade térmica do material (mm<sup>2</sup>/s)



**Figura 2.15:** Comportamento do escoamento de calor em função da espessura do material. Adaptado de [31, 32].

A figura 2.17, apresenta esquematicamente a característica do fluxo de calor no sólido em função da espessura relativa ( $\tau$ ).

Os estudos mostram que para a condição de escoamento tridimensional do calor, o cômputo das temperaturas para os pontos na região da junta soldada, pode ser expresso pela equação 19. As temperaturas foram expressas em função da localização dos pontos dentro do sistema cartesiano estabelecido ( $R$ ,  $R_n$  e  $R'_n$ ), da temperatura inicial do material ( $T_0$ ), da quantidade de energia de soldagem total ( $Q$  ou  $Ht$ ), aplicada na junta e da condutibilidade térmica do material ( $\lambda$ ) [5, 18, 28, 33].

$$T = T_0 + \frac{Q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} e^{-\alpha \cdot w} \left[ \frac{e^{-\alpha}}{R} + \sum_{n=1}^{\infty} \left( \frac{e^{-\alpha \cdot R \cdot n}}{R_n} + \frac{e^{-\alpha \cdot R' \cdot n}}{R'_n} \right) \right] \quad (19)$$

sendo:

$T$  = temperatura na posição avaliada ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_0$  = temperatura inicial do material ( $^{\circ}\text{C}$ )

$Q = Ht$  = quantidade de energia total disponibilizada pela fonte de calor ( $\text{J/s.mm}$ ), que para o caso de eletrodo consumível pode ser determinada pela equação 12.

$$R = \sqrt{w^2 + y^2 + z^2} \quad (\text{mm})$$

$$Rn = \sqrt{w^2 + y^2 + (2 \cdot n \cdot h - z)^2} \quad (\text{mm})$$

$$Rn' = \sqrt{w^2 + y^2 + (2 \cdot n \cdot h + z)^2} \quad (\text{mm})$$

$$\alpha = \frac{\nu}{2 \cdot k}$$

$h$  = espessura do material (mm)

Para o caso do escoamento de calor bidimensional o regime “quase estacionário” foi estimado através da equação 20 [5, 18, 28, 33].

Neste caso, foi assumido a coordenada móvel ( $w$ ), conforme feito no escoamento tridimensional, porém foi assumido adicionalmente que não houve escoamento de calor na direção da espessura, e sim somente lateralmente à junta soldada [5, 18, 28, 33].

$$\frac{\partial^2 T}{\partial w^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = - \frac{\nu}{k} \cdot \frac{\partial T}{\partial w} \quad (20)$$

No escoamento bidimensional o cômputo das temperaturas nas isothermas foi estimado através da equação 21 [5, 18, 28, 33].

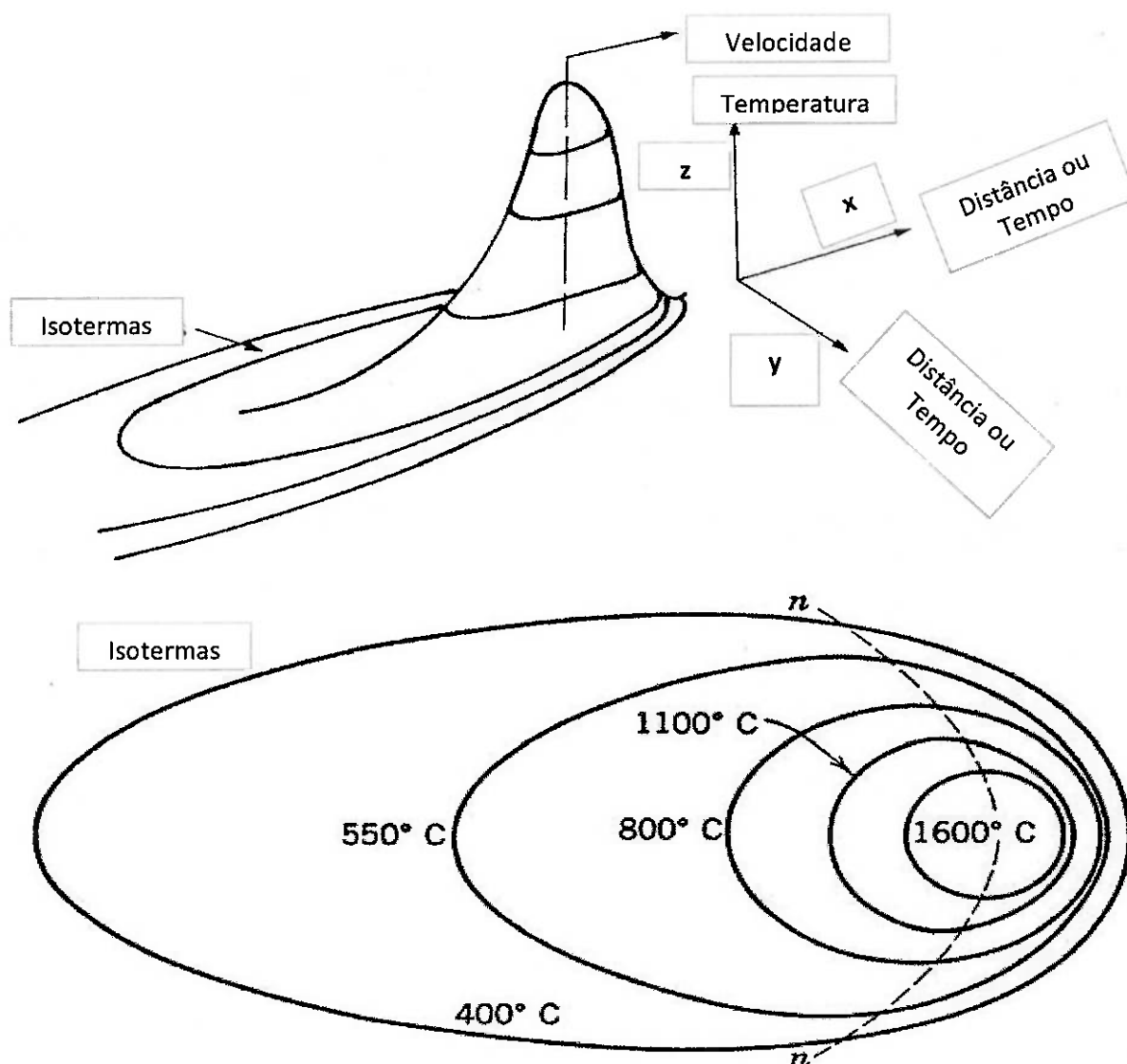
$$T = T_0 + \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} e^{-\alpha} \cdot k_0^{\alpha, r} \quad (21)$$

sendo:

$q$  = quantidade de energia total disponibilizada pela fonte de calor ( $\text{J/s.mm}$ )

$$r = \sqrt{w^2 + y^2} \quad (\text{mm})$$

$k_0^{\alpha, r}$  = função modificada de Bessel, de segunda espécie e ordem zero, definidos e quantificados em compêndios de matemática aplicada. Está relacionada com algumas propriedades termomecânicas dos materiais como difusibilidade e densidade.

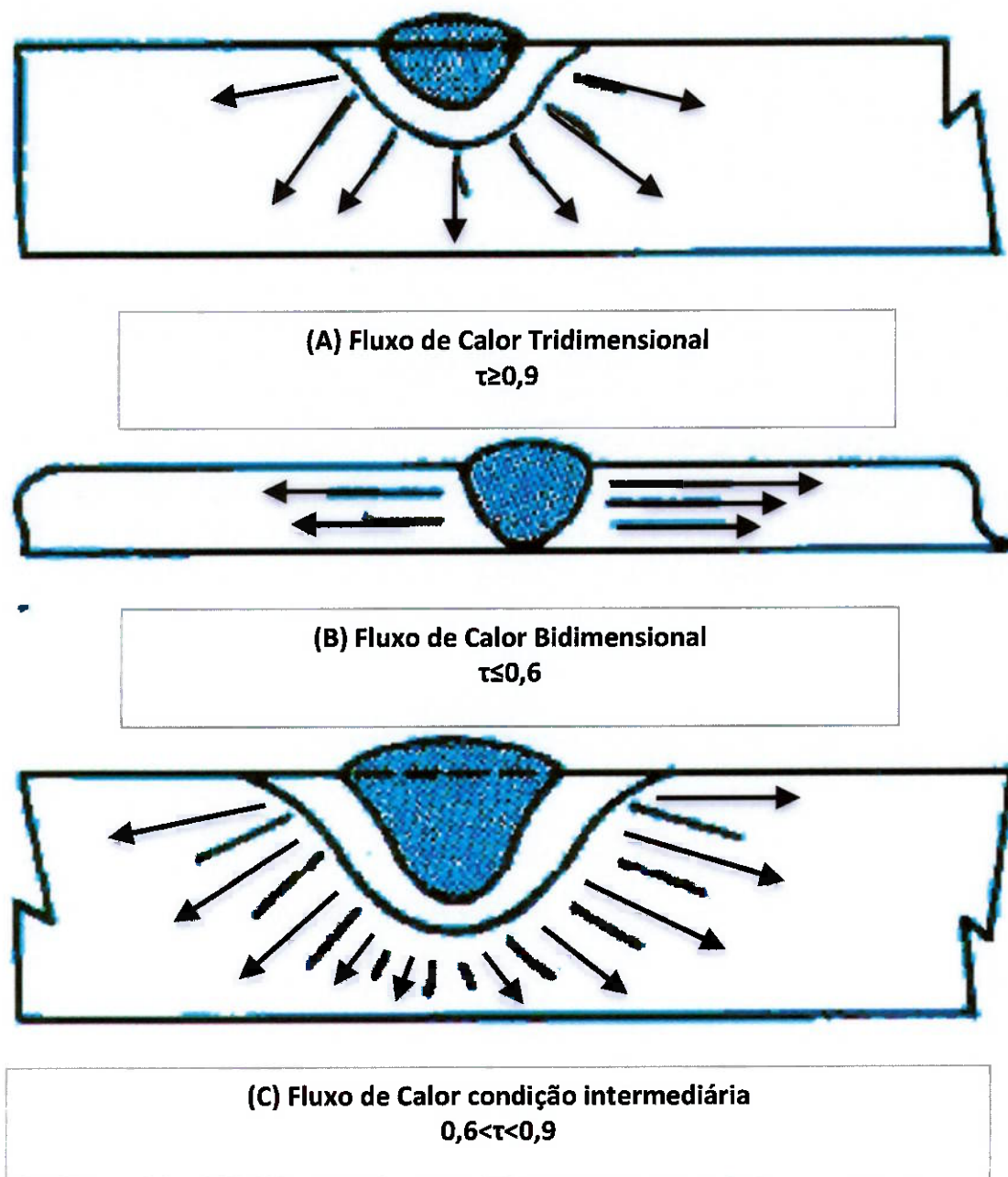


**Figura 2.16:** Esquema da distribuição tridimensional de temperatura na soldagem e a representação das Isotermas. Adaptado de [32].

Conforme estudos, do ponto de vista metalúrgico da região da solda, as variáveis referentes à temperatura máxima ( $T_{\text{máx.}}$ ) atingida e a velocidade de resfriamento ( $V_{\text{resf.}}$ ), a partir da máxima temperatura, possuem significativa influência nas propriedades finais desta região [5, 18, 28, 31, 32].

Essas variáveis agem diretamente nas condições de transformações de fases dos materiais metálicos, desde os modos de solidificação, passando pelas precipitações de fases deletérias, até o estado sólido final [5, 18, 28, 31, 32].





**Figura 2.17:**Característica do fluxo de calor em função da espessura relativa ( $\tau$ ). Adaptado de [31].

Em geral para os aços que são tratáveis termicamente, os estudos revelam que o conhecimento e o controle dessas duas variáveis trouxe benefícios na determinação de requisitos de pré-aquecimento das juntas soldadas. Seguindo a mesma linha de raciocínio, da determinação das temperaturas máximas nos pontos da região da solda, através das equações 19 e 21, para espessuras grossas e finas respectivamente, os estudos trataram separadamente a determinação das velocidades de resfriamento, ou seja, considerando o mesmo conceito de espessuras grossas e finas [5, 18, 28, 31, 32]. Para espessuras grossas a equação 22, expressa a

velocidade de resfriamento ( $V_{resf.g}$ ), em função da energia de soldagem líquida, da propriedade de condutividade térmica do material, da temperatura inicial da peça e da temperatura de interesse, que pode ser, por exemplo, a temperatura máxima atingida na linha de centro do cordão de solda.

$$V_{resf.g} = \frac{2 \cdot \pi \cdot \kappa \cdot (T_c - T_0)^2}{Hl} \quad (22)$$

sendo:

$V_{resf.g}$  = velocidade de resfriamento a partir da linha de centro da solda ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

$\kappa$  = condutividade térmica do material ( $\text{J/mm.s.}^{\circ}\text{C}$ )

$Hl$  = energia de soldagem líquida ( $\text{J/mm}$ ), a equação 13, expressa a unidade usualmente aplicada na prática.

$T_c$  = temperatura na qual a velocidade de resfriamento foi calculada ( $^{\circ}\text{C}$ )

$T_0$  = temperatura inicial da peça ( $^{\circ}\text{C}$ )

Para espessuras finas a equação 23, expressa a velocidade de resfriamento ( $V_{resf.f}$ ), levando em consideração além das variáveis da equação 22, neste caso a espessura do metal de base, a densidade do metal de base e o calor específico do metal de base.

$$V_{resf.f} = 2 \cdot \pi \cdot \kappa \cdot \rho \cdot C \cdot \left(\frac{h}{Hl}\right)^2 \cdot (T_c - T_0)^3 \quad (23)$$

sendo:

$V_{resf.f}$  = velocidade de resfriamento a partir da linha de centro da solda ( $^{\circ}\text{C/s}$ )

$h$  = espessura do metal de base ( $\text{mm}$ )

$\rho$  = densidade do metal de base ( $\text{g/mm}^3$ )

$\rho \cdot C$  = calor específico volumétrico do metal de base ( $\text{J/mm}^3 \cdot ^{\circ}\text{C}$ ); para aços em geral adota-se  $0,0044 \text{ J/mm}^3 \cdot ^{\circ}\text{C}$

$C$  = calor específico do metal de base ( $\text{J/g} \cdot ^{\circ}\text{C}$ )

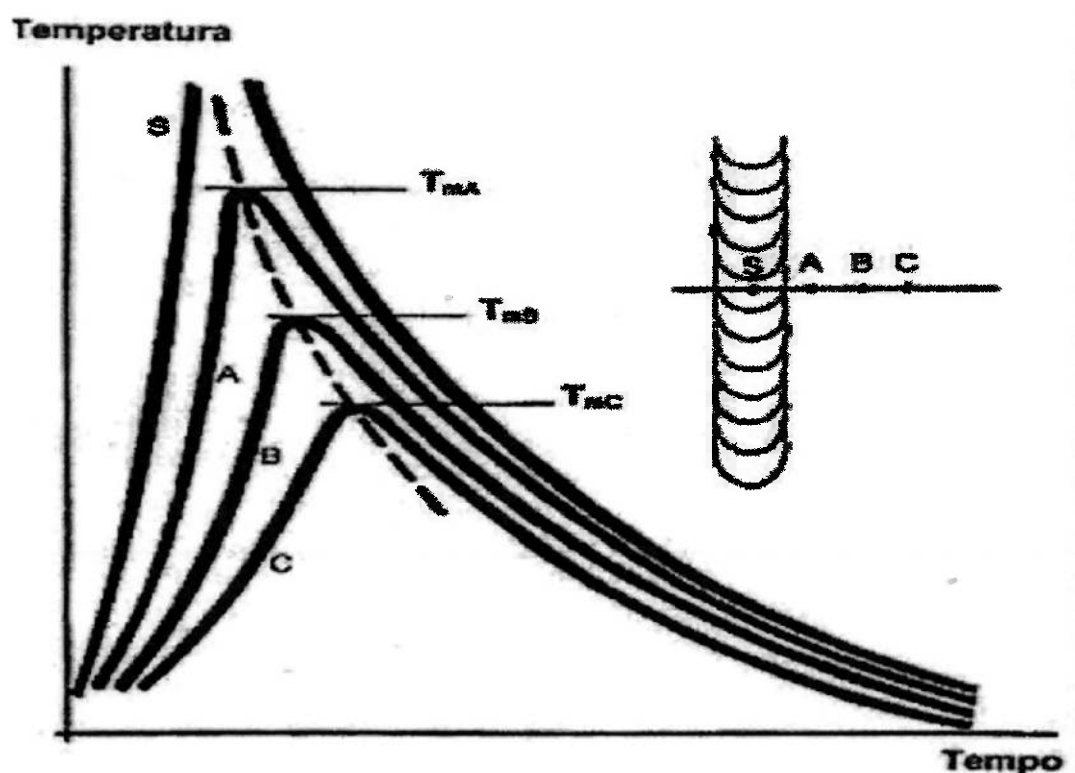
Os estudos demonstram que a análise das temperaturas experimentadas pelos vários pontos inseridos na junta soldada, seja em um único passe de solda ou em multipasses, ambos podem ser graficamente registrados e estabelecendo uma história térmica da junta. A história térmica de uma junta soldada é composta pela repartição

térmica em infinitos ciclos térmicos de soldagem. Esta é determinada pelas propriedades físicas do material, a temperatura inicial do metal de base, a geometria da junta, a energia de soldagem líquida e o formato da fonte de calor [5, 18, 31, 32].

O ciclo térmico representa a variação da temperatura com o tempo, para um dado ponto da junta soldada. Ele está relacionado com a microestrutura nas diferentes regiões da junta soldada. A Figura 2.18, apresenta esquematicamente diversos ciclos térmicos e a linha tracejada une as temperaturas máximas de cada um dos ciclos. Percebe-se que, o ciclo térmico experimentado por um determinado ponto da junta soldada, depende, entre outras coisas, da sua posição relativa à fonte de calor [5, 18, 28, 31, 32].

Por repartição térmica, os estudos demonstram que se trata da variação da temperatura máxima dos ciclos térmicos em função da distância ao centro do cordão de solda. Ela determina a extensão da zona afetada pelo calor (ZAC).

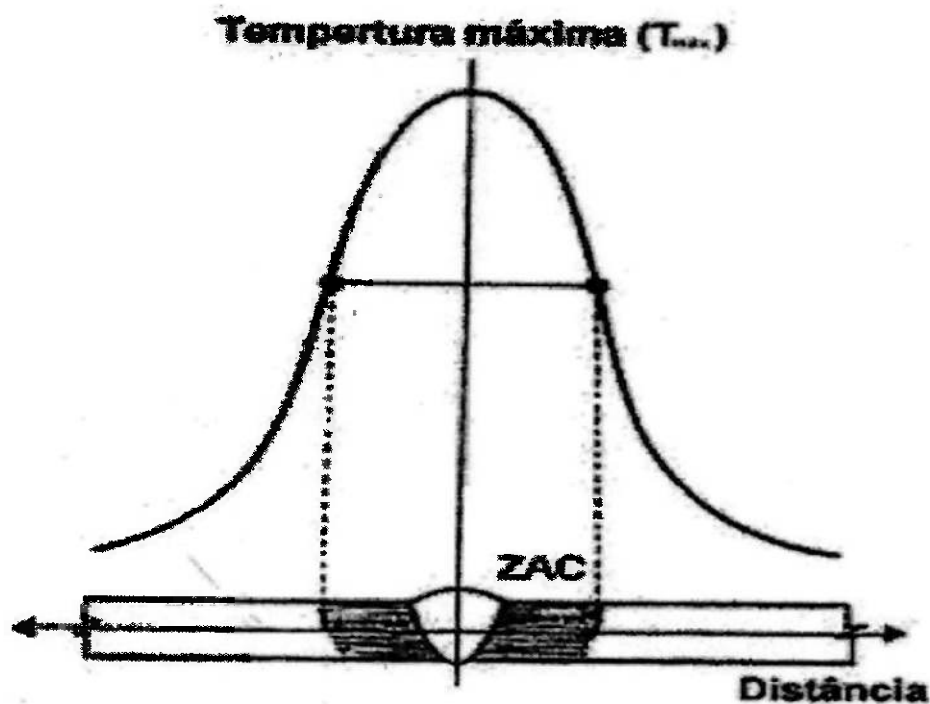
A Figura 2.19 apresenta esquematicamente a repartição térmica em uma junta topo-a-topo.



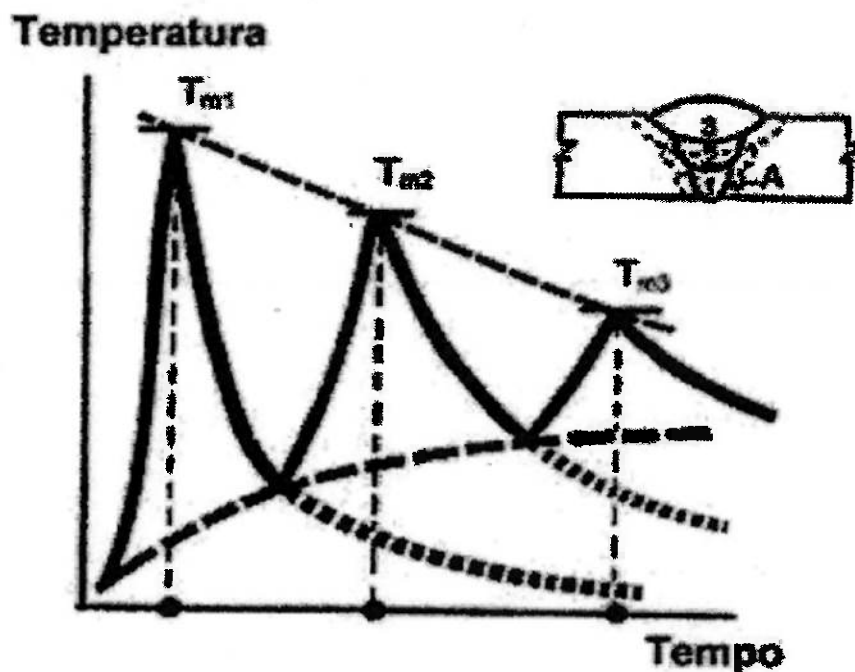
**Figura 2.18:** Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos da junta soldada tipo topo-a-topo [43, 44].

No caso de uma solda multipasse, a região da ZAC do passe da raiz, conforme representado pelo ponto (A) da figura 2.20, está sujeito a sucessivos ciclos térmicos.

Analizando a figura 2.20, constata-se uma diminuição na temperatura máxima do primeiro para o terceiro passe. Por outro lado, ocorreu um aquecimento do material como um todo com a sequência de execução dos cordões de solda subsequentes para o preenchimento da junta.



**Figura 2.19:** Repartição térmica de uma junta soldada tipo topo-a-topo [43, 44].



**Figura 2.20:** Exemplos dos ciclos térmicos experimentados por um ponto da ZAC perto da raiz de uma solda multipasse em uma junta do tipo topo-a-topo [43, 44].

### **2.3 Transferência metálica nos processos de soldagem com arco elétrico.**

Os diferentes tipos de transferência metálica variam em função do comprimento do arco elétrico, com a corrente elétrica de soldagem e com a geometria do eletrodo nu, ou seja, seu comprimento e diâmetro, sua composição química, a composição química do revestimento do eletrodo e o tipo de gás de proteção [5, 11, 18, 30, 34, 38]. Existem classificações que subdividem os tipos de modos de transferência metálica, em função das variáveis acima mencionadas, relacionando-as à exemplos de processos de soldagem nos quais podem ser aplicados, conforme ilustra a tabela 2.4 [11].

De maneira geral foram classificados em quatro tipos: a transferência globular, a transferência por curto-circuito, a transferência por pulverização e a transferência por arco pulsado [5, 8]. Neste trabalho foi abordado o processo de soldagem MIG com a transferência por arco pulsado e uma variação deste processo contemplando as melhorias tecnológicas aplicando em conjunto os benefícios da transferência por curto-circuito controlado, ambos descritos no capítulo 2.4.

Os estudos demonstram que na transferência metálica no processo MIG, apresenta um fenômeno caracterizado por uma variação do volume e da massa da gota de metal fundido do eletrodo, que reduzem em função de um aumento na corrente elétrica de soldagem [5].

Estudos anteriores [5, 8, 18, 30, 34], descrevem que a faixa de corrente elétrica, na qual ocorre este fenômeno da variação de volume e massa das gotas, denomina-se corrente de transição. Os estudos determinaram que esta faixa de corrente de transição varia em função da composição química do eletrodo nu, da geometria do eletrodo (comprimento e diâmetro), pela forma de aquecimento ou ativação e pela polaridade do processo(direta ou reversa) [5, 8, 18, 30, 34].

A figura 2.21, ilustra o efeito da faixa de corrente de transição na variação de volume e massa das gotas de metal fundido do eletrodo [5].

A corrente de transição indica a fronteira na qual ocorrem mudanças dos modos de transferências metálicas. Abaixo da corrente de transição o modo de transferência metálica é a globular e acima é a por pulverização axial [5, 8, 18, 30, 34, 35].

**Tabela 2.4:**Classificação do modo de transferência metálica conforme a IIW [11].

<b>Designation of transfer type</b>	<b>Welding processes (examples)</b>
<b>Free flight transfer</b>	
<b>Globular</b>	
<b>Drop</b>	<b>Low current gas metal arc (GMA) welding</b>
<b>Repelled</b>	<b>CO<sub>2</sub> shielded GMA welding</b>
<b>Spray</b>	
<b>Projected</b>	<b>Intermediate-current GMA</b>
<b>Streaming</b>	<b>Medium-current GMA</b>
<b>Rotating</b>	<b>High-current GMA</b>
<b>Explosive</b>	<b>Coated electrodes</b>
<b>Bridging transfer</b>	
<b>Short-circuiting</b>	<b>Short-arc GMA</b>
<b>Bridging without interruption</b>	<b>Welding with filler wire addition</b>
<b>Slag-protected transfer</b>	
<b>Flux-wall guided</b>	<b>Submerged arc welding</b>
<b>Other modes</b>	<b>Coated electrodes, cored wire, electrosag</b>

O tipo de transferência metálica, está relacionada com a quantidade de energia térmica necessária para fundir o material do eletrodo e a taxa de fusão do mesmo [5, 8, 18, 30, 34].

Estudos demonstram que no processo MIG em corrente contínua e polaridade reversa, para a fusão do eletrodo utiliza-se a energia das reações anódicas, a energia do efeito Joule, a radiação do arco e a radiação da poça de fusão, sendo que essas duas últimas não são relevantes em comparação às demais fontes mencionadas [5, 8, 35].

Para a obtenção da energia térmica necessária para fundir o eletrodo, existem as fontes de aquecimento que se dividem em: anódica, catódica, por resistência elétrica e por radiação [5, 17, 18, 35, 37]. O aquecimento anódico ocorre principalmente em função do choque de elétrons no anodo e uma outra parcela é devido a energia de condensação dos elétrons [5, 35]. O aquecimento catódico ocorre



principalmente através dos choques, que liberam energia, entre íons positivo no catodo e a sua neutralização na superfície do catodo [5, 35]. O aquecimento por resistência elétrica ocorre por efeito Joule fruto da passagem da corrente elétrica pelo eletrodo e o aquecimento por radiação ocorre em função da radiação térmica originada no arco elétrico e na poça de fusão [5, 17, 18, 35, 37].

Com base nas considerações acima, estudos anteriores [5, 17, 18, 35, 37], demonstram que a taxa de deposição esta diretamente relacionada com a polarização do processo de soldagem (direta ou reversa), com a resistividade elétrica que o eletrodo apresenta e suas geometrias e da composição do gás de proteção. A tabela 2.5, apresenta a influência de algumas variáveis dos processos de soldagem, à arco elétrico com utilização de gás de proteção, sobre as faixas de correntes de transição e nas taxas de deposição [5, 35].

Na transferência globular observou-se que o metal fundido na ponta do eletrodo, foi transferido para a poça de fusão em formato de glóbulos com diâmetros maiores que do respectivo eletrodo nu ou alma do eletrodo [5, 34, 38]. Neste modo, as tensões do arco elétrico variam entre moderadas a elevadas enquanto que a corrente de soldagem são baixas [5, 18, 34, 38]. Essas características denotam que arco elétrico possui um comprimento longo o que evita o curto-circuito entre a gota e a poça de fusão [34].

A faixa de corrente de transição ocorre basicamente em dois momentos; na mudança do modo de transferência metálica globular para o modo de pulverização axial e a segunda, na mudança do modo de transferência pulverizada axial para o modo de transferência metálica pulverizada rotacional [5, 8, 18, 35].

Com a variação na corrente de soldagem ocorrem alterações bruscas no comportamento das gotas fundidas na ponta do eletrodo nu. Conforme a figura 2.21, existe uma redução de massa e volume das gotas na faixa da corrente de transição. Este fenômeno caracteriza a transição do modo de transferência metálica inicialmente globular para pulverizada axial ou rotacional, dependendo da intensidade da corrente de transição [5].

A figura 2.22, ilustra o comportamento das gotas e a mudança do modo de transferência metálica em função da corrente de transição [5, 36].

Verificou-se através da figura 2.21 e da figura 2.22, que o comportamento das gotas e consequentemente o modo de transferência metálica são significativamente

influenciadas pela corrente elétrica de soldagem. Existe uma redução do volume das gotas e um aumento na quantidade de gotas desprendidas do eletrodo nu [5].

As variáveis que trazem influência sobre as faixas de correntes de transição são a composição química do eletrodo nu, o comprimento e o diâmetro do eletrodo nu, a polaridade do processo de soldagem e a ativação do eletrodo [5, 8, 35].

**Tabela 2.5:** Efeitos dos parâmetros de processo nas faixas de corrente de transição e na taxa de deposição. Adaptado de [5, 35].

Variáveis	CTGA		CTAR		Taxa de deposição	
	CCPI	CCPD(*)	CCPI	CCPD(*)	CCPI	CCPD
Composição do eletrodo nu	I	I	I	I	I	I
Aumento do comprimento do eletrodo nu	I ↓	I ↓	I ↓	I ↓	I ↑	I ↑
Aumento do diâmetro do eletrodo nu	I ↑	I ↑	I ↑	I ↑	I ↑	I ↑
Ativação	NI	I ↓	NI	I ↓	NI	I (↑/↓)
Gás protetor inerte(**)	NI	NI	NI	NI	NI	NI
ativo(***)	NI	NI	NI	NI	NI	I ↑

I = influencia- NI = não influencia ↑ = aumenta ↓ = diminui

(\*) Somente se o eletrodo nu estiver ativado

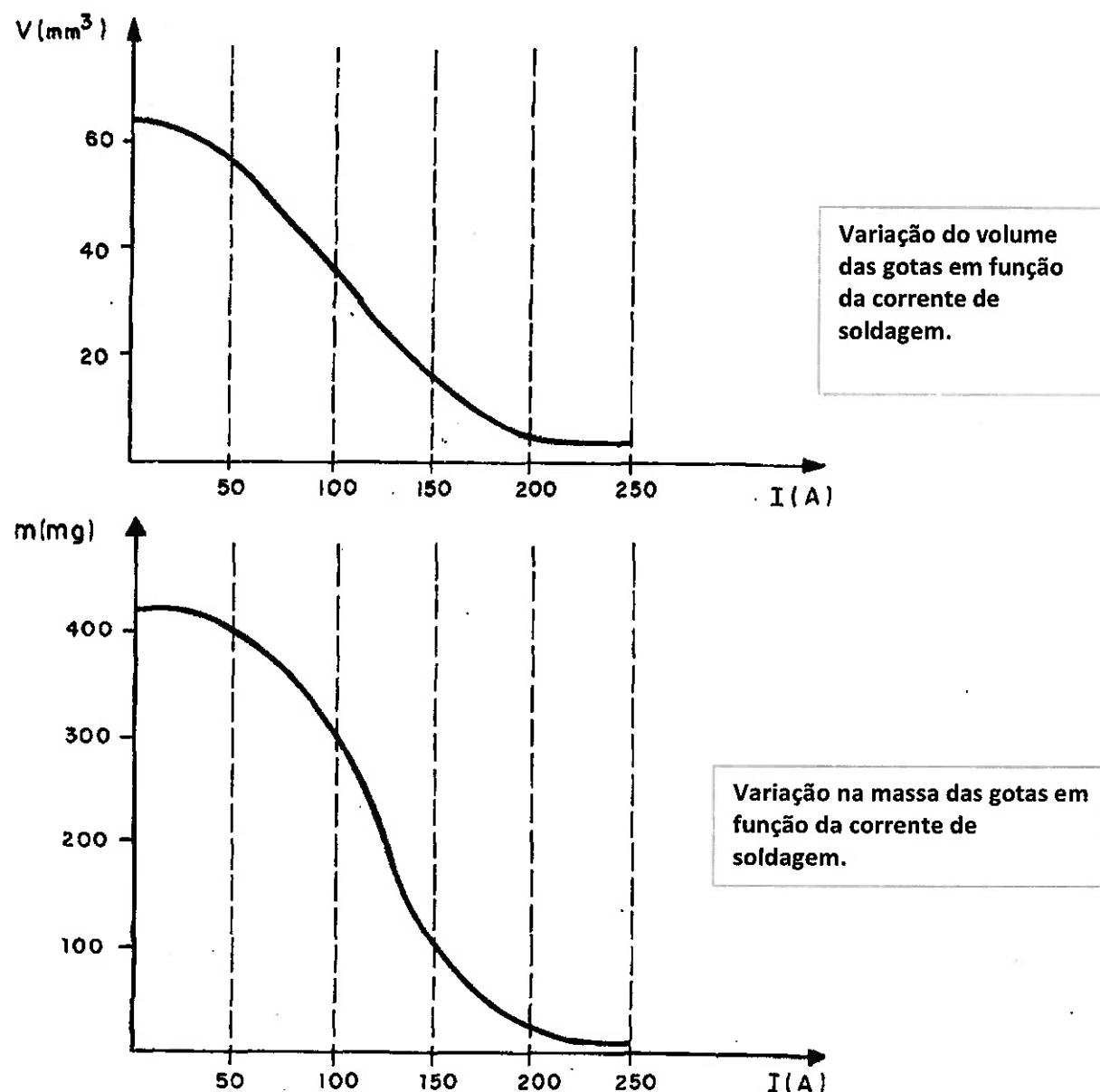
(\*\*) O gás hélio sempre produz transferência globular: para produzir transferência por pulverização axial deve-se misturar pelo menos 20% de argônio [35]

(\*\*\*) O CO<sub>2</sub> e o nitrogênio têm o comportamento similar ao hélio, Para produzir transferência por pulverização axial deve-se ativar a superfície do eletrodo nu com metais alcalinos [24]

Essa última variável trata de aplicação de elementos ativadores como fosfato de cério para reduzir a função trabalho termiônico dos gases envolvidos, influenciando na tensão superficial entre a gota e o eletrodo, reduzindo a faixa da corrente de transição [5, 8]. Esta aplicação foi descrita para o caso de polarização direta (eletrodo negativo), pois nesta condição predomina o modo de transferência globular e com a aplicação de elementos ativadores, favorece a criação do modo de transferência pulverizada axial [5, 8].

A figura 2.23, ilustra os efeitos da geometria do eletrodo na corrente de transição e nos modos de transferência metálica por pulverização axial e rotacional [30].

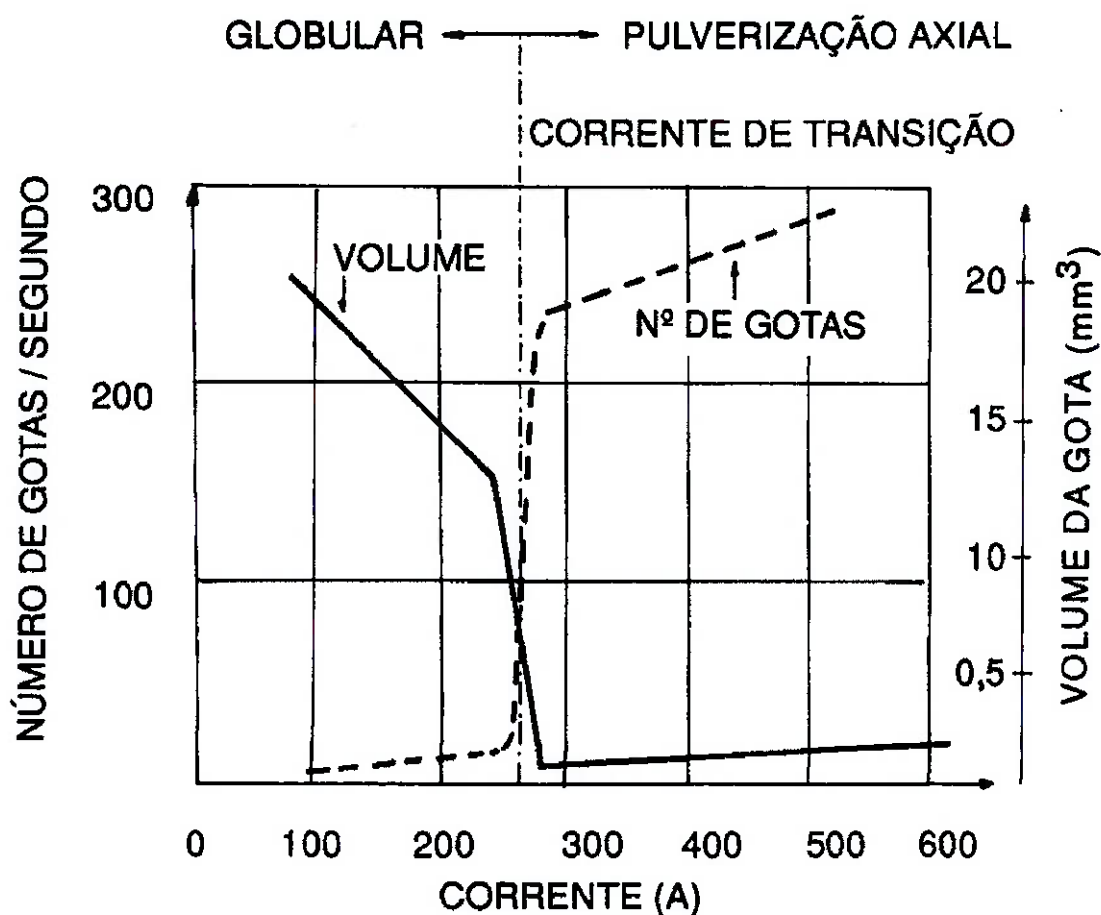




**Figura 2.21:** Efeitos da corrente de soldagem na variação de volume e massa das gotas, na transferência metálica do processo MIG. Adaptado de [5, 24].

Na transferência metálica por curto-circuito, segundo os autores [5, 8, 11, 18, 30, 34], foi observado que os níveis de tensão e corrente são baixos. Essas características contribuem para que o metal fundido na ponta do eletrodo cresça, formando uma gota cuja a dimensão supere o diâmetro do eletrodo nu [5, 8, 11, 18, 30, 34].

Simultaneamente em razão dessas características de tensão e corrente, o arco elétrico é curto que associado à grande dimensão da gota na ponta do eletrodo provoca o contato da mesma com a superfície da poça de fusão, antes de ocorrer o destacamento da gota em função do seu peso [5, 8, 11, 18, 30, 34].



**Figura 2.22:** Efeitos da corrente de transição sobre o comportamento das gotas segundo a variação do volume e a quantidade na transição dos modos de transferência metálica [5, 36]. Condição estabelecidas para a obtenção do gráfico foram eletrodo de aço carbono, com diâmetro de 1,6mm; corrente contínua polaridade reversa (CCPR); gás de proteção argônio com 1% de oxigênio; comprimento do arco de 6mm [5, 36].

Na transferência metálica por pulverização, segundo os autores [5, 8, 11, 18, 30, 34, 38], foram subdivididas em duas variações; uma denominada axial e a outra rotacional.

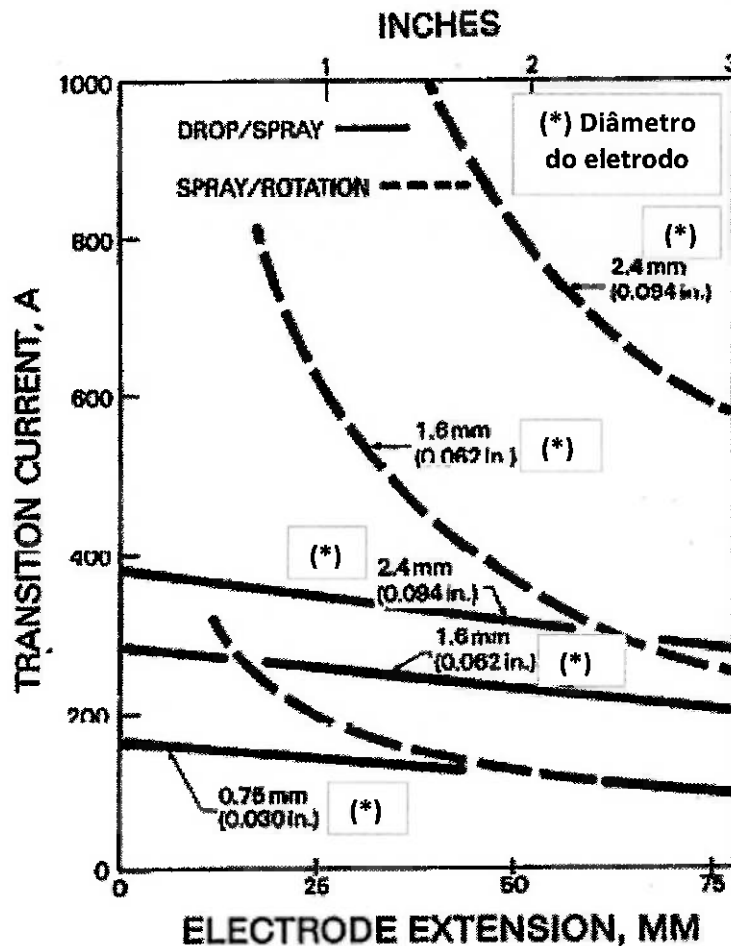
Em ambos os modos as gotas de metal fundido do eletrodo nu, possuem diâmetros bem menores que o mesmo.

Na pulverização axial, forma-se um jato de gotículas no formato cônico que segue a direção do eixo do eletrodo nu, até atingir a poça de fusão. Na pulverização rotacional o jato gira em torno do eixo do eletrodo nu.

No caso específico da pulverização rotacional, segundo o autor [38], possui uma configuração de distância do bico de contato à peça longa, em oposição a pulverização axial que é curta, e em decorrência dessa distância as forças

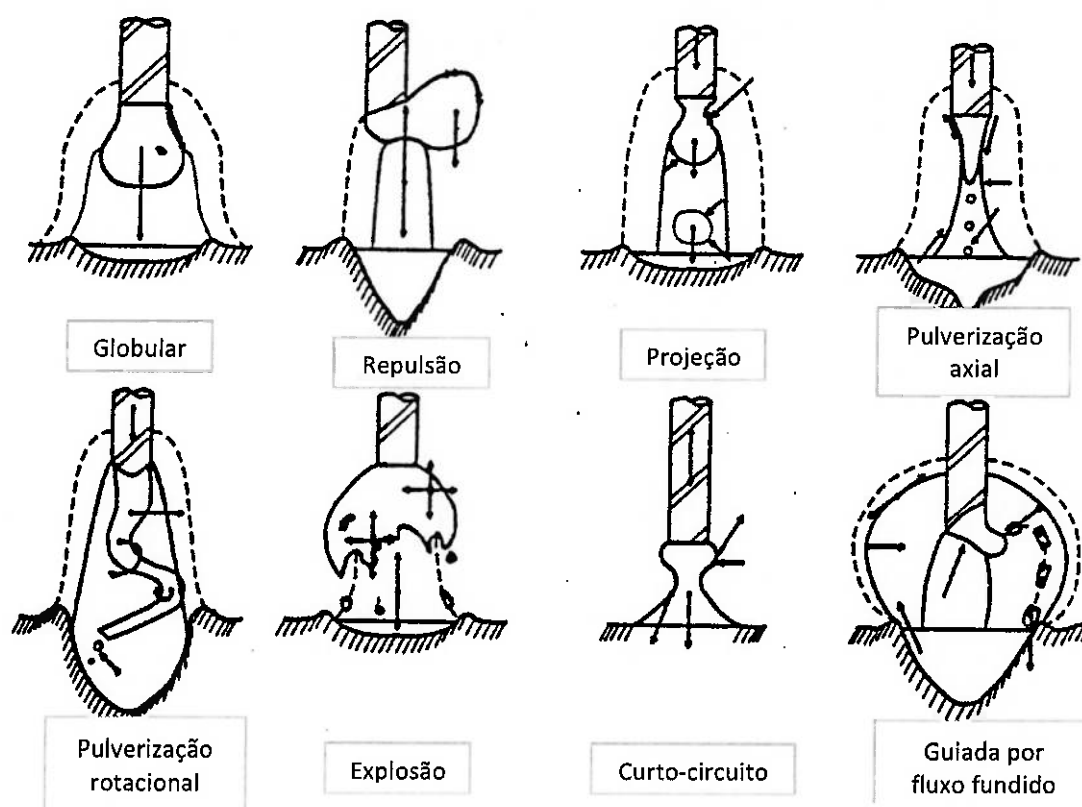
eletromagnéticas provocam o efeito de torção nas gotas em torno do eixo do eletrodo nu, criando uma trajetória radial para a gota até a poça de fusão [38].

A figura 2.24, apresenta esquematicamente os modos de transferência metálica, segundo a classificação do International Institute of Welding (IIW) [32, 38, 39].



**Figura 2.23:** Efeitos da geometria do eletrodo na corrente de transição nos modos de transferência metálica por pulverização axial e rotacional [30].

A transferência por arco pulsado, segundo os autores [5, 8, 11, 18, 30, 34], trata-se do mesmo conceito que transferência por pulverização, porém neste modo as gotas são controladas através das formas das ondas da corrente elétrica de soldagem. Neste modo as gotas são transferidas em cada pulso da corrente elétrica de soldagem.



**Figura 2.24:** Esquema ilustrativo dos modos de transferência metálica e suas variações. Adaptado de [32, 38, 39].

### **2.3.1 Influência da forma do perfil da curva da onda da corrente elétrica na transferência metálica no processo de soldagem MIG.**

Conforme observado no capítulo 2.3, a corrente elétrica de soldagem é uma das variáveis de fundamental relevância para a obtenção do adequado modo de transferência metálica. Cada processo de soldagem necessita do ajuste adequado do modo de transferência metálica para atender aos requisitos de projeto da junta soldada. Foram abordados neste trabalho os modos de transferência metálica correspondentes ao processo MIG e suas variações com arco pulsado e curto-circuito controlado. Os demais modos de transferência metálica que são aplicados aos outros processos de soldagem, não abordados neste trabalho, ficam como sugestões para trabalhos futuros.

No processo MIG existem os quatro principais modos de transferência metálica citados no capítulo 2.3, ou seja, o globular, por curto-circuito, por pulverização axial e rotacional e por arco pulsado [5, 8, 11, 18, 30, 34]. Conforme estudos, as correntes

de soldagem possuem uma forma e um comportamento característicos, assim como a tensão [5].

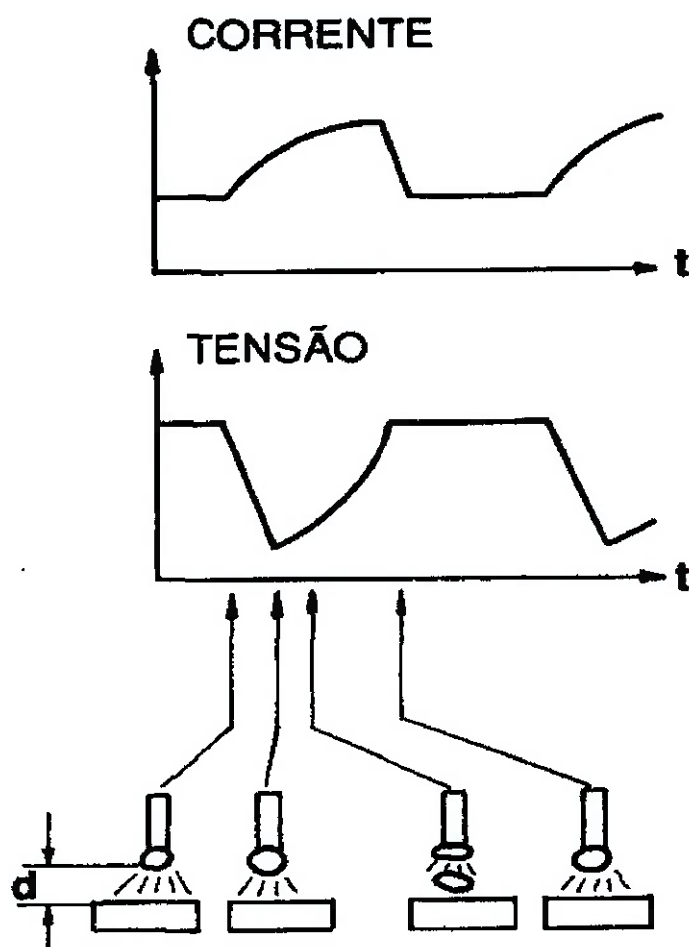
No processo MIG com transferência controlada, como foi o processo abordado, usualmente se utiliza equipamento caracterizado como de fonte de corrente constante [5, 34]. Ou seja, é possível regular os níveis de corrente de soldagem de forma que o equipamento mantenha uma corrente relativamente constante e a tensão passa a ser dependente dos demais parâmetros do processo [5, 34].

Conforme os estudos [5, 8, 30, 34, 38], na transferência globular o destacamento das gotas ocorre predominantemente com a força peso da própria gota que cresceu, assumindo um tamanho cujo o volume e massa favorecem a atuação da força peso. Adicionalmente à força peso atuam a força eletromagnética e a força de arraste, estas porém em menor escala devido a característica deste modo de transferência que apresenta baixas intensidades de corrente elétrica e tensão, conforme anteriormente exposto [5, 8, 30, 34, 38]. Após o destacamento da gota da ponta do eletrodo, esta percorre o arco elétrico na direção axial ao eixo do eletrodo nu até atingir a poça de fusão [5]. Pelo fato da gota realizar um voo livre entre a ponta do eletrodo até a poça de fusão, este modo de transferência tornou-se limitado para soldagens fora da posição plana [5, 8, 30, 34].

O comportamento da corrente e o respectivo formato da onda na transferência globular é simetricamente oposta ao comportamento da tensão, conforme ilustra a figura 2.25 [5].

Analisando a figura 2.25, verifica-se que momentos antes da gota ser destacada do eletrodo, a curva referente a tensão decai até um valor mínimo.

Simultaneamente a corrente de soldagem aumenta proporcionalmente à tensão até atingir um valor máximo de pico e neste momento no qual a tensão assume o valor mínimo e a corrente o valor máximo, ocorre o destacamento da gota e esta é transportada pelo arco até a poça de fusão [5].



**Figura 2.25:** Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica globular e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].

Conforme os estudos [5, 8, 18, 30, 34, 38], na transferência por curto-circuito, o destacamento da gota ocorre devido a componente radial da força eletromagnética (força de pinçamento). Após o curto-circuito ter sido estabelecido, conforme mencionado no capítulo 2.3, existe uma estricção entre a região da ponta do eletrodo e a gota, gerada devido ao aumento da corrente elétrica, também denominada corrente de curto-circuito. Nesta condição existe um aumento do campo magnético na região da ponta do eletrodo que resulta no aumento da intensidade da força de pinçamento. A gota neste momento está parcialmente envolvida na poça de fusão e a força devido a tensão superficial da poça de fusão, puxa a gota, favorecendo o destacamento da mesma [5, 8, 11, 18, 30, 34].

A figura 2.26, ilustra o comportamento da corrente elétrica e da tensão para o modo de transferência por curto-circuito [5].

Segundo estudos, uma característica peculiar neste modo de transferência por curto-circuito, é que existe o apagamento momentâneo do arco elétrico, ou seja, a

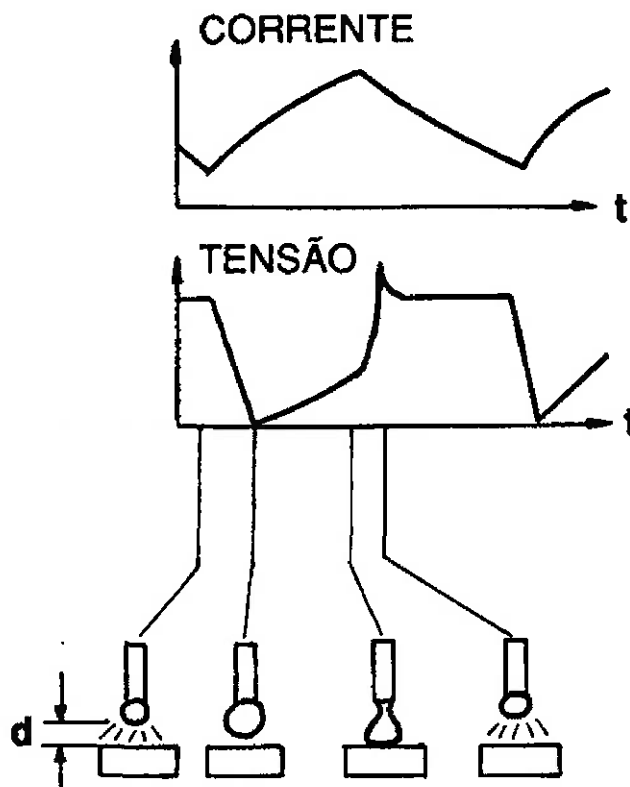
tensão cai a zero. Simultaneamente a corrente elétrica atinge a máxima intensidade que aliado às condições favoráveis do em torno do eletrodo, ou seja, gás de proteção ionizado, alta temperatura e alta densidade de corrente, o arco tem sua pré-ignição [5, 8, 10, 30].

No momento da re-ignição é o exato momento que ocorre o destacamento da gota do eletrodo e ocorre uma elevação da tensão até um pico que simultaneamente representa o momento no que a corrente começa a decrescer. Imediatamente após o destacamento da gota uma nova gota é iniciada [5, 8, 11, 18, 30, 34, 38].

Conforme os estudos [5, 8, 30, 34, 38], na transferência por pulverização os níveis de tensão e corrente de soldagem são mais elevadas (30V e 250A, respectivamente), em comparação àquelas aplicadas na transferência globular.

Em decorrência destas características de tensão e corrente, a frequência de transferência metálica para ambas as formas, axial e rotacional são elevadas [5, 8, 11, 18, 30, 34, 38]. O destacamento das gotas em ambos os casos (axial e rotacional), ocorre pela ação das forças eletromagnéticas e pela força de arraste.

Estudos demonstram que tanto para a tensão como para a corrente de soldagem existem apenas pequenas oscilações [5, 34].



**Figura 2.26:**Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica por curto-circuito e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].

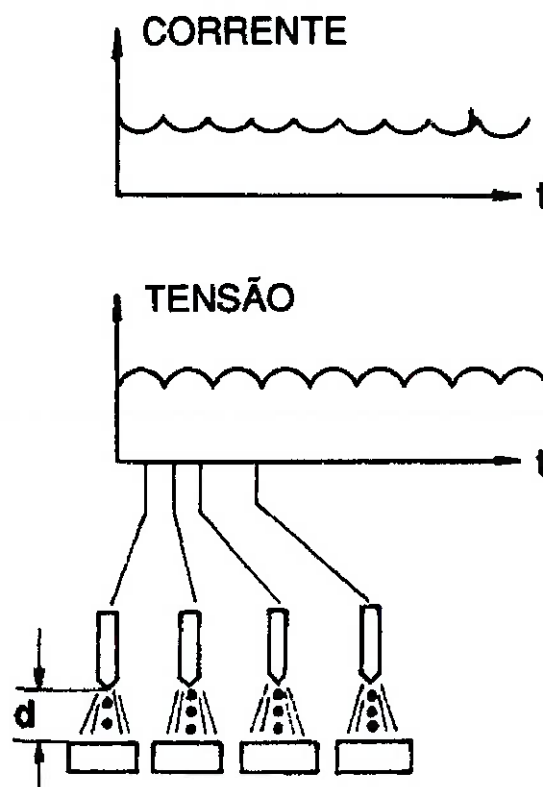
A tensão neste modo também acompanha proporcional e simetricamente a oscilação da corrente de soldagem.

A figura 2.27, ilustra o comportamento da corrente e da tensão no modo de transferência por pulverização axial. Uma característica peculiar é que apenas uma gota é transferida para a poça de fusão em cada pulso da corrente de soldagem [5, 8, 18, 30, 34, 38].

Conforme os estudos [5, 8, 30, 34, 38], na transferência por arco pulsado, os níveis de tensão e corrente de soldagem são elevadas como àqueles do modo de transferência pulverizada, porém com o comportamento de tensão e corrente de soldagem distintos. Em particular, neste processo a corrente de soldagem trabalha em dois níveis denominados corrente de pulso ( $I_p$ ) e corrente de base ( $I_b$ ).

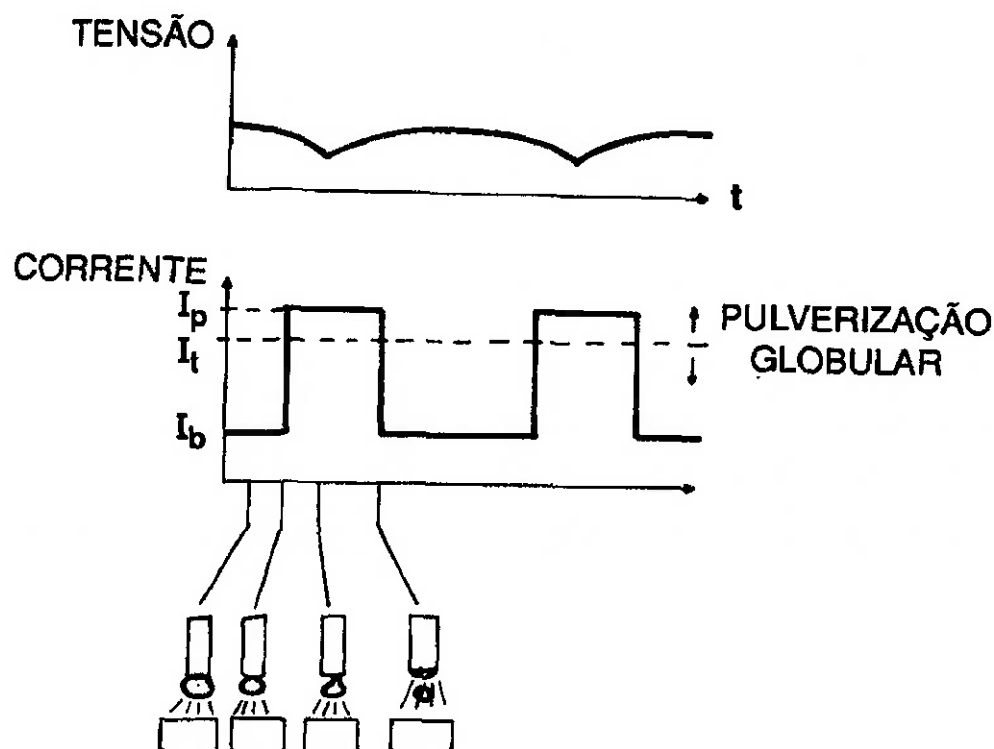
A figura 2.28, ilustra o comportamento da corrente de pulso e de base e da tensão [5]. Em decorrência destas características de tensão e corrente, a frequência de transferência metálica é elevada [5, 8, 11, 18, 30, 34, 38].

O destacamento das gotas ocorre pela ação das forças eletromagnéticas e pela força de arraste e essas seguem na direção do eixo do eletrodo nu, através do arco elétrico até a poça de fusão .



**Figura 2.27:**Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica por pulverização axial e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].





**Figura 2.28:**Esquema ilustrativo do modo de transferência metálica por arco pulsado e o comportamento da tensão e da corrente de soldagem. Adaptado de [5].

## **2.4 Processo de soldagem MIG pulsado (GMAW-P) Pulsed Gas Metal Arc Welding e MIG com transferência controlada por curto-circuito.**

O processo MIG é caracterizado e classificado pela sua fonte de energia, a elétrica, responsável por estabelecer e manter um arco elétrico entre o eletrodo e os materiais a serem unidos.

Somada à característica anterior, o processo é classificado pela sua natureza da união como sendo de fusão dos materiais envolvidos, partindo da distinção entre união no estado sólido e fusão. O eletrodo neste processo é consumido na poça de fusão, tornando-se parte integrante do metal de solda [5, 8].

Segundo estudos, o processo MIG, apresenta as seguintes características e aplicações, possui alta taxa de deposição, o processo pode ser semi ou totalmente automatizado. Produz soldas com alta qualidade para a maioria das ligas, e é comumente utilizado na soldagem dos aços inoxidáveis [5, 6]. O processo possui um

custo elevado, em função do gás de proteção e da mão-de-obra que deve ser habilidosa [5].

É muito recomendado que deva existir cuidados especiais com o posicionamento das juntas à serem soldadas [5].

A figura 2.29, ilustra o esquema de soldagem pelo processo MIG/MAG [5].

A característica da corrente de soldagem para o processo MIG é a de corrente contínua com polaridade reversa (CCPI), ou seja, eletrodo como polo positivo (catodo) e peça como polo negativo (anodo) [5, 8, 11, 18, 30, 34]. Somada a esta configuração, a utilização do Argônio (Ar) ou misturas ricas em Ar, como gás de proteção e com os ajustes adequados dos parâmetros de soldagem, como o tipo e intensidade de corrente e tensão, pode-se obter os quatro modos de transferência metálica já vistos [5, 34]. Este processo também admite a utilização de dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e hélio (He) ou suas misturas, porém nestes casos obtém-se somente transferência metálica globular ou por curto-circuito [5, 8, 18, 34].

A utilização de corrente contínua com polaridade direta (CCPD), independentemente do tipo de gás de proteção e dos ajustes de tipo de corrente e tensão, só é recomendada para a execução de revestimento [5, 8, 11, 18, 30, 34]. A razão é que nas transferências metálicas as gotas sofrem influência da ação das forças geradas pelo vapor metálico, que criam uma certa turbulência no interior do jato de plasma e que repelem as gotas desviando-as da trajetória para a poça de fusão [5, 34].

Conforme foi abordado no capítulo 2.3, os diversos modos de transferências metálicas reúnem uma série de variáveis de processo que necessitam de adequados ajustes para se obter o melhor desempenho. A tabela 2.6 resume qualitativamente algumas características para o processo MIG, em função dos modos de transferência metálica aplicáveis ao mesmo [5].

A figura 2.30, ilustra o efeito da polaridade no processo MIG no formato e na diluição do cordão de solda [5, 40].

Conforme abordado no capítulo 2.3, segundo os autores [5, 8, 11, 18, 30, 34], o gás de proteção tem influência no modo de transferência metálica e consequentemente influência na deposição do metal fundido e na poça de fusão. Dessa forma ele interage junto às características finais do cordão de solda com relação a penetração e geometria.

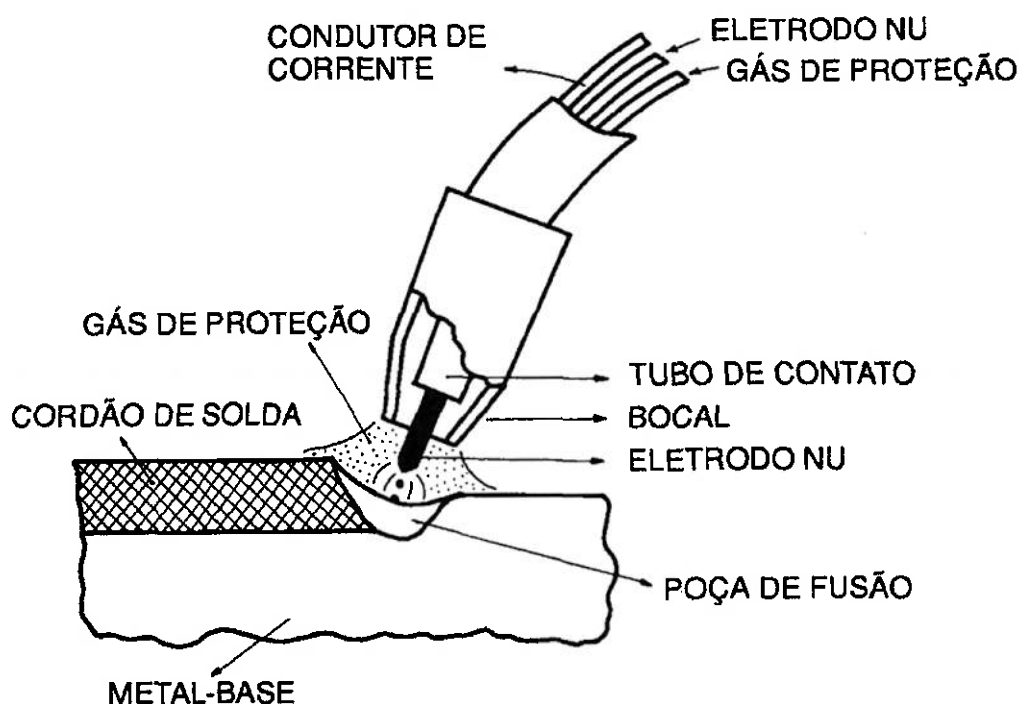
A figura 2.31, ilustra os efeitos de alguns gases e misturas de proteção que usualmente são aplicados ao processo MIG, no formato final do cordão de solda.

**Tabela 2.6:** Características gerais dos modos de transferência metálica no processo MIG. Adaptado de [5].

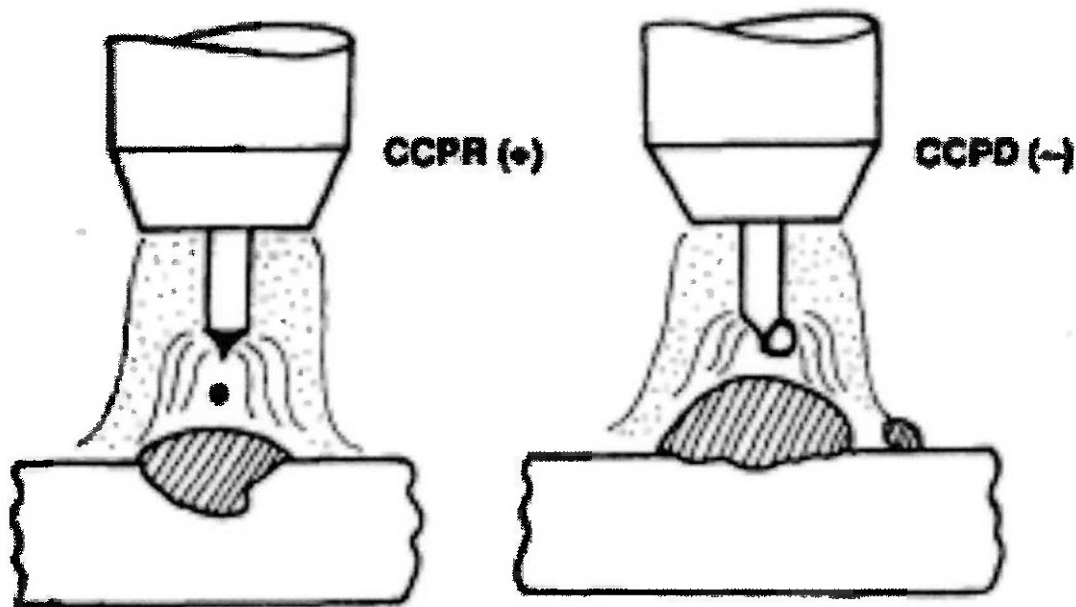
Tipo de transferência metálica	Gás de proteção	Posição de soldagem	Energia de soldagem (kJ) - (1)	Estabilidade do arco
Globular	todos	plana	1,2	intermediário
Curto-circuito	todos	todas	1,0	ruim
Pulverização axial	Argônio e misturas ricas em Argônio	plana/horizontal (em ângulo)	1,8	boa
Arco Pulsado	em Argônio	todas	1,2-1,6	boa

(1) Valores relativos tomando como base a transferência por curto-circuito

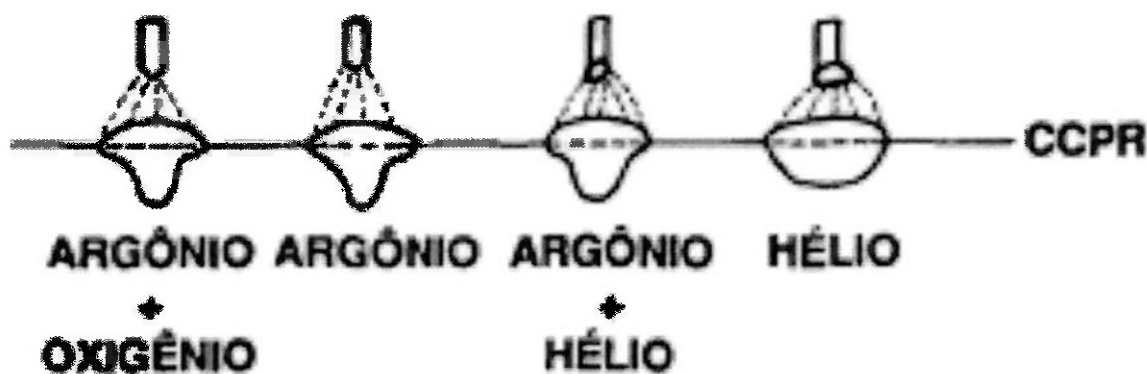
As tabelas 2.7 e 2.8, apresentam sugestões de gases e misturas de proteção, em função do tipo de transferência metálica, por pulverização axial e por curto-circuito, respectivamente, e o tipo de metal base a ser soldado e as respectivas vantagens [5, 41].



**Figura 2.29:**Esquema ilustrativo do processo MIG/MAG [5].



**Figura 2.30:**Efeito da polaridade no processo MIG/MAG no formato e na diluição do cordão de solda [5, 40].



**Figura 2.31:**Efeito dos gases e misturas de proteção, usualmente aplicado no processo MIG, nos formatos dos cordões de solda [5, 36].

Conforme abordado no capítulo 2.3 e segundos os autores [5, 11, 18, 30, 34, 42], nos modos de transferências metálicas, existe um correlacionamento entre as variáveis de taxa de fusão do eletrodo nu, a velocidade de alimentação do eletrodo e a corrente de soldagem, com a geometria do respectivo eletrodo nu.

Essa correlação ocorre da seguinte forma; a taxa de fusão correlaciona-se com a velocidade de alimentação e esta se correlaciona com a corrente de soldagem e ambas se correlacionam com o diâmetro do eletrodo nu.

**Tabela 2.7:** Sugestão de seleção de gases e misturas de proteção para soldagem com transferência por pulverização axial [5, 41].

Metal	Gás de proteção	Vantagens
Alumínio	argônio	espessuras até 25 mm; estabilidade do arco, transferência metálica boa, menos respingo
	75% hélio 25% argônio	espessuras de 25 a 75 mm; energia de soldagem maior que o argônio
	90% hélio 10% argônio	acima de 75 mm; energia de soldagem maior que as outras duas misturas; diminui a ocorrência de porosidade
Magnésio	argônio	excelente ação de limpeza
Aço-carbono	argônio+(3-5%)oxigênio	boa estabilidade do arco; poça de fusão facilmente controlável; diminui a ocorrência de mordedura, melhora o contorno de penetração
Aço de baixa liga	argônio+2% oxigênio	diminui a ocorrência de mordedura; proporciona boa tenacidade da solda
Aço inoxidável	argônio+1% oxigênio	boa estabilidade do arco; poça de fusão facilmente controlável; bom contorno de penetração; diminui a ocorrência de mordedura para chapas grossas
	argônio+2% oxigênio	melhor estabilidade do arco; velocidade de soldagem maior que a mistura com 1% de oxigênio para chapas frias
Cobre, níquel e suas ligas	argônio	bom controle da poça de fusão para espessuras até 3,5 mm
	hélio+argônio	elevada energia de soldagem de misturas de 50 a 75% de hélio para grandes espessuras e ligas com condutibilidade térmica elevada
Metais reativos (Ti, Zr, Ta)	argônio	boa estabilidade do arco; contaminação de solda minimizada; cobre-junta com gás inerte, para prevenir a contaminação com ar da passe de raiz

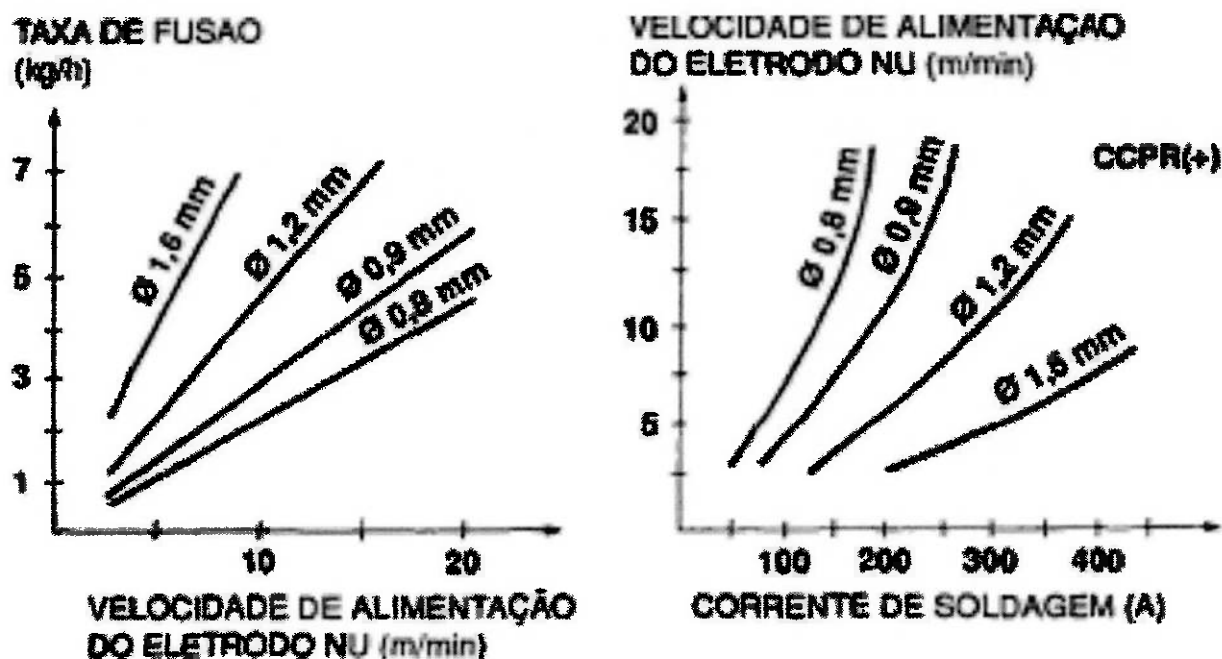
**Tabela 2.8:** Sugestão de seleção de gases e misturas de proteção para soldagem com transferência por curto-circuito [5, 41].

Metal	Gás de proteção	Vantagens
aço-carbono	argônio+(20 - 25%)CO <sub>2</sub>	espessura até 3,5 mm; velocidade de soldagem elevada; diminui a distorção e respingo; boa penetração
	argônio+50%CO <sub>2</sub>	espessuras maiores que 3,5 mm; diminui os respingos; solda com aparência limpa; bom controle da poça de fusão na posição vertical e sobrecabeça
	CO <sub>2</sub>	grande penetração; velocidade de soldagem elevada; baixo custo
aço de baixa liga	(60 - 70%) hélio + (25 - 35%) argônio + (1 - 5%) CO <sub>2</sub>	tenacidade razoável; estabilidade do arco excelente; poucos respingos
aço inoxidável	90% hélio+7,5% argônio+2,5%CO <sub>2</sub>	zona afetada pelo calor pequena; não há mordedura; minimiza a distorção; boa estabilidade do arco
alumínio, cobre, magnésio e níquel e suas ligas	argônio	adequado para pequenas espessuras
	argônio+hélio	para chapas grossas

No primeiro caso, conforme a velocidade de alimentação aumenta a taxa de fusão diminui para diâmetros menores do eletrodo nu.

No segundo caso, conforme a corrente de soldagem aumenta a velocidade de alimentação diminui para diâmetros maiores do eletrodo nu.

A figura 2.32, apresenta estas correlações para eletrodos de aço inoxidável da série 300 [5, 42].



**Figura 2.32:** Correlação entre taxa de fusão, velocidade de alimentação e corrente de soldagem para diversos diâmetros de eletrodos nus de aço inoxidável da série 300 [5, 42].

Com o avanço tecnológico dos equipamentos aliado ao aprimoramento das técnicas de soldagem, foi desenvolvido o MIG pulsado que apresenta como características vantajosas a alta produtividade aliada a alta qualidade da solda [5, 30, 34]. O processo é semiautomático, possibilita a soldagem em todas as posições, apresenta versatilidade pois possibilita a soldagem das maiorias das ligas metálicas e apresenta grande versatilidade possibilitando a soldagem de uma ampla faixa de espessuras dos materiais a serem unidos.

A corrente de soldagem, oscila em dois patamares distintos denominados de corrente de base ( $I_b$ ) e corrente de pulso ( $I_p$ ). A  $I_b$  é responsável pela manutenção do arco elétrico utilizando baixa energia, ou seja, nesta intensidade não existe transferência metálica. A  $I_p$  possui intensidade maior do que a corrente de transição para obter o modo de transferência metálica pulverizada axial. A  $I_p$  é responsável pela

fusão do eletrodo e a formação das gotas na ponta do eletrodo. A  $I_p$ , posteriormente à formação das gotas, age sobre o destacamento das mesmas [5, 34].

Com relação às características da transferência metálica, este processo reuniu as características benéficas do modo de transferência por curto-circuito e pulverizado axial [5, 34]. Como resultado obteve-se uma transferência mais estável, com um nível reduzido de respingos, com baixos valores de corrente de soldagem e consequentemente um baixo aporte de energia térmica na junta [5, 34]. Para este trabalho foram utilizados duas versões tecnologicamente melhoradas do convencional MIG pulsado, denominadas "RapidArc" e "Surface Tension Transfer" ou STT.

Segundo estudos [5, 34, 46, 47, 48], na versão "Rapidarc", foram obtidas faixas de tensões de soldagem mais baixas e faixas de velocidades de soldagem mais altas, em comparação ao MIG pulsado convencional. Segundo os autores [48], os benefícios acima foram proporcionados pela estabilidade do processo obtido através de um controle do comprimento de arco mais curto e mais estreito. A redução de respingos foi obtida através do controle do ciclo de transferência por curto-circuito.

Segundo estudos [5, 34, 46, 47, 49], na versão "Surface tension Transfer" (STT), teve como idealização reunir os principais benefícios do modo de transferência metálica por curto-circuito, associado a alta qualidade da solda, como obtida no processo TIG. Para tanto foram desenvolvidos melhores controles sobre as variáveis que afetam o comportamento da corrente elétrica de soldagem. A indutância do equipamento de soldagem, as características físico-químicas e geométricas do consumível, os efeitos transientes que ocorrem no momento da transferência metálica, como a tensão superficial, tipo de gás de proteção, velocidade de alimentação do eletrodo-aramé, a tensão no arco elétrico, são as variáveis que afetam o comportamento e até o formato da onda da corrente elétrica. Esta versão possibilitou o ajuste da corrente de soldagem de forma independente ao do ajuste da velocidade de alimentação do arame. Isto significou a possibilidade de incrementar ou reduzir os níveis de corrente de soldagem sem alterar a velocidade de alimentação do arame, influenciando de forma benéfica o ajuste da taxa de fusão, taxa de deposição e melhor penetração no momento da transferência metálica.

Essas características do arco elétrico sugerem que as transformações metalúrgicas provenientes do ciclo de soldagem sejam restringidas a áreas reduzidas

no em torno dos cordões de solda, tendo como benefício por exemplo, uma menor extensão da ZAC, para ambas as versões do processo MIG utilizado.

#### **2.4.1 Perfil da curva da onda característica da corrente de soldagem do processo MIG pulsado "Rapidarc".**

Conforme abordado nos capítulos 2.3 e 2.4, a característica responsável pelo preciso controle da transferência metálica por curto-circuito é o formato da onda da corrente elétrica do processo [5, 34, 46, 47, 48].

Nesta versão o formato da onda de corrente, promoveu uma transferência metálica por curto-circuito com níveis baixos de corrente elétrica e este fato reduziu a formação de respingos [5, 34, 46, 47, 48].

Pelo fato de existirem baixos níveis de corrente elétrica no momento do curto-circuito, as forças eletromagnéticas geradas em função da intensidade do campo magnético da corrente, as forças de vaporização do metal fundido, também são menos intensa o que minimiza a ocorrência de micro explosões [5, 34, 46, 47, 48].

A figura 2.33, ilustra o comportamento e o formato da onda da corrente elétrica deste processo [48].

Este comportamento do formato da corrente foi descrito em quatro etapas [5, 34, 46, 47, 48].

Na primeira corresponde um crescimento súbito da intensidade da corrente de soldagem para a fusão do eletrodo e formação da gota metálica na ponta do eletrodo.

Na segunda, uma queda controlada da intensidade da corrente reduz as forças oriundas da coluna de plasma o que causa um alívio da pressão sobre a superfície da poça de fusão.

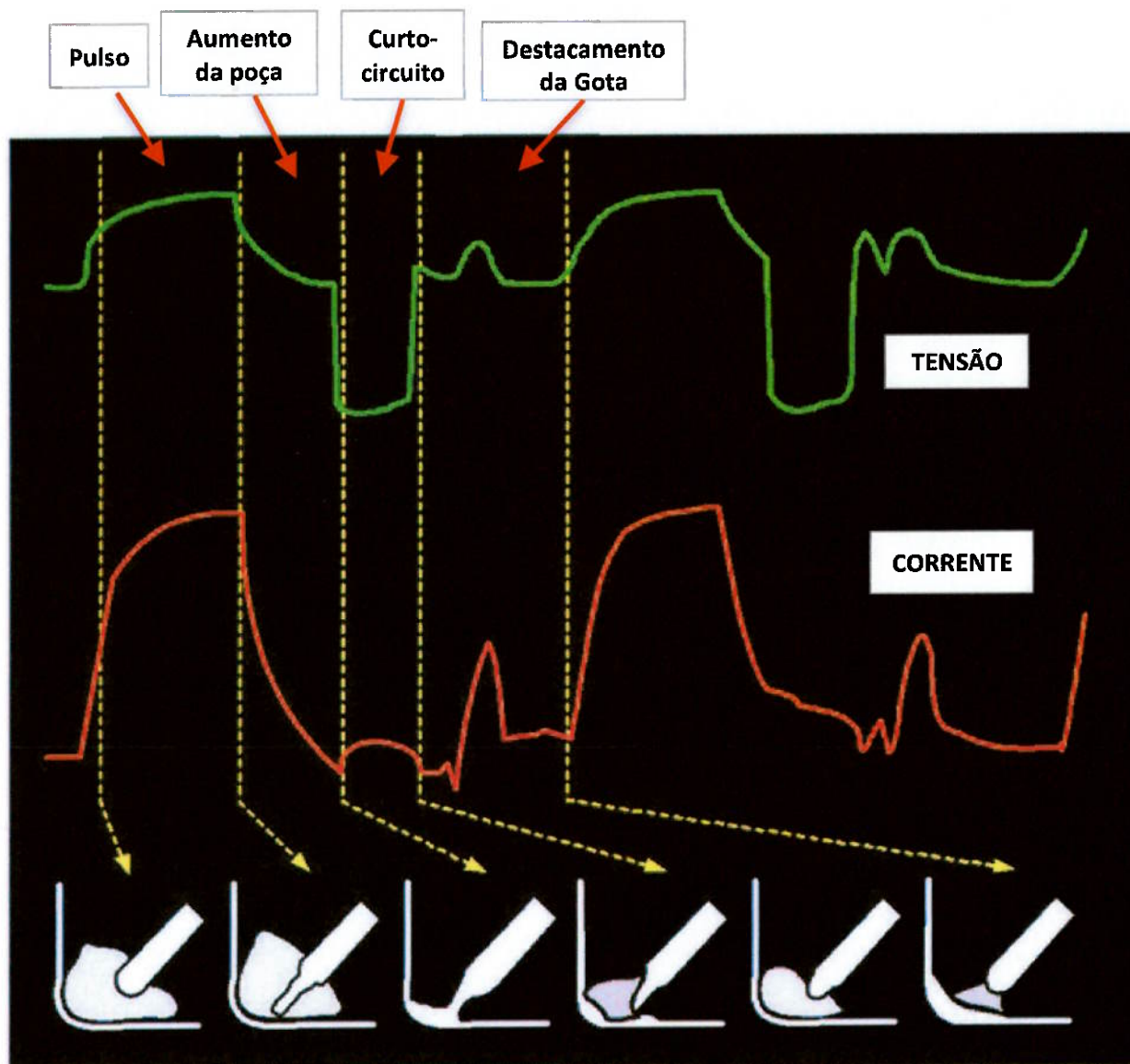
Uma característica desse processo é trabalhar com comprimentos de arco mais curtos, em função do propósito do melhor controle da intensidade da tensão e da corrente elétrica. Com o alívio da pressão sobre a superfície da poça, isso permite que a mesma aumente ligeiramente a ponto de realizar o contato com a gota e iniciar o curto-circuito.

Na terceira etapa, trata-se do curto-circuito propriamente dito e a quarta e última etapa se refere ao momento da separação da gota depositada na poça de fusão da ponta do eletrodo.



Na eminência do rompimento da ponte de metal líquido, a intensidade da corrente cresce suavemente proporcionando que o plasma “empurre” a superfície da poça de fusão, afastando-a da ponta do eletrodo simultaneamente com o movimento de afastamento do eletrodo na direção oposta.

Este comportamento garantiu um rompimento mais suave da ponte de metal líquido e conseqüentemente um melhor controle sobre a geração de respingos oriundos das micro explosões que ocorrem neste momento, e dos efeitos das forças de repulsão que existem neste instante [5, 34, 46, 47, 48].



**Figura 2.33:** Ilustração esquemática do formato da onda da corrente elétrica de soldagem do processo MIG pulsado “RapidArc”. Adaptado de [48].

### **2.4.2 Perfil da curva da onda característica da corrente de soldagem do processo MIG com transferência controlada "STT".**

Nesta versão o formato da onda, promoveu um melhor ajuste da corrente de soldagem. A transferência metálica por curto-circuito com níveis baixos de corrente elétrica resultou na redução da formação de respingos e baixo aporte de energia térmica [5, 34, 46, 47, 49, 50].

Conforme estudos [5, 34, 46, 47, 49, 50], e também conforme abordado no capítulo 2.4, o ajuste da intensidade de corrente elétrica, nesta versão pode ser feita de forma independente do ajuste da velocidade de alimentação do arame. Com o aporte térmico em menores índices houve também a redução de emissão de fumos.

Com o controle preciso do formato da onda da corrente elétrica de soldagem, foi possível um melhor controle das forças originadas pela tensão superficial tanto da gota formada na ponta do eletrodo como da poça de fusão. As características obtidas foram a redução de incidência de respingos e a estabilidade térmica do processo com níveis de energia térmica reduzidos [5, 34, 46, 47, 49, 50].

A figura 2.34, ilustra o comportamento e o formato da onda da corrente elétrica de soldagem deste processo [50].

As características do comportamento da corrente, através do formato da onda, foram apresentadas, pelos estudos, em seis etapas [5, 34, 46, 47, 49, 50].

Na primeira etapa, corresponde a corrente de base, indicada conforme a figura 2.34, como trecho T0-T1. É responsável pela fusão do eletrodo e formação da gota na ponta do eletrodo e sua intensidade é na ordem de 50 a 100A. É com essa intensidade de corrente que o eletrodo se aproxima da poça de fusão.

Na segunda etapa, corresponde ao momento do contato para estabelecimento do curto-circuito, indicada conforme a figura 2.34, como trecho T1-T2. Neste momento os sensores do equipamento indicam a queda da tensão e efetuam uma redução ainda maior na corrente de base para 10A durante aproximadamente 0,75 milissegundos. Na terceira etapa, corresponde ao momento da transferência da gota para a poça de fusão, indicada conforme a figura 2.34, como trecho T2-T3. Neste momento o arame/eletrodo ainda está a ser alimentado; por conseguinte a fusão está ocorrendo entre o eletrodo com a peça.

A fim de transferir a gota fundida, a intensidade da corrente no eletrodo é aumentada de forma controlada. Isso acelera a transferência de metal fundido a partir do eletrodo para a poça de fusão pela aplicação de força de pichamento decorrente do campo eletromagnético causado pelo aumento da intensidade da corrente. A tensão neste período não é zero devido a alta resistividade do aço em temperaturas de fusão.

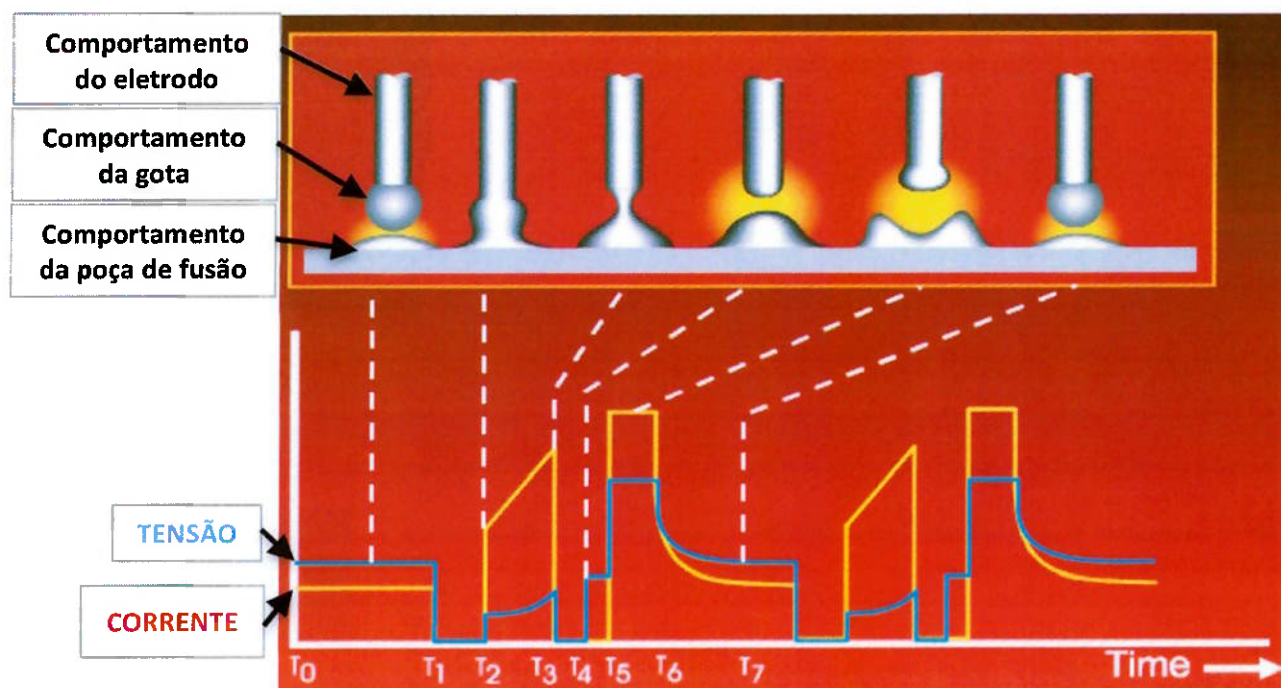
No tempo T3, conforme a figura 2.34, corresponde ao momento que ocorre a estricção na região entre a ponta do eletrodo e a gota.

Na quarta etapa, corresponde ao momento da transferência do metal fundido do eletrodo para a poça de fusão, indicada na figura 2.34 como trecho T3-T4.

Durante o período entre T2 até T4 o equipamento realiza iterações matemáticas com base nos dados de sinais dos sensores para captar as variações de tensões durante o período de curto-circuito. No momento que essas iterações indicam que a tensão esta prestes a assumir os valores da condição fora de curto-circuito; isto se dá pela verificação da variação da área de estricção entre a ponta do eletrodo e a gota, a corrente é reduzida novamente em valores próximos ou abaixo da corrente de base, cerca de 50A em poucos milissegundos. Isto evita rompimentos violentos e micro explosões da ponte metal-líquido entre a ponta do eletrodo e a gota o que reduz consideravelmente os respingos.

Em T4 corresponde ao momento de destacamento total da gota do eletrodo e isso ocorre em baixa corrente. Na quinta etapa, corresponde a formação do cordão de solda e início da formação da nova gota de metal fundido do eletrodo, indicada na figura 2.34, como o trecho T5-T6. Neste momento existe um aumento da intensidade de corrente de soldagem atingindo seu valor máximo, também chamada de corrente de pico. O objetivo é possibilitar o início da formação da nova gota de metal fundido do eletrodo e proporcionar à coluna de plasma condições de modelar o cordão de solda.

Na sexta e última etapa, corresponde ao período de transição para o novo ciclo, indicada na figura 2.34, como o trecho T6-T7. Ocorre a redução da intensidade da corrente de forma controlada, indicado com o trecho "tail-out", trazendo ao nível da corrente de base e para o início do novo ciclo.



**Figura 2.34:** Ilustração esquemática do formato da onda da corrente elétrica de soldagem do processo MIG com transferência controlada "STT". Adaptado de [50].

## 2.5. Aços Inoxidáveis.

Os aços inoxidáveis duplex (AID), são ligas Fe-Cr-Ni-Mo e surgiram na década de 30 e adquiriram certa importância comercial na década de 40.

Com os desenvolvimentos tecnológicos, certos tipos de aços inoxidáveis têm sofrido inúmeras modificações que vão desde a sua composição química, até as tecnologias usada na sua fabricação [55].

A definição de "aços inoxidáveis" é reservada para ligas Fe-Cr, Fe-Cr-C ou Fe-Cr-Ni contendo pelo menos de 10,5%, em peso, de Cr [56].

Esta concentração corresponde ao mínimo que é geralmente considerado como necessário para garantir uma superfície passivada, denominada "óxido de Cromo" ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), que resiste, de forma razoável, à corrosão atmosférica, causada devido a presença do oxigênio ( $\text{O}_2$ ) [53, 56].

A resistência à corrosão que caracteriza as ligas Fe-Cr à temperatura ambiente, é também observada em altas temperaturas [51, 54, 56].

O aço inoxidável duplex moderno apresenta uma resistência à corrosão e propriedades mecânicas superiores quando comparados aos aços inoxidáveis



convencionais. Estas características impulsionam a sua aplicação em ambientes altamente agressivos.

Na década de 70 foram introduzidos os aços inoxidáveis superduplex (AISD) com o objetivo de melhorar a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas [54, 55].

Essas novas ligas Fe-Cr-Ni-Mo, possuem uma quantidade de elementos de liga superior, quando comparadas às ligas dos aços inoxidáveis convencionais e dos duplex.

No AID existe a introdução do Nitrogênio como elemento de liga em sua composição química, substituindo parcialmente o níquel e seu controle trouxe benefícios para obtenção de uma maior resistência à corrosão por pite e melhorias nas propriedades mecânicas [51, 52].

Com o objetivo de avaliar os efeitos que os elementos de liga proporcionam nas microestruturas dos AID e AISD, desenvolveu-se o índice de equivalência de resistência ao pite ou "pitting resistance equivalent number" (PREN), que, nestes aços, tem valor mínimo equivalente a 40 [51, 53, 54].

A maior quantidade dos elementos de liga os torna mais susceptíveis à precipitação de fases intermetálicas, requerendo-se um maior cuidado durante o processo de soldagem e em alguns casos tratamentos térmicos pós-soldagem desses aços [51, 52].

Para operações de soldagem que envolvem os aços inoxidáveis duplex ou superduplex, devem ser executadas com os devidos cuidados, pois as vantagens dos AID e AISD sobre os aços inoxidáveis convencionais podem ser perdidas [51, 52].

Os AID e AISD, são caracterizados em linhas gerais por apresentarem duas fases metálicas distintas a ferrita e a austenita cujas microestruturas cristalinas também são distintas [51, 53, 54, 56, 57].

A estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), típica da fase austenita, apresenta em linhas gerais uma média resistência mecânica, elevada ductilidade, uma elevada resistência a corrosão e confere ao material uma ótima soldabilidade [57].

A fase ferrita possui uma estrutura cristalina do tipo cúbica de corpo centralizado (CCC). A estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), típica da fase ferrita, apresenta em linhas gerais uma elevada resistência mecânica, baixa ductilidade, uma média resistência à corrosão e uma média soldabilidade [57].

Os AID e AISD modernos têm sido desenvolvidos de forma a incorporar principalmente as características referentes, a boa resistência à corrosão generalizada das microestruturas da austenita e a excelente resistência à corrosão sob tensão das microestruturas da ferrita, aliadas à sua soldabilidade [54].

Durante o processo de soldagem, a junta soldada experimenta ciclos térmicos diferentes, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais podem precipitar nitretos de Cromo, carbonetos e fases indesejáveis nos AID e AISD, modificando suas propriedades mecânicas e a resistência à corrosão [44, 51, 54, 56].

Essas fases podem ser intermetálicas como a sigma, nitretos de Cromo e alguns tipos de carbonetos como  $M_{23}C_6$  [51, 54, 56]. Em geral, são formações ricas em Cromo e Molibdênio que criam ao seu redor uma zona empobrecida desses elementos, reduzem a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dos AID [44, 51, 54, 56].

Quando a soldagem é realizada com multipasses, a probabilidade de existência dessas fases aumenta porque elas podem ser formadas durante o primeiro passe e crescer ou formar novas fases nos passes subsequentes.

É possível também que em condições de serviço à temperaturas elevadas, maiores de 400°C, ocorra a formação de fases críticas [44, 51, 54, 56].

Conforme estudos [56, 76, 77], o diagrama de equilíbrio de fases binário, Fe-Cr, apresenta o comportamento das possíveis transformações de fases, durante a solidificação, em função de algumas precipitações distintas das ligas que possuem o Cr como principal elemento de liga.

A figura 2.35, apresenta o diagrama de equilíbrio de fases para Fe-Cr.

Todas as análises da figura 2.35, baseiam-se na variação do teor de Cr, em peso, e mostra que o Cr possui total solubilidade no Fe em altas temperaturas [56].

A solidificação, de modo geral das ligas Fe-Cr, ocorre como a fase ferrita ( $\alpha$ ), a qual na figura 2.35, apresenta um amplo campo de domínio.

Abaixo de 12% de Cr, em peso, a figura 2.35, apresenta uma região demarcada entre as temperaturas de 912°C a 1394°C, na qual existe a presença da fase austenita ( $\gamma$ ). Sob essas condições resfriamentos rápidos resultam na formação de microestruturas de martensita na temperatura ambiente [56].

Em torno de 600°C a 800°C, e com teores de Cr acima de 12%, em peso, existe uma região de equilíbrio de uma fase denominada fase sigma ( $\sigma$ ).

Conforme a figura 2.35 apresenta, uma região abaixo da fase sigma, que corresponde à temperatura de 475°C, na qual coexiste com a fase sigma uma outra fase denominada alfa-linha ( $\alpha'$ ) [51, 56].

Ambas as fases, sigma e alfa-linha, são fases deletérias para a microestrutura dos AID e AISD e foram abordadas com mais detalhes nos capítulos adiante.

Os fenômenos de corrosão de metais envolvem uma grande variedade de fatores que, no entanto, podem ser classificados em quatro grupos: quanto ao mecanismo de interação, corrosão química ou eletroquímica; quanto à forma de ataque, corrosão generalizada ou localizada; quanto à presença de água, corrosão úmida ou seca e quanto à temperatura, corrosão a baixas temperaturas ou em elevadas temperaturas [57].

A resistência à corrosão por pite nos AID e AISD é função da composição química [51].

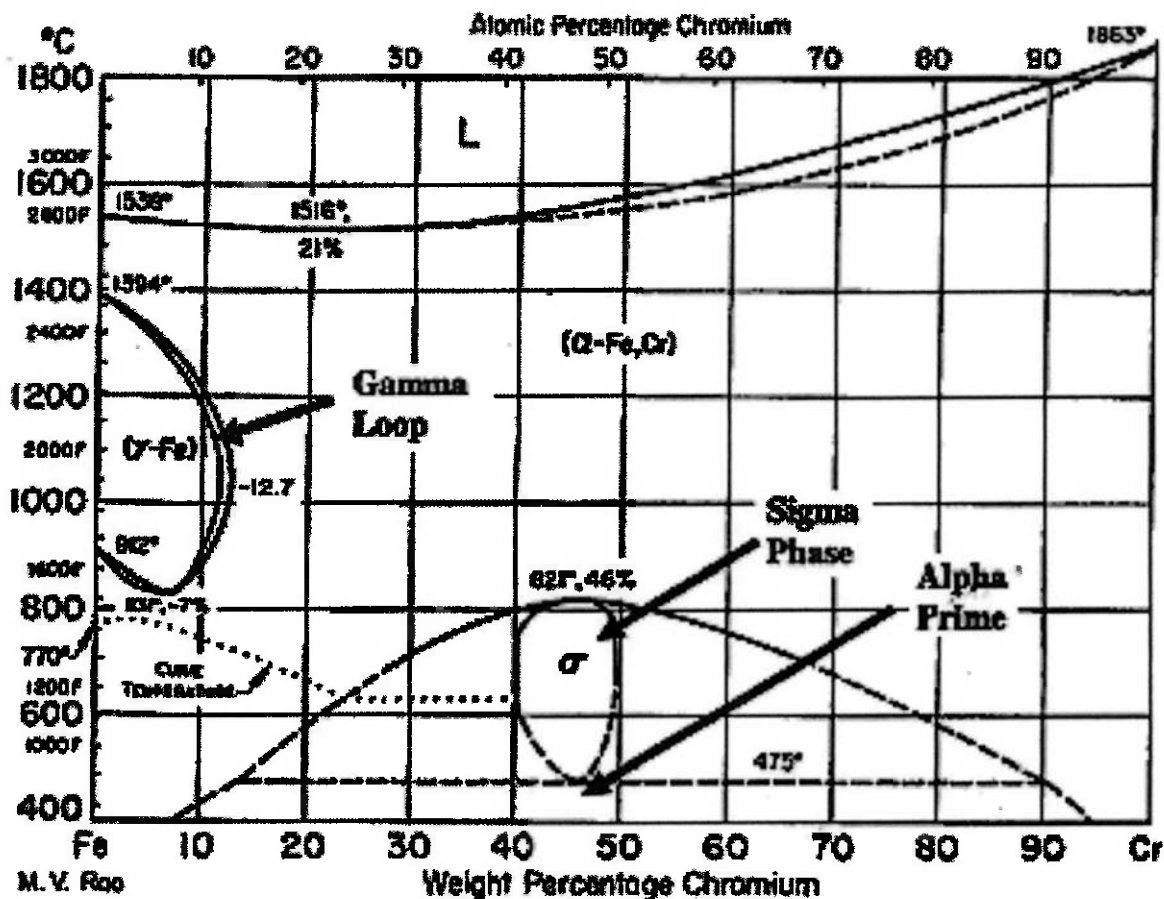
A presença de elementos de liga como Cromo, Molibdênio, Silício e Nitrogênio favorecem a resistência à corrosão por pite dos AID e AISD, de modo que quanto maior o teor dessas substâncias, maior a resistência à corrosão do aço [51, 54, 56].

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contêm em torno de 50% até 88%, em peso, do elemento Ferro (Fe) na composição [56].

Alguns elementos de liga, como o Cromo (Cr), o Carbono (C), o Níquel (Ni) são adicionados à liga de forma a obter-se os diferentes tipos de aços inoxidáveis [56].

Composições de Fe-Cr-C, caracterizam os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos [56]. Composições de Fe-Cr-Ni, caracterizam os aços inoxidáveis austeníticos e os duplex e superduplex [56].

Em geral, os aços inoxidáveis, possuem em sua composição os elementos Silício (Si) e Manganês (Mn), de forma intencional [56].



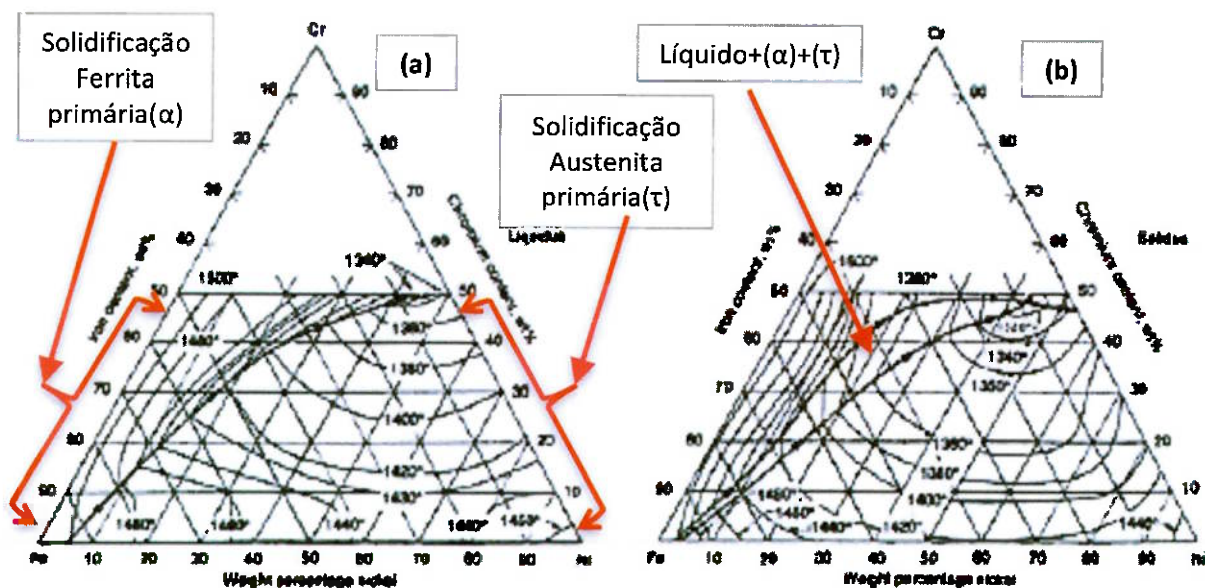
**Figura 2.35:**Diagrama de equilíbrio Fe-Cr. Adaptado de [56, 76, 77].

Para obtenção de melhores propriedades mecânicas, melhor resistência à corrosão ou um melhor controle sobre as transformações das microestruturas, podem ser adicionados outros elementos de liga como o Carbono (C), Molibdênio (Mo), Titânio (Ti), Nióbio (Nb), Tungstênio (W), Alumínio (Al), Cobre (Cu), Nitrogênio (N), Silício (Si), Manganês (Mn), Tântalo (Ta) e Vanádio (V) [56]. Além desses elementos químicos apresentados existem outros como o Fósforo (P), Enxofre (S) e Oxigênio (O) que são inerentes dos processos de fabricação dos aços e que são considerados como impurezas [56].

Conforme estudos [54, 56, 78], para descrever o comportamento das transformações de fase na solidificação da liga ternária, Fe-Cr-Ni, aplica-se o diagrama de equilíbrio de fases ternário. Para exemplificar este comportamento, a figura 2.36, ilustra a configuração de um diagrama ternário. Na figura 2.36, apresenta as projeções das linhas que representam a linha de "liquidus" e "solidus" de uma liga ternária Fe-Cr-Ni composta de aproximadamente 48Cr-44Ni-8Fe [54, 56, 78]. Na figura 2.36(a), corresponde a projeção da linha "liquidus" e observa-se uma



linha mais escura e espessa, com origem próxima do elemento Fe 100% a vai até a face do Cr-Ni. Esta linha separa as composições que se solidificam primeiramente como ferrita primária, acima e ao lado esquerdo da linha, daquelas que se solidificam como austenita primária. Na figura 2.36(b), corresponde a projeção da linha "solidus" e observa-se duas linhas escuras e mais espessas com origem próximo do elemento Fe 100% e vão em direção a face Cr-Ni. Entre as linhas corresponde ao campo onde coexistem as fases ferrita e austenita com líquido e essas linhas terminam no ponto eutético, ou seja, na temperatura correspondente da transformação de líquido em dois sólidos [56]. Os elementos de liga comumente encontrados nos aços inoxidáveis são considerados estabilizadores da fase austenita ou estabilizadores da fase ferrita [56]. A concentração relativa destes elementos é convenientemente expressada em termos de Níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ), que é um estabilizador de austenita e Cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ), que é um estabilizador de ferrita, com base na porcentagem em massa [56].



**Figura 2.36:** Diagrama de equilíbrio ternário Fe-Cr-Ni. Adaptado de [54, 56, 78].

As equações 24 e 25 (DeLong 1973), estimam os respectivos valores de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  com base em inúmeros experimentos de forma a consolidarem essas equações [56].

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb \quad (24)$$

$$Ni_{eq} = (\%Ni) + 0,5(\%Mn) + 30(\%C) + 30(\%N) \quad (25)$$

Com base na composição química e aplicando o conceito de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ , notou-se possível estimar o comportamento das transformações de fases na solidificação das ligas ternárias Fe-Cr-Ni [56]. Muitos autores [56], desenvolveram varias equações referentes a Cr e Ni equivalentes em função dos resultados de inúmeros experimentos, portanto, não existe apenas uma única equação referente ao conceito de Cr e Ni equivalente. Como por exemplo, no conceito do WRC 1992, para o cálculo do  $Ni_{eq}$  é considerado o elemento de liga Cu em substituição ao elemento de liga Mn, conforme DeLong e para o cálculo do  $Cr_{eq}$  não é considerado o elemento Si conforme DeLong.

O Cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão destes aços. Este elemento é um metal com menor eletronegatividade que o Ferro nas séries eletroquímicas, isto é, o Cromo, em princípio é menos resistente à corrosão do que o ferro [56]. Em contato com o ar atmosférico ou outro ambiente oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de Cromo ( $Cr_2O_3$ ) na superfície destas ligas, altamente estável, homogênea, impermeável e resistente a muitos meios corrosivos [56]. O Cromo adicionado às ligas Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni-C em concentrações em torno de 12%, em peso, também é um formador e estabilizador da fase ferrita [56]. O Cr é um átomo substitucional nos reticulados cristalinos das fases  $\alpha$  (CCC) e  $\gamma$  (CFC) do Fe. Por outro lado, o Cr também é o elemento integrante das fases intermetálicas que precipitam durante o resfriamento e na maioria dos casos são fases deletérias [56].

O Níquel desempenha um papel importante nas ligas Fe-Cr porque tende a transformar a microestrutura ferrita em austenita, ou seja, transforma uma estrutura cristalina do tipo cúbica de corpo centralizado (CCC), em cúbica face centrada (CFC), alterando algumas das propriedades mecânicas, mencionadas anteriormente [56]. A fase austenita é estável na temperatura ambiente [56]. Assim como o Cr, o Ni é um elemento substitucional nos reticulados cristalinos das fases  $\alpha$  (CCC) e  $\gamma$  (CFC) do Fe. Promove um reforço em solução sólida com relação ao aumento da dureza nas ligas martensíticas e ferríticas [56]. Por outro lado, a concentração de Níquel deve ser cuidadosamente trabalhada, pois pode agir em detrimento da resistência à corrosão sob tensão ou na redução drástica da temperatura de transição corresponde às fraturas dúctil-frágil [56].

Durante o trabalho a quente, a microestrutura de um aço inoxidável dependerá dos teores e da capacidade de seus diversos componentes em estabilizar a austenita ou a ferrita ou ambas na microestrutura até a temperatura ambiente [56]. O Carbono é um elemento fortemente austenitizante, pois com pequenas adições em torno de 0,01%, em peso, provoca uma grande expansão do campo da austenita [56]. Aumenta fortemente a resistência mecânica e a dureza. O C afeta negativamente a resistência à corrosão e tenacidade à baixa temperatura [54, 56]. O Nitrogênio é um elemento austenitizante, atua no sentido de reduzir o coeficiente de difusão do Cromo e do Molibdênio em altas temperaturas o que reduz a incidência de precipitação de fases intermetálicas [54, 55, 56]. O Nitrogênio também age no sentido de elevar a temperatura de início de precipitação da austenita na matriz da ferrita no resfriamento. A adição controlada de Nitrogênio nos AID e AISD, favoreceu um melhor balanceamento de austenita na ZAC [54, 56].

O Manganês é um elemento que está presente em praticamente todos os tipos de aços, inclusive nos AID e AISD, na essência para se combinar com o Enxofre, considerado impureza, para evitar problemas como trincas de solidificação durante a fabricação ou a manufatura dos aços [56]. Por outro lado com adições controladas de Mn, ele age no sentido de formar austenita e estabilizá-la em baixas temperaturas, em conjunto com o Ni, além de proporcionar uma melhor solubilidade do Nitrogênio na austenita [56]. O Silício é um elemento presente em todos os tipos de aços inoxidáveis, em concentrações controladas na faixa de 0,3% até 0,6%, em peso, com a função inicial de agente desoxidante durante a fusão do material [56]. Em concentrações na faixa de 4% até 5%, em peso, age no sentido de melhorar a resistência à corrosão e entre 1% até 3%, em peso, age no sentido de melhorar a resistência da camada de óxido evitando o seu destacamento em temperaturas elevadas [56]. O Si age também no sentido de melhorar a fluidez do metal fundido e por essa razão também é aplicado na fabricação de consumíveis para soldagem [56].

Por outro lado o Si é formador de inúmeras formas estequiométricas na forma de silicatos, que são fases intermetálicas e são fragilizantes, além de expandir o campo de composição química sobre a qual existe a formação da fase intermetálica sigma [56]. O Molibdênio é um elemento de liga que apresenta funções distintas para os diferentes tipos de aços inoxidáveis. Em concentrações em torno de 6%, em peso, nos aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e duplex, age no sentido de melhorar a

resistência à corrosão por “pitting” e fresta [56]. Nos austeníticos também age no sentido de aumentar a resistência mecânica em temperaturas elevadas. O Mo é um formador de ferrita e estabilizador da mesma na microestrutura. Por outro lado, nos aços inoxidáveis martensíticos pode se tornar um problema em potencial se houver um residual grande de ferrita, em temperatura ambiente, o que acarreta uma redução das propriedades mecânicas referentes a dureza e ductilidade [56].

O Alumínio é altamente ferritizante, podendo ser encontrados nos aços inoxidáveis para estabilizar a ferrita [54, 56]. O Cobre aumenta a resistência à corrosão em meios líquidos redutores [54, 56].

Os elementos de liga como o Titânio e Nióbio em aços inoxidáveis austeníticos, como AISI 347 e AISI 321, agem no sentido de estabilizar o Carbono e evitar a corrosão intergranular. Ambos formam carbonetos de Nb e/ou Ti preferencialmente aos carbonetos de Cr, evitando-se assim a sensitização. O Nióbio é um forte formador de carboneto e de ferrita [54, 56]. O Nb pode causar endurecimento por precipitação. O Titânio é um forte formador de carboneto, nitreto e de ferrita. Melhora a resistência mecânica a alta temperatura [54, 56].

O Tungstênio aumenta a resistência mecânica à alta temperatura e à fluência, sendo um forte formador de ferrita [54, 56]. Os elementos de liga Tântalo e Vanádio, em conjunto com o Tungstênio, agem no sentido de aumentar a resistência mecânica em altas temperaturas, através da dispersão de finos carbonetos. Além disso atuam como formadores de ferrita no estado sólido como o Tungstênio [56].

Segundo estudos [54, 56], os elementos de liga foram agrupados segundo os efeitos e capacidade de promover a formação de ferrita ou austenita, da seguinte forma: os elementos a seguir são fortes ferritizantes o Cr, Mo, Si, Nb, Ti, Al, V e o W; e a seguir os elementos são fortes austenitizantes o Ni, Mn, C e N.

### **2.5.1. Aços inoxidáveis austeníticos**

Segundo estudos [54, 56], são ligas principalmente de Fe-Cr-Ni. Apresenta estrutura austenítica, não sendo endurecíveis por tratamento térmico.

Apresentam boa soldabilidade e resistência à corrosão. À temperatura ambiente apresentam um baixo limite de escoamento, alto limite de resistência e alta ductilidade.

Essas ligas apresentam uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC), contendo altos teores de estabilizadores da fase austenita: Níquel, Manganês, Cobre, Carbono e Nitrogênio.

As concentrações de Cromo e Níquel variam entre 16 a 26 % e 6 a 22 %, respectivamente [54, 56].

Na Figura 2.37, pode-se observar a família dos aços inoxidáveis austeníticos, mostrando os principais elementos químicos e algumas particularidades de cada aço.

Pode-se observar na relação de diferentes tipos de aços inoxidáveis austeníticos que as mudanças de pequenas porcentagens de elementos de liga, permitem uma classificação diferente, sendo os mais sensíveis à corrosão concentrados na parte superior da Figura 2.37.

Quanto à eficiência dos elementos de liga, Ti, Nb e Ta são estabilizadores da ferrita [54, 56].

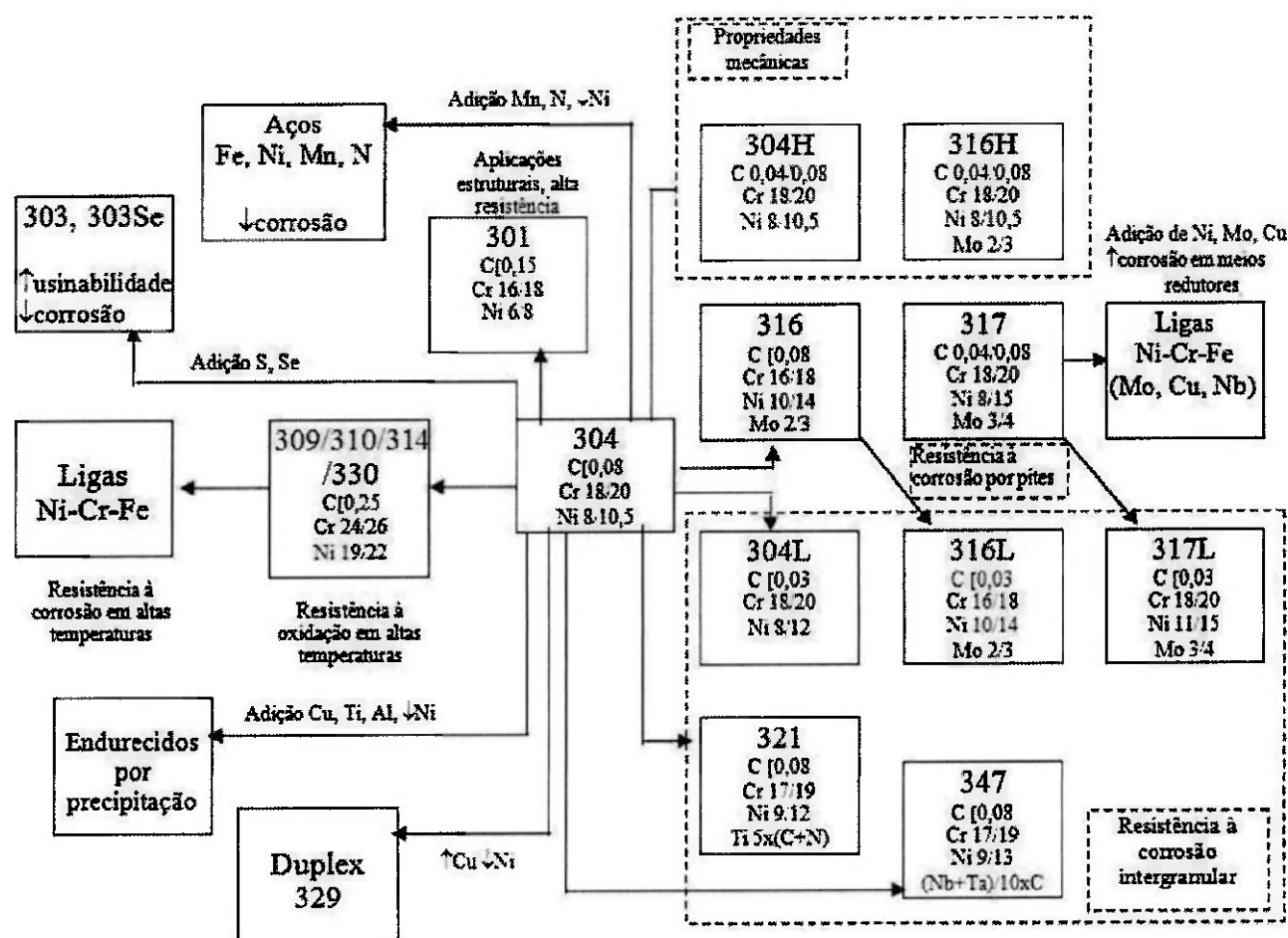
A Figura 2.37 mostra que, segundo a classificação AISI 300, o aço inoxidável austenítico 304 é o material considerado como referência para a produção de outros aços inoxidáveis, com mudança de alguns de seus constituintes e do processamento durante a produção do aço inox.

As composições químicas dos aços inoxidáveis austeníticos são balanceadas de forma a minimizar a formação de ferrita delta ( $\delta$ ) [54, 56].

A presença desta fase, dificulta o trabalho à quente e diminui a resistência à corrosão por pite.

A exposição da fase ferrita delta à elevadas temperaturas durante um certo intervalo de tempo, leva à formação da fase sigma ( $\sigma$ ), que é dura e frágil, reduzindo, assim, a ductilidade, tenacidade, resistência à corrosão em frestas e resistência à corrosão por pite [54, 56].

Os aços austeníticos têm o campo de equilíbrio de fase da austenita estendido até a temperatura ambiente.



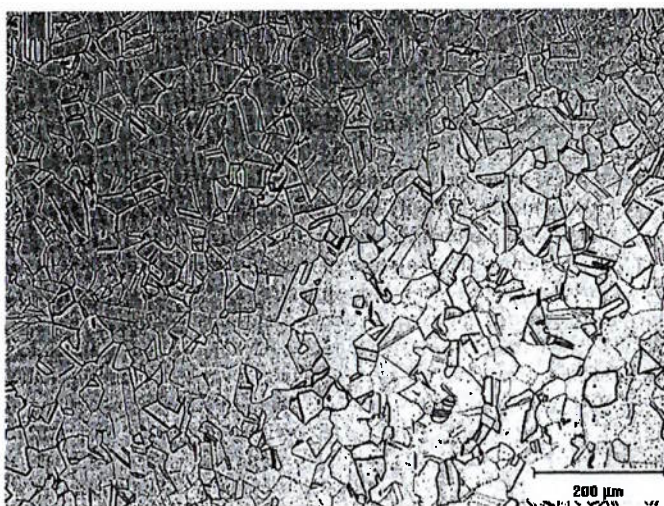
**Figura 2.37:** Diagrama de distribuição da família dos aços inoxidáveis da série 300, basicamente austeníticos [61].

Comparados aos aços ferríticos e martensíticos, não são magnéticos e, devido aos elevados teores de Cromo e às adições de Níquel, são frequentemente considerados mais resistentes à corrosão [54, 56].

Segundo os autores [54, 56], a condutibilidade térmica é aproximadamente a metade em comparação aos ferríticos e martensíticos o que lhe proporciona uma melhor soldabilidade, obtendo, por exemplo, uma mesma penetração de solda porém com um menor aporte térmico. Por outro lado, o coeficiente de expansão térmica dos austeníticos, é cerca de 30% à 40% maior do que os ferríticos e este fato pode acarretar em um aumento de tensões residuais e distorções em decorrência da soldagem [54, 56].

A Figura 2.38 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico [56].





**Figura 2.38:** Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico tipo AISI 304. Adaptado de [56].

### 2.5.2. Aços inoxidáveis superausteníticos

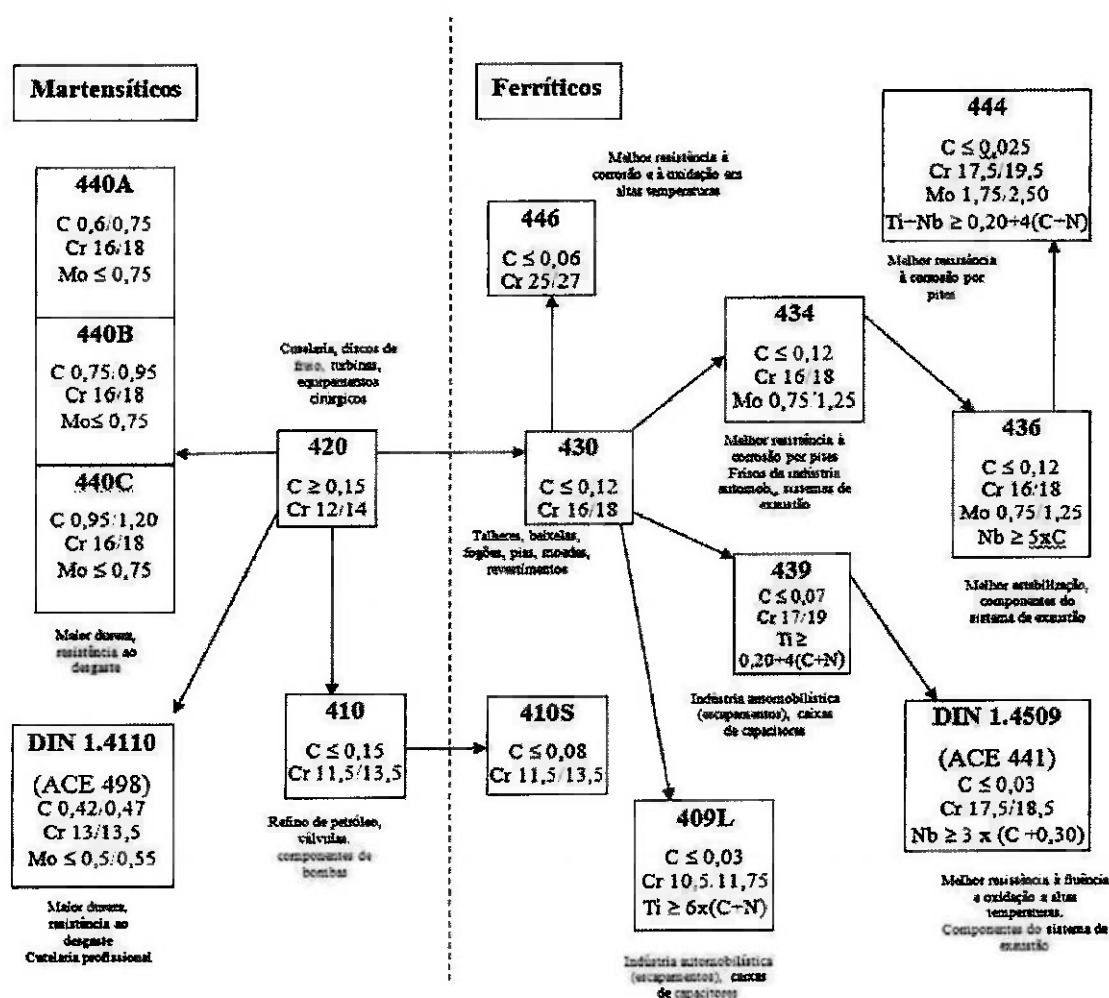
Segundo estudos [56], esse grupo de austeníticos se caracterizam por seu alto teor de Níquel (18% até 25% em peso), sendo uma liga Fe-Cr-Ni, apresentando microestrutura de austenita à temperatura ambiente. As características conferidas são o aumento de resistência ao trincamento em ambientes corrosivos como por exemplo, ácido sulfúrico, e um aumento na resistência à corrosão por “pitting” [56].

Conforme os autores [56], as precauções com esse grupo são o controle da sequência de solidificação, que para este caso foi indicado como preferencialmente sendo Ferrita → Austenita, para evitar trinca de solidificação na solda. Os autores [56] ainda identificaram que o PREN mais comum para este grupo é acima de 45, tendo uma composição estimada dentro das seguintes faixas: de 20% até 25%, em peso, de Cr, de 15% até 25%, em peso, de Ni, de 4% até 8%, em peso, de Mo, de 0,01% até 0,03%, em peso, de C e 0,2% até 0,6%, em peso, de N.

### 2.5.3. Aços inoxidáveis martensíticos.

Conforme estudos [56], são ligas Fe-Cr-C que contém entre 12% a 18%, em peso de Cromo e entre 0,06% e 1,2%, em peso de Carbono. A fase martensítica é uma transformação alotrópica da fase austenita [56]. Devido ao seu elevado teor de liga, em peso (Mn 0,5%-1,25%, Si 0,5%-1,5%, Ni 0,5%-5,5%, Mo 0,15%-1,25%, W 0,75%-1,25% e V 0,15%-0,3%), estes aços apresentam uma elevada temperabilidade, o que

promove uma microestrutura martensítica no metal de solda e na ZAC, após os ciclos de soldagem, mesmo após um resfriamento ao ar [56]. Na Figura 2.39, pode-se observar a família dos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos, mostrando os principais elementos químicos, algumas particularidades e aplicações de cada aço. A resistência à corrosão tende a ser inferior à dos outros tipos. Observa-se que adições de Carbono, mesmo pequenas, aos aços martensíticos AISI 420, além de Molibdênio, podem resultar em classificações de aços martensíticos mais adequados em aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência ao desgaste por abrasão [56].



**Figura 2.39:** Diagrama de distribuição da família dos aços inoxidáveis da série 400 ferríticos e martensíticos [61].

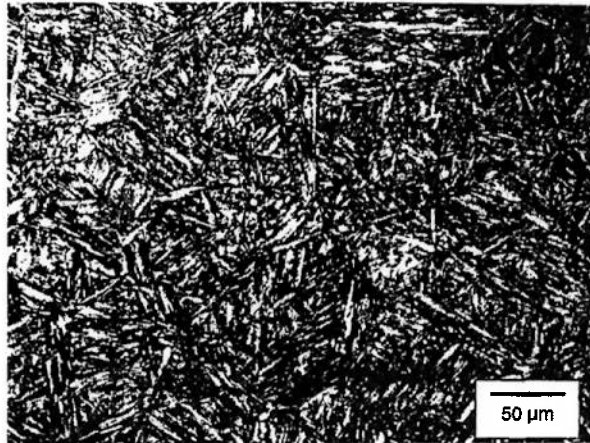
A Figura 2.39 mostra que, segundo a classificação AISI 400, o aço inoxidável martensítico 420 é o material considerado como referência para a produção de outros



aços inoxidáveis, inclusive ferríticos, com a mudança de alguns de seus constituintes e do processamento durante a produção do aço inoxidável.

É possível realizar tratamento térmico de endurecimento, diferentemente dos aços ferríticos e austeníticos, onde isso não é possível [56].

A Figura 2.40 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável martensítico.



**Figura 2.40:** Microestrutura típica do aço inoxidável martensítico AISI 410, temperado e revenido [56].

#### 2.5.4. Aços inoxidáveis ferríticos

São ligas Fe-Cr predominantemente ferríticas em qualquer temperatura até a sua fusão. Os estudos revelam que os aços inoxidáveis ferríticos apresentam teores de Cr entre 12% a 30%, em peso, aproximadamente, e baixo teor de Carbono [56].

Como não são austenitizados, estes aços não podem ser endurecidos por têmpera e sua granulação só pode ser refinada por combinação de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Apresentam baixa resistência à corrosão generalizada e à oxidação, destacando-se sua ótima resistência à corrosão sob tensão [56]. Têm estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), contendo altos teores de estabilizadores da fase ferrita: Cromo, Silício e Molibdênio [56].

Diferentemente das ligas austeníticas, estas são ligas magnéticas. São ligas basicamente formadas pela microestrutura ferrita, que traz inúmeras complicações para os aços inoxidáveis em sua natureza metalúrgica e influência no comportamento corrosivo [56]. Entre estes problemas metalúrgicos estão a fragilização a 475°C, as precipitações de fases intermetálicas, as altas temperaturas de transição dúctil-frágil,

a baixa ductilidade em condições de solda e sensitização [56]. Além disso, são de difícil soldabilidade pela influência do crescimento de grão na ZAC [56].

Nos aços inoxidáveis ferríticos Extra Baixo Intersticiais (EBI), ou seja, baixos teores de Carbono e Nitrogênio, com adições de Cr em baixas quantidades melhoram a soldabilidade, resistência ao impacto, resistência mecânica e dureza; por outro lado, sua resistência à corrosão é sacrificada [56]. No entanto, com altas adições de Cromo, promove um ganho na resistência à corrosão, particularmente em ácido nítrico, porém, com a perda de propriedades mecânicas, como a resistência ao impacto. O Molibdênio aumenta sua resistência à corrosão por pite e elementos como o Nitrogênio, Nióbio, Alumínio e Titânio são juntamente adicionados para restringir o crescimento de grãos [54, 56].

Conforme estudos [56], os aços inoxidáveis ferríticos foram divididos em três gerações que correspondem a evolução do material em função das características de soldabilidade e propriedades mecânicas. A primeira geração de aços inoxidáveis ferríticos apresenta o teor de Cromo entre 17% a 27%, em peso, sendo este o único elemento ferritizante (AISI 405, 430, 442, 446), possuindo uma boa resistência à corrosão [56].

No entanto, quando são unidos por soldagem, sofrem corrosão intergranular. Este fenômeno é conhecido como sensitização, e ocorre pela precipitação de carboneto de Cromo na faixa de temperatura entre 450°C a 900°C. Isto pode ocorrer também quando realizado tratamento térmico entre as temperaturas acima citadas, preferencialmente a 750°C.

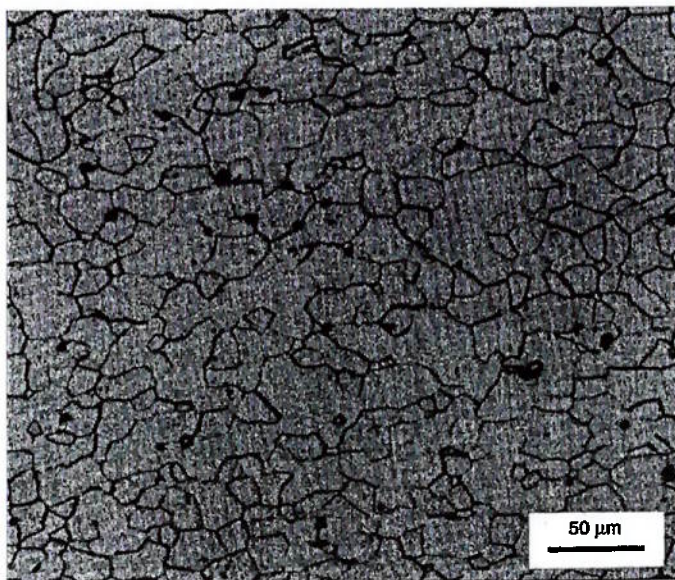
A segunda geração (AISI 409, 436, 439, 468) [56], apresenta o teor de C menor e foram introduzidos elementos ferritizantes como o Al e o Ti, permitindo a diminuição do teor de Cr. Devido a sua má soldabilidade, que reduz drasticamente a ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão intergranular e sua relativa corrosão generalizada, o uso dos aços inoxidáveis ferríticos limita-se a meios não muito severos [56].

A terceira geração (AISI 444, XM-27, 25-4-4, 2904, 29-4C, 29-4-2) [56], apresenta um alto teor de Cr e baixos teores de C e N (intersticiais), e baixos teores de impurezas. Apresentam boas propriedades de soldabilidade e conformação e um excelente comportamento em alguns meios corrosivos, mas possuem uma baixa

resistência à corrosão em ácidos redutores e baixa resistência à corrosão sob tensão (CST) em meio que contém cloretos [56].

Tratando-se dos aços ferríticos, adições de Titânio, Nióbio e Molibdênio, podem resultar em maior resistência à corrosão [56]. Reduções no teor de Carbono podem melhorar resistência à fluência e oxidação à altas temperaturas [56].

A Figura 2.41 representa a microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico, na qual pode-se observar a microestrutura composta por grãos ferríticos.



**Figura 2.41:** Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 409, recozido [56].

### 2.5.5. Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

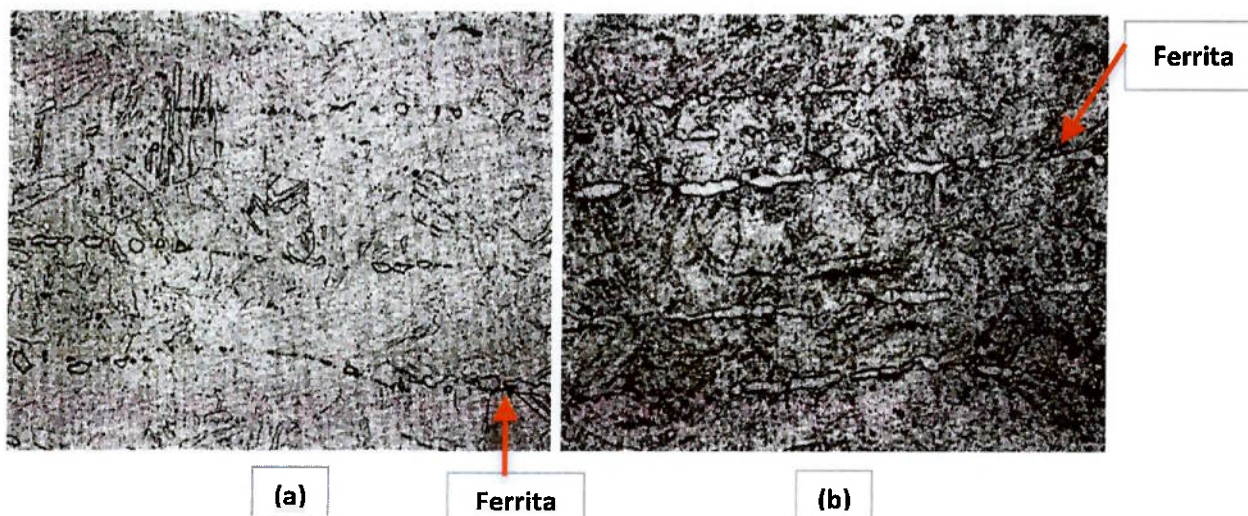
Conforme estudos [56], são obtidos através de adição de elementos de liga como Cobre, Titânio, Nióbio, Alumínio, Berílio e Vanádio. São capazes de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica pela formação de finos precipitados [56]. Através de uma análise da microestrutura de aços inoxidáveis estabilizados com Titânio e Nióbio verificou-se que os precipitados à base de Titânio são maiores e menos dispersos. A quantidade de inclusões em aços estabilizados com Titânio é relativamente maior. Isto ocasiona uma perda maior da tenacidade. Já a estabilização com Nióbio em excesso apresenta precipitados finos de nitreto de Cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ), que limita a ductilidade. Com a estabilização mista ( $\text{Ti} + \text{Nb}$ ), a ductilidade torna-se superior se comparada com a estabilização apenas do Nióbio [54, 56].

A procura para se obter um equilíbrio entre a tenacidade e a ductilidade levou a utilização de aços de estabilização mista ( $\text{Ti} + \text{Nb}$ ) [54, 56]. Um cuidado deve ser

tomado para a adição correta de elementos estabilizantes. Quantidade muito baixa permite a formação de precipitados de Cromo e o aparecimento de problemas de corrosão. O excesso destes elementos tende a piorar a deterioração das propriedades mecânicas e pode levar à precipitação de compostos intermetálicos [54, 56].

Para a estabilização com Titânio, a norma ASTM [A240/A240M] recomenda um teor mínimo deste elemento igual a 6 vezes o teor de (C + N) e um teor máximo de 0,50% de Titânio [54, 56].

A Figura 2.42 ilustra a microestrutura típica de uma aço inoxidável endurecível por precipitação.



**Figura 2.42:** Microestruturas típicas de um aço inoxidável endurecido por precipitação – 17-4PH, laminado à quente (UNS 17400) em (a) recozido à 1040°C, apresenta ferrita na matriz martensítica; (b) recozido acima de 482°C, apresenta ferrita precipitada na matriz martensítica [56, 79].

Apresentam uma microestrutura de martensita, e consequentemente apresentam a ductilidade e a tenacidade superiores a outros aços de resistência similar [56].

#### 2.5.6. Aços inoxidáveis duplex e superduplex

Conforme estudos [51, 52, 54, 56], os AID e AISD são ligas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni-Mo-N na faixa de composição: 18 a 29% Cr; 4 a 8% Ni; 2 a 4% Mo; C menor que 0,08% e também podem conter Cu e W. Os AID apresentam uma microestrutura bifásica ferrita-austenita em proporções aproximadamente iguais a 50%, o que lhes confere boa resistência à corrosão sob tensão, alta resistência à



corrosão intergranular, características oferecidas pela microestrutura da ferrita e excelentes propriedades mecânicas e boa soldabilidade que são características proporcionadas pela microestrutura da austenita [56]. Estas propriedades são consequência do balanço da austenita e da ferrita na microestrutura que se pode obter pelo controle da composição química e do processamento termomecânico.

Adições de elementos formadores e estabilizadores da austenita, como por exemplo, o Nitrogênio, promove a obtenção de uma microestrutura balanceada, à temperatura ambiente, de ferrita e austenita. Do ponto de vista das propriedades mecânicas os AID e AISD apresentam um maior limite de escoamento que correspondente a duas vezes, comparado aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos convencionais e um alongamento superior aos endurecíveis por precipitação e os martensíticos [51, 56].

As tabelas 2.9 e 2.10, apresentam as composições químicas nominais dos AID e AISD e as propriedades mecânicas, respectivamente.

**Tabela 2.9:** Composição química dos AID e AISD mais comuns. Adaptado de [54].

UNS	COMPOSITION, % <sup>(A)</sup>										
NUMBER	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Mo	N <sub>2</sub>	OTHER	PRE RANGE <sup>(B)</sup>
S31200	0.03	2.00	0.03	0.045	1.00	24.0-26.0	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	...	30.2-35.8
S31260	0.03	1.00	0.030	0.030	0.75	24.0-26.0	5.5-7.5	2.5-3.5	0.10-0.30	0.10-0.50 W, 0.20-0.80 CU	33.9-42.4
S31500	0.03	1.2-2.0	0.03	0.03	1.4-2.0	18.0-19.0	4.25-5.25	2.5-3.0	0.05-0.10	...	27.1-30.5
S31803	0.03	2.00	0.02	0.03	1.00	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.20	...	30.5-37.8
S32304	0.03	2.5	0.04	0.04	1.0	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.60	0.05-0.20	0.05-0.60 CU	22.5-29.7
S32550	0.03	1.5	0.03	0.04	1.0	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	1.5-2.5 CU	35.2-43.9
S32750	0.03	1.2	0.02	0.035	1.0	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	0.5 CU	37.7-47.6
S32760	0.03	1.0	0.01	0.03	1.0	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-4.0	0.30	0.5-1.0 CU, 0.5-1.0 W	40 <sup>(C)</sup>
S32900	0.06	1.00	0.03	0.04	0.75	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	<sup>(D)</sup>	...	26.3-34.6
S32950	0.03	2.00	0.01	0.035	0.60	26.0-29.0	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	...	...

(A) Valores simples são máximos.

(B)  $PRE = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N)$

(C) Valor Mínimo

(D) Valor não especificado

**Tabela 2.10:** Propriedades mecânicas dos AID e AISD mais comuns. Adaptado de [54].

UNS NO.	MINIMUM YIELD STRENGTH		MINIMUM TENSILE STRENGTH		ELONGATION (MINIMUM), %	HARDNESS	
	MPA	KSI	MPA	KSI		HB	HRC
S31200	450	65	690	100	25	280	...
S31500	440	64	630	92	30	290	30.5
S31803	450	65	620	90	25	290	30.5
S32304	400	58	600	87	25	290	30.5
S32550	550	80	760	110	15	297	31.5
S32750	550	80	800	116	15	310	32
S32760 <sup>(A)</sup>	550	80	750	109	25	200-270	...
S32900	485	70	620	90	20	271	28
S32950	480	70	690	100	20	290	30.5

(E) Valores simples são máximos.

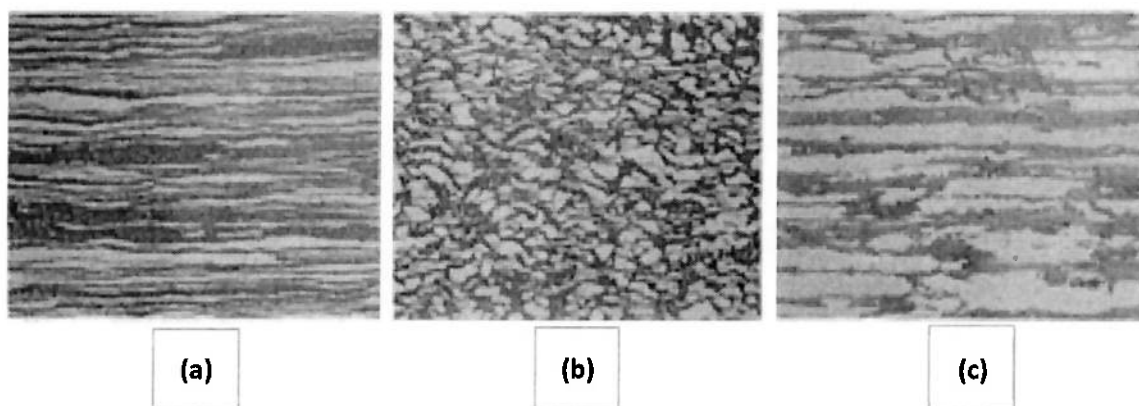
Uma característica dos AID e AISD é que em ambos existe uma tendência de formação de precipitados que são fragilizantes, oriundos de transformações metalúrgicas no estado sólido em baixas temperaturas, por exemplo a 475°C [56].

Em razão desses fenômenos de precipitações intermetálicas, os AID e AISD não são recomendados para serem aplicados em trabalhos com temperaturas acima de 280°C [56]. Outra característica dos AID e AISD é que apresentam uma baixa temperatura de transição dúctil-frágil o que limita a recomendação de aplicação dos mesmos em serviços com temperaturas criogênicas [56].

Conforme estudos [54, 56], os AID e AISD são fabricado através de uma tecnologia denominada sistema de descarburização por sopro combinado com Oxigênio e Argônio.

Como resultado da tecnologia de fabricação, essas ligas apresentam um baixíssimo teor de Carbono, sendo praticamente imunes à sensitização por precipitação de carbonetos de Cromo [54, 56]. Novas tecnologias permitem o aumento do teor de Nitrogênio nos aços inoxidáveis, especialmente nos duplex e superduplex, levando a aumentos consideráveis de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão [56].

A Figura 2.43 representa as microestruturas típica de um aço inoxidável duplex, com diferentes morfologias das fases ferrita e austenita, em função do sentido de laminação.



**Figura 2.43:** Microestruturas típicas de um aço inoxidável duplex Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N. Metal base ataque eletrolítico com 40% NaOH. Matriz ferrítica em tons de cinza escuro e ilhas de austenita em tons de cinza claro. Em (a) planos orientados paralelamente ao sentido de laminação; (b) transversal ao sentido de laminação; (c) vista por cima (planta) [54].

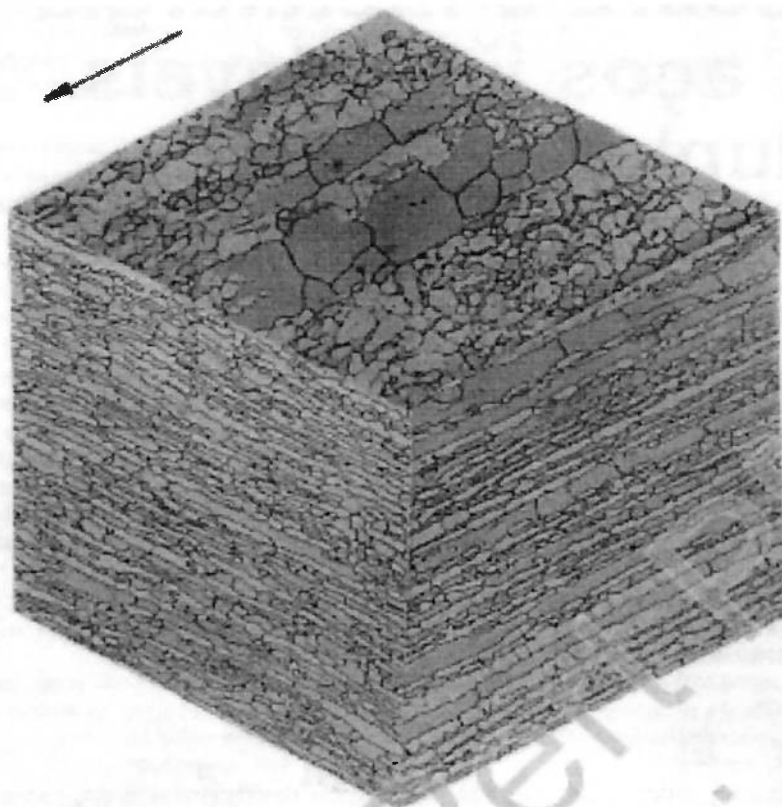
A figura 2.44 representa uma microestrutura do aço inoxidável duplex em três dimensões, demonstrando as morfologias das fases ferrita e austenita, em função do sentido de laminação.

Comparando as figuras 2.43 e 2.44, verifica-se de fato as diferentes morfologias em função do sentido de laminação. A importância do conhecimento do sentido de laminação e das respectivas morfologias das fases, é devido ao fato de que do ponto de vista das propriedades mecânicas, algumas delas variam também em função dessas características, como por exemplo, a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.

Conforme estudos [51, 52, 54, 56], os AISD são caracterizados pela composição química similar à dos AID, com maiores teores de Cr, Ni, Mo e N e com adições menores de Cu e W.

São caracterizados por um comportamento de transformação e precipitação complexo.

Durante o processamento e no resfriamento, desenvolvem-se microestruturas contendo frações volumétricas comparáveis de fases austenita e ferrita com diferentes propriedades físicas e mecânicas e composições químicas distintas da matriz [51, 54, 56]. Em razão dessas transformações, podem existir níveis elevados de tensões internas, tornando o material susceptível à formação de trincas durante o resfriamento [51 54, 56].



**Figura 2.44:** Microestruturas típicas de um aço inoxidável duplex Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N, nas três direções da chapa. Ataque eletrolítico com 10% de ácido oxálico. Matriz ferrítica em tons de cinza escuro e ilhas de austenita em tons de cinza claro. Aumento de 500X [51, 52].

Segundo estudos [51, 54, 56], esta fragilização é atribuída à precipitação de fases deletérias como a fase sigma nos contornos de grãos, precipitação de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , entre outros.

Os aços inoxidáveis superduplex são amplamente utilizados em ambientes contendo íons da família dos halogêneos, principalmente por íon cloreto ( $Cl^-$ ). Um dos ambientes mais comuns, onde se utilizam esses materiais, é a água dos oceanos, onde as concentrações de NaCl variam de 3,0% a 21,0%.

Os aços inoxidáveis superduplex têm propriedades mais nobres em relação aos duplex e apresentam uma superior resistência equivalente à corrosão por pite (PRE, pitting resistance equivalent) maior que 40, sendo o PRE calculado pelas Equações 26 ou 27 [54, 56].

$$PRE_N = \% Cr + 3,3\% Mo + 16\% N \quad (26)$$

$$PRE_W = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\% W) + 16\% N \quad (27)$$



Na Tabela 2.11, apresenta a composição química típica de alguns AID e AISD comerciais mais comuns, com a classificação segundo o conceito de PRE.

**Tabela 2.11:** Composição química dos AID mais comuns, em destaque, os AISD. Adaptado de [52].

	Marca comercial	Composição química (%)					IP(1)
		Cr	Ni	Mo	N	outros	
Aços duplex	3RE360	18,5	5	2,8	0,07	-	22,9
	Uranus 50	21	7	2,5	0,15	Cu = 0,5	31,6
	SAF 2205	22	5,5	3,0	0,17	-	34,6
	SAF 2507	25	7,0	4,0	0,30	-	43
Aços superduplex	Uranus 52N+	25	6,5	4,0	0,25	-	42,2
	Zeron 100	25	7,0	3,5	0,25	W=0,7; Cu=0,7	42,9

\*(1)IP=PRE<sub>N</sub>: Número equivalente de resistência ao pite

Segundo estudos [52], é em função da composição química que foram classificados e diferenciados os AID e AISD. Uma das característica que distingue os AID dos AISD é o índice de corrosão por pites ou "Pitting resistance equivalent" (PRE).

Segundo este critério foi classificada como AID a liga que apresentar o PRE inferior a 35 e a liga que apresentar PRE superior a 35 foi classificada como sendo superduplex, como é o caso do UNS S32760 [52].

Os valores de Cromo e Níquel equivalentes citados anteriormente podem ser calculados pelas Equações 24 e 25 [56], considerando a composição química média do aço UNS S32760, que foi utilizado neste trabalho: 25,14% Cr; 6,86% Ni; 3,61% Mo; 0,51% Mn; 0,19% Si; 0,250% N; 0,022% C [44], têm-se:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,5.\%Mn + 30.(\%C + \%N) \quad (\text{Equação 24})$$

$$Ni_{eq} = 14,3\%, \text{ e}$$

$$\%Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5.\%Si + 0,5.\%Nb \quad (\text{Equação 25})$$

$$Cr_{eq} = 29,04\%$$

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica similares ao dos aços inoxidáveis ferríticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores do que 300°C [56]. A

condutividade térmica, dos AID e AISD, é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos. Os AID e AISD são magnéticos devido à presença de ferrita.

### 2.5.6.1 Propriedades mecânicas

A presença de ferrita e austenita nos AID e AISD, reflete nas propriedades mecânicas destes aços particularmente da fase ferrita. Em geral os aços inoxidáveis ferríticos têm maior limite de escoamento do que os inoxidáveis austeníticos [56]. O limite de escoamento para aços inoxidáveis ferríticos também exibe maior dependência da temperatura que os austeníticos. A ferrita, portanto, tem o efeito de crescimento do limite de escoamento quando combinada à austenita para formar um AID e AISD, especialmente a baixas temperaturas. Por outro lado a ferrita apresenta um menor limite de resistência e alongamento que a austenita [51].

Os comportamentos distintos entre a ferrita e a austenita estão na tabela 2.12.

Este comportamento é devido ao modo de como a ferrita e a austenita se deformam [51]. Nos AID e AISD o balanceamento das fases ferrita e austenita confere um limite de resistência próximo aos dos aços inoxidáveis austeníticos e um limite de escoamento próximo aos dos aços inoxidáveis ferríticos [51].

Conforme estudos [51, 80], a superioridade do limite de escoamento dos AID e AISD com relação aos ferríticos e austeníticos ocorrem em função de dois fatores; um é que o diâmetro médio dos grãos da ferrita e da austenita nos AID e AISD é menor do que nos ferríticos e austeníticos. O outro fator está relacionado com o valor da constante "ky" da equação de Hall-Petch, que determina o limite de escoamento do material em função da geometria do grão da microestrutura do material e a constante "ky" [51, 81]. Para os AID e AISD os valores de "Ky" são superiores com relação aos ferríticos e austeníticos [51].

A equação 27, expressa o limite de escoamento de um material em função da geometria do tamanho do grão cristalino, equação de *Hall-Petch*.

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (28)$$

sendo:

$$\sigma_y = \text{limite de escoamento (kgf/mm}^2\text{)}$$

$\sigma_0$  = tensão de escoamento nominal do material ( $\text{kgf/mm}^2$ )

$k_y$  = constante de proporcionalidade em função do material ( $\text{kg.mm}^{-3/2}$ )

$d$  = diâmetro médio do grão da microestrutura do material (mm)

**Tabela 2.12:** Comparação do comportamento à deformação entre a ferrita e a austenita. Adaptado de [51, 80].

<b>Características</b>	<b>Ferrita (CCC)</b>	<b>Austenita (CFC)</b>
Sistema de escorregamento	48	12
Energia de def. de empilhamento	maior	menor
Escorregamento com desvio	fácil	difícil
Distribuição de discordâncias	menos uniforme	mais uniforme
Encruamento	menor	maior
Força de Peierls-Nabarro	maior	menor
Variação do LE com temperatura	grande	pequena
Limite de escoamento (LE)	maior	menor
Limite de resistência (LR)	menor	maior
Alongamento	menor	maior

A tabela 2.13, apresenta a variação da constante “ $k_y$ ” da equação de “Hall-Petch”, evidenciando um dos motivos pelo qual os AID e AISD possuem um limite de escoamento superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. O maior valor de “ $k_y$ ” para os AID [51, 81].

Esta característica é muito interessante para o processo de soldagem em razão das altas temperaturas e o balanço final de ferrita na microestrutura [51].

Conforme estudo [51], além da forte influência no limite de escoamento dos AID e AISD, a fase ferrita também age fortemente sobre a tenacidade desses materiais.

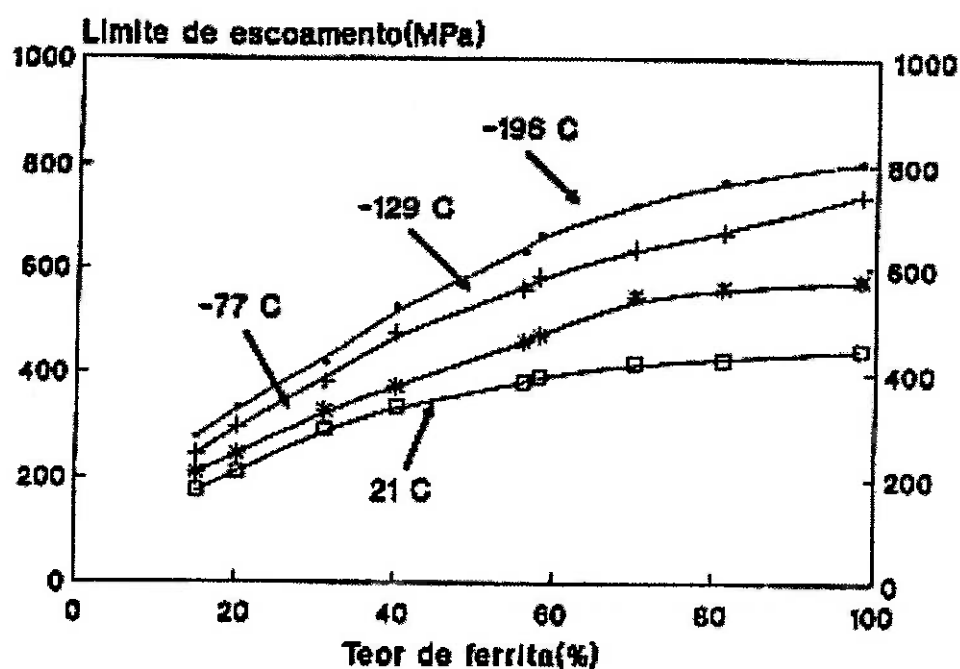
As figuras 2.45 e 2.46, apresentam o comportamento do limite de resistência e da tenacidade, respectivamente, em função da concentração de ferrita e a das temperaturas, para um aço inoxidável duplex (UNS S31803) [51, 82]. As concentrações de ferrita consideradas nos gráficos das figuras 2.45 e 2.46 foram extraídas dos resultados desenvolvidos pelo autor [51] e que variaram entre 15% até 98%.

**Tabela 2.13:** Comparação dos valores da constante  $k_y$  da equação de "Hall-Petch" para três tipos de aços inoxidáveis [51, 81].

! Tipo do aço !	$K_y$ (kg.mm <sup>-3/2</sup> ) !
! ferrítico !	0,67 !
! austenítico !	1,01 !
! duplex(*) !	1,45 !

(\*) com 50-60 % de ferrita.

Do ponto de vista do limite de resistência, conforme exposto anteriormente, este é fortemente influenciado pela fase austenita.



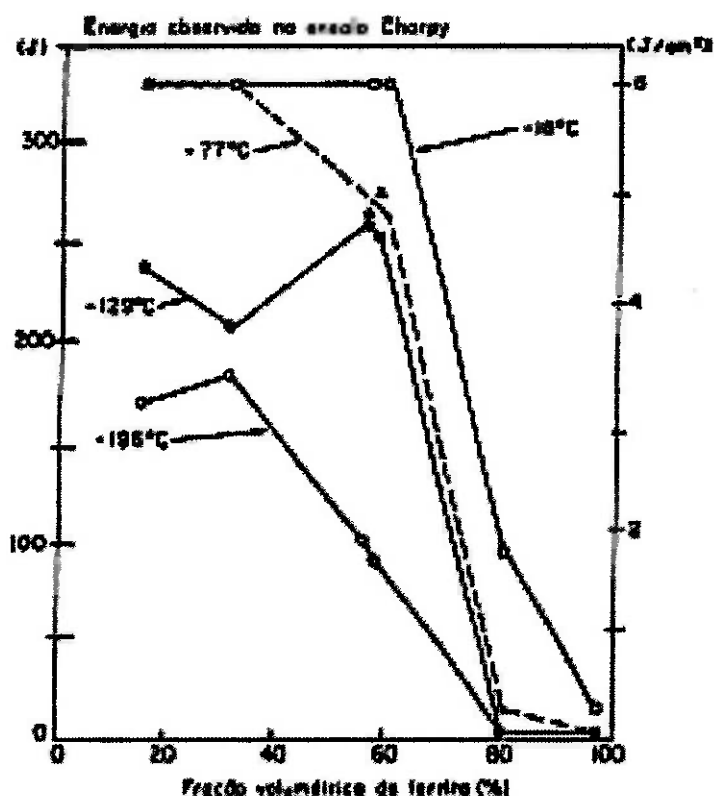
**Figura 2.45:** Comportamento do limite de escoamento em função do teor de ferrita e das temperaturas de ensaio, para um aço inoxidável UNS S31803 [51, 82].

Conforme a tabela 2.12, pode-se verificar e associar que este fato está intimamente ligado a taxa de encruamento da austenita ser maior que a ferrita [51, 80].

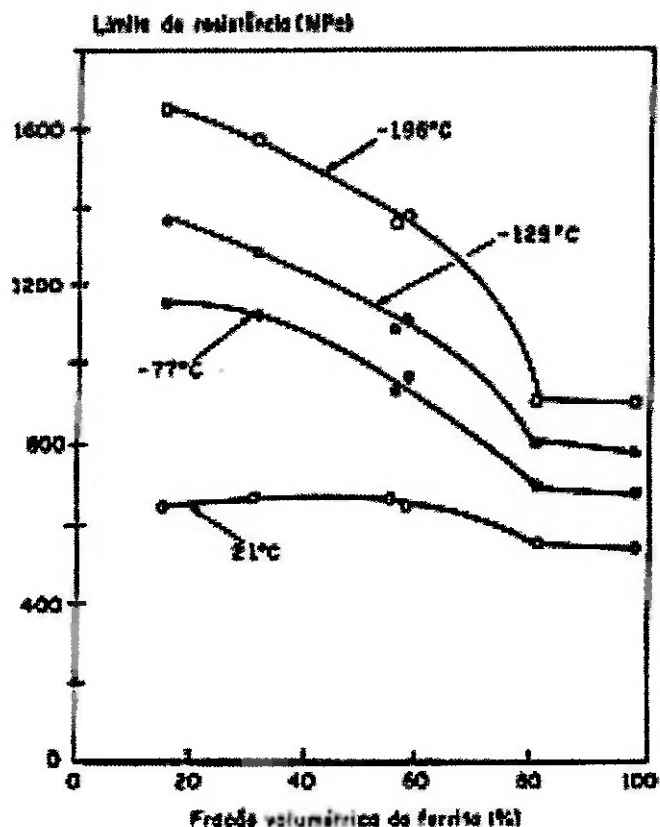
Segundo estudos [51, 82], para o caso do limite de resistência o comportamento é inverso ao do limite de escoamento, ou seja, diminui com o

aumento da porcentagem volumétrica de ferrita. O desenvolvimento de trincas de clivagem na fase ferrita, em temperaturas mais baixas, não somente reduz a ductilidade, mas também reduz extremamente a tenacidade, pois aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil. Isto é mostrado na figura 2.46.

A figura 2.47, apresenta o efeito da concentração de ferrita e da temperatura no limite de resistência do AID [51, 82].



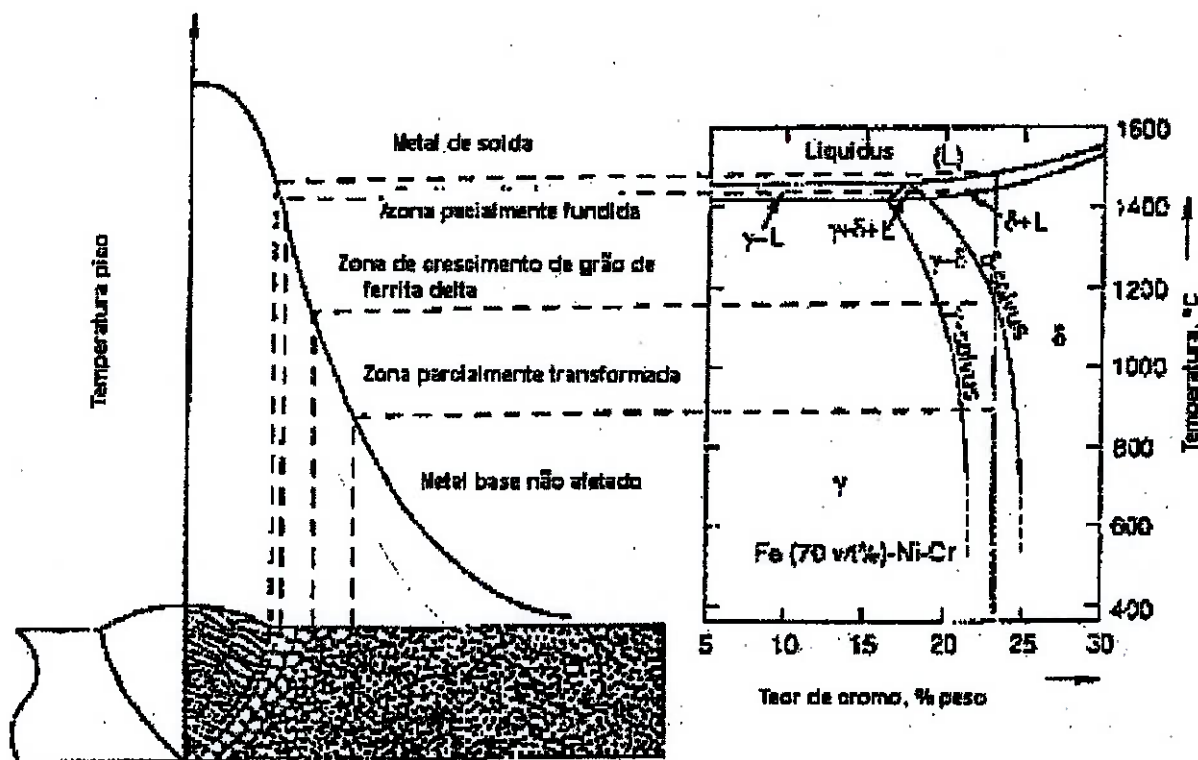
**Figura 2.46:** Comportamento da tenacidade em função do teor de ferrita e das temperaturas de ensaio, para um aço inoxidável UNS S31803, através do ensaio de impacto Tipo Charpy [51, 82].



**Figura 2.47:** Comportamento do limite de resistência em função do teor de ferrita e das temperaturas de ensaio, para um aço inoxidável UNS S31803 [51, 82].

#### 2.5.6.2 Metalurgia da soldagem para os aços inoxidáveis duplex e superduplex

Na soldagem, conforme abordado anteriormente no item 2.2.1, a microestrutura dos materiais da região da junta soldada, varia desde a poça de fusão até a ZAC como consequência da história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica) experimentada nesta região [5, 8]. Na figura 2.48, apresenta-se o diagrama esquemático que relaciona a repartição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe e as zonas presentes: zona fundida, zona de ligação e uma zona afetada pelo calor formada pela zona de crescimento de grão da ferrita, zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado [44, 45, 60]. A microestrutura final depende da velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica [54, 56].



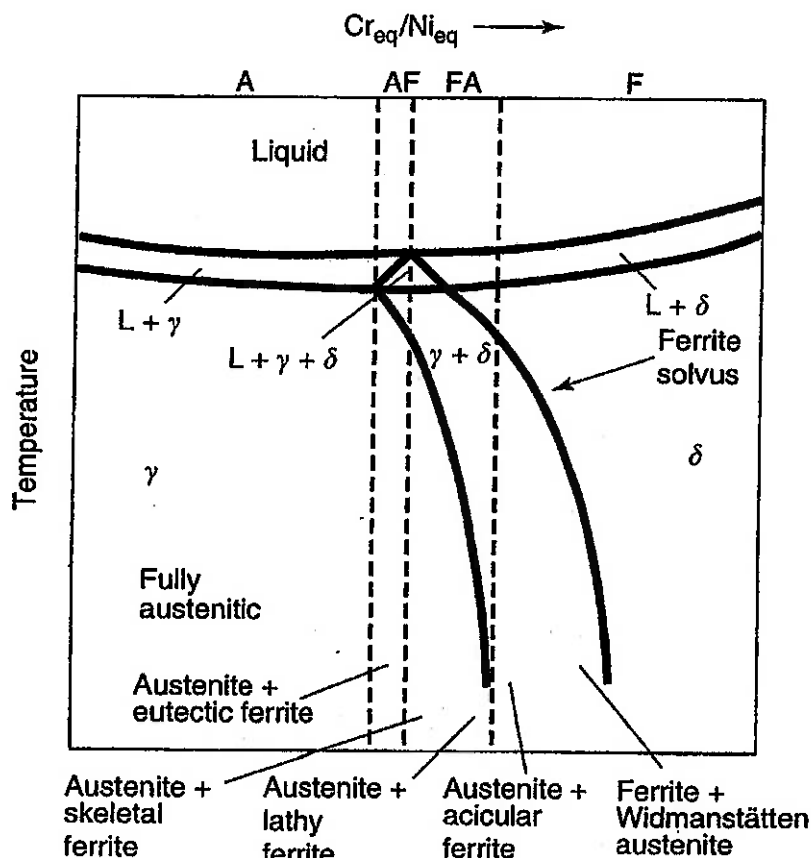
**Figura 2.48:-** Diagrama esquemático que define as diferentes zonas da junta soldada de acordo com a repartição térmica para um aço inoxidável duplex [44, 45, 60].

### 2.5.6.3 Transformações na poça de fusão durante a solidificação dos aços inoxidáveis

Na poça de fusão, o balanço da microestrutura austenita-ferrita é ajustado pela composição química [56]. Ela pode ser controlada pelo metal de adição, pelos gases utilizados durante a soldagem, e pelas condições térmicas durante a soldagem [56].

Conforme estudos [51, 56], a sequência de solidificação dos aços inoxidáveis pode ocorrer de quatro formas conforme ilustrado no diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni da figura 2.49.

Analisando a figura 2.49, nota-se que quanto maior for a relação Cr e Ni equivalente o modo de solidificação tende a ser ferrítico, justamente pelo fato de que no conceito de Cr equivalente são considerados os elementos de liga promotores da ferrita [51, 56]. Tendo sempre em vista que o processo de solidificação se inicia ainda em altas temperaturas, somada à composição química, a taxa de resfriamento é o outro fator que determina o balanço final da microestrutura do material.



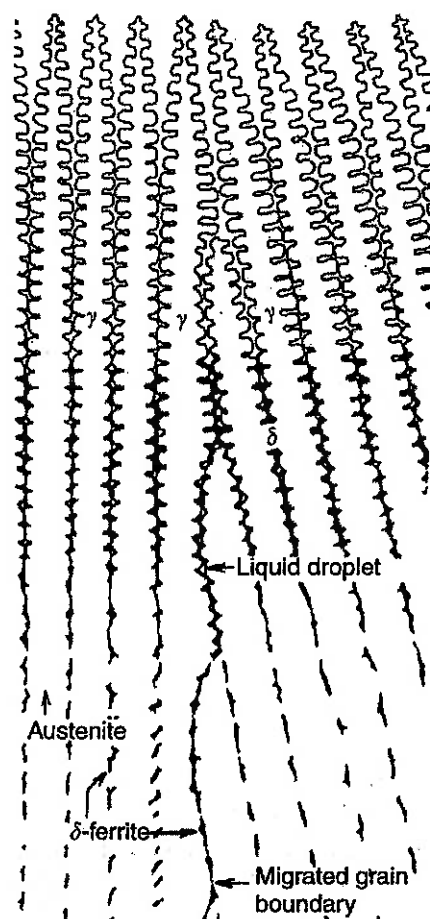
**Figura 2.49:** Diagrama pseudobinário esquemático para aços inoxidáveis, que ilustra os diferentes modos de solidificação e seus respectivos elementos nas microestruturas [56, 83].

Considerando uma relação Cr e Ni equivalente baixa ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,0$ ), em altas temperaturas, o modo preferencial de solidificação é a austenítica (A). A sequência é Líquido  $\rightarrow$  Líquido + austenita( $\gamma$ )  $\rightarrow$  austenita( $\gamma$ ), onde a única fase, no estado sólido, a ser transformada é a austenita ( $\gamma$ ). Neste modo não existe nenhuma outra transformação em altas temperaturas [51, 56].

Considerando uma relação Cr e Ni equivalente em uma faixa ( $1,0 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$ ), aproximadamente, tem-se em altas temperaturas, o modo de solidificação austenítica-ferrítica (AF). A figura 2.50, ilustra a sequência de solidificação austenítica-ferrítica (AF).

A sequência de solidificação ocorre da seguinte forma: Líquido  $\rightarrow$  Líquido + austenita( $\gamma$ )  $\rightarrow$  Líquido + austenita( $\gamma$ ) + ferrita( $\delta$ )  $\rightarrow$  austenita( $\gamma$ ) + ferrita( $\delta$ ). Neste caso a ferrita ( $\delta$ ) é formada, ocorrendo a nucleação nas paredes das células como resultado de uma reação eutética ( $L \rightarrow \delta + \gamma$ ) do líquido restante, enquanto que a austenita se solidifica como fase primária e assume um formato dendrítico ou celular [51, 56].



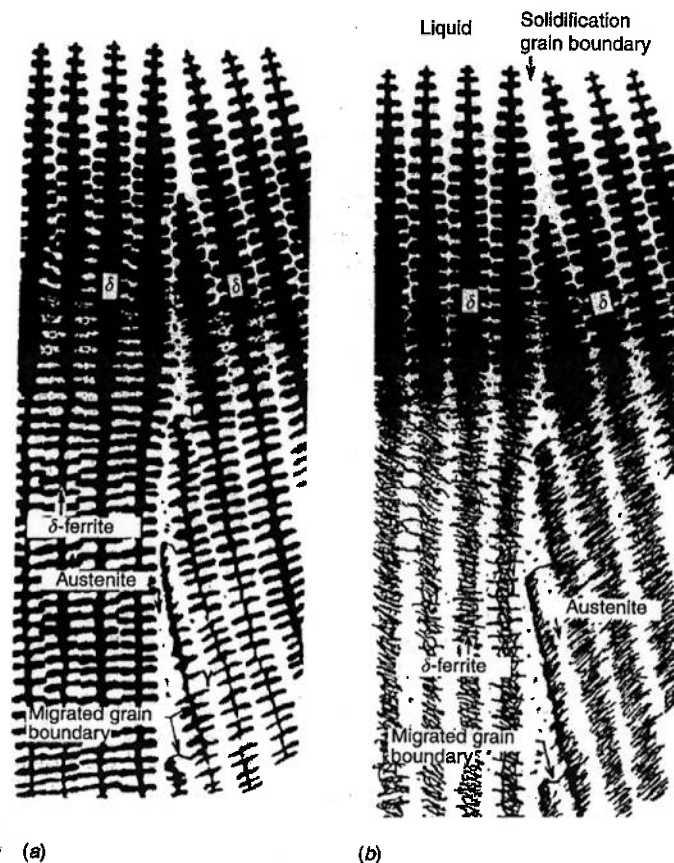


**Figura 2.50:**Diagrama esquemático da morfologia da microestrutura da zona de fusão para aços inoxidáveis, com base no modo de solidificação austenítico-ferrítico [56, 83].

Considerando uma relação Cr e Ni equivalente em uma faixa ( $1,5 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 2,0$ ), aproximadamente, o modo de solidificação é ferrítica-austenítica (FA). A figura 2.51, ilustra a sequência de solidificação ferrítica-austenítica (FA).

A sequência neste modo de solidificação pode ser estimada da seguinte forma: Líquido  $\rightarrow$  Líquido + ferrita ( $\delta$ )  $\rightarrow$  Líquido + ferrita ( $\delta$ ) + austenita ( $\gamma$ )  $\rightarrow$  ferrita ( $\delta$ ) + austenita ( $\gamma$ ).

Neste caso a austenita é formada, ocorrendo a nucleação nas paredes das células como resultado de uma reação peritética ( $L + \delta \rightarrow \gamma$ ) ou eutética ( $L \rightarrow \delta + \gamma$ ). A ferrita ( $\delta$ ), solidifica como fase primária e assume o formato celular ou dendrítico [51, 56]. Neste modo de solidificação a austenita ( $\gamma$ ) é formada a partir da reação peritética e cresce nos contornos da ferrita e depois cresce subsequencialmente para o líquido e para a ferrita ( $\delta$ ). Em função da velocidade de difusão dos elementos através da austenita, esta reação pode ou não ser completada, ou seja, ao final da solidificação pode existir ferrita envolvida por austenita [51, 56].



**Figura 2.51:** Diagrama esquemático da morfologia da microestrutura da zona de fusão para aços inoxidáveis, com base no modo de solidificação ferrítica-austenítica. Em (a) ferrita acicular e (b) morfologia vermicular [56, 83].

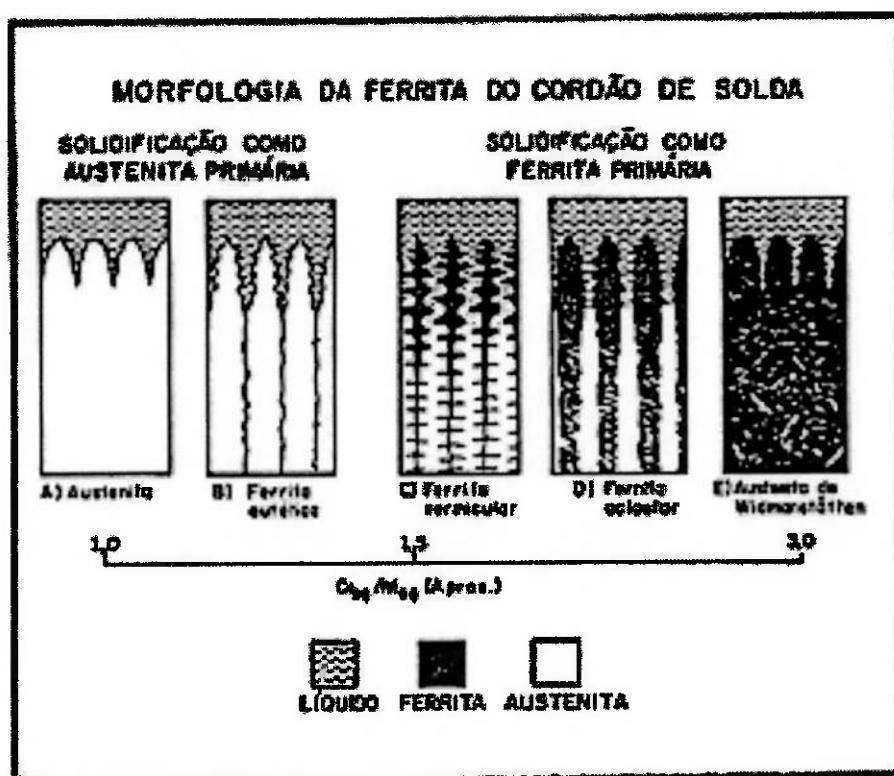
Simultaneamente à formação da austenita, os elementos que promovem a ferrita (Cr, Mo, Si, Nb, Ti, Al, V e o W), segregam para o líquido e através das reações eutéticas ocorre a formação simultânea da ferrita e também da austenita [51, 56]. O último modo de solidificação possível para os aços inoxidáveis ocorre quando a relação Cr e Ni equivalente é superior a dois ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 2,0$ ), e é ferrítica. A sequência ocorre da seguinte forma: Líquido  $\rightarrow$  Líquido + ferrita ( $\delta$ )  $\rightarrow$  ferrita ( $\delta$ ). Neste caso a ferrita ( $\delta$ ) é a única fase formada na solidificação e a austenita irá nuclear no estado sólido nos contornos de grão da ferrita [51, 56]. As segregações que ocorrem durante as transformações líquido-líquido e sólido-sólido determinam que parte da ferrita delta ( $\delta$ ) primária se estabilize pelo seu elevado teor de Cromo e baixo teor de Níquel. A ferrita delta ( $\delta$ ) interdendrítica, pode apresentar diferentes morfologias, segundo a cinética de transformação. A figura 2.52, ilustra de forma geral a morfologia das microestruturas da ferrita no cordão de solda em função da relação de Cr e Ni equivalentes e dos modos de solidificação.

Segundo estudos [51, 56], a maioria dos AID e AISD possuem uma relação de Cr e Ni equivalente acima de dois ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 2,0$ ), dessa forma solidificam preferencialmente como ferrita ( $\delta$ ), em temperaturas próximas de 1450°C. A microestrutura permanece ferrítica até atingir a linha "solvus" da ferrita. Durante o resfriamento a composição química da ferrita e austenita são alteradas continuamente [51, 56]. No caso dos AID e AISD houve a introdução do Nitrogênio como elemento de liga em substituição parcial do Níquel [51]. Segundo os autores [51, 54, 56], e conforme abordado anteriormente no item 2.5.6, a solubilidade do Nitrogênio na ferrita é muito baixa, o que obriga um controle maior sobre a taxa de resfriamento de forma que durante o resfriamento do cordão de solda, possa existir a formação adequada de austenita para dissolver o Nitrogênio em excesso, evitando a precipitação de nitreto de Cromo [51]. Já no estado sólido, ocorre a precipitação de austenita em temperaturas menores que as da linha "solvus" da ferrita [51, 56].

Conforme estudos [51, 84, 85], na figura 2.52, observa-se que o crescimento da austenita é na forma poligonal, e seu controle ocorre por difusão. A ferrita ( $\delta$ ) retida aparece com morfologia vermicular situada nos eixos das ramas dendríticas.

Estudos demonstram que sendo a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  superior 2,3, a ferrita se decompõe em austenita do tipo Widmanstatten [51]. Na figura 2.52 (d) e (e) mostram precipitações de austenita do tipo Widmanstatten, gerando uma estrutura formada por placas de austenita e ferrita ( $\delta$ ) retida entre as placas [51, 84, 85]. A temperatura de início de precipitação depende da relação dos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita [51, 56]. Quando esta relação é baixa, a transformação começa em temperaturas levemente abaixo do intervalo de solidificação [51, 56]. Nestas temperaturas, a difusão é bem rápida propiciando uma fração de austenita elevada [51, 56]. Quando a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita é alta, a precipitação de austenita começa em temperaturas mais baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento [51, 56].

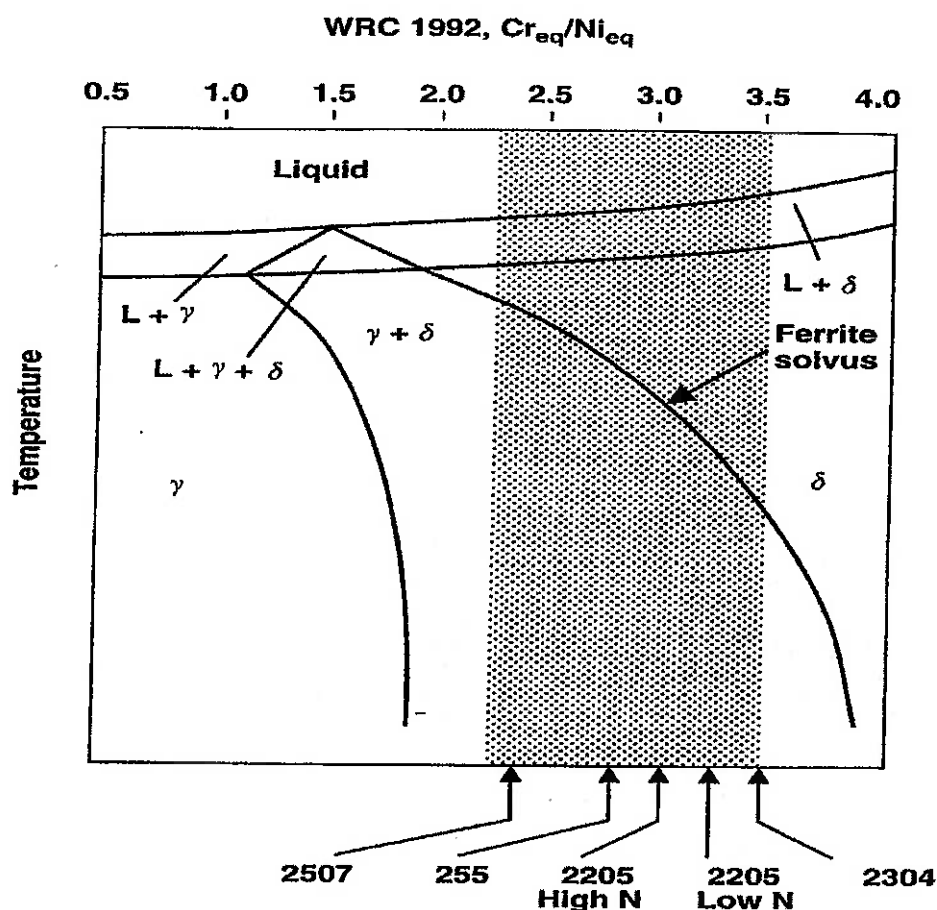
A figura 2.53, ilustra um diagrama pseudobinária de algumas ligas de aços inoxidáveis, segundo a relação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , em altas temperaturas, conforme o modo de solidificação.



**Figura 2.52:** Esquema dos modos de solidificação e morfologia das microestruturas, segundo a relação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  [51, 84, 85].

A austenita começa a precipitar nucleando no contorno de grão da ferrita. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura, produzindo-se uma maior fração volumétrica da austenita nas velocidades de resfriamento menores [51, 56]. Conforme abordado anteriormente no item 2.6, a utilização de Nitrogênio no gás de proteção e metal de adição com teor de Níquel elevado tem como objetivo balancear a microestrutura final de ferrita e austenita da zona fundida para preservar as propriedades vantajosas dos AID e AISD. Conforme abordado anteriormente, nos AID e AISD, a formação da austenita durante o resfriamento, é importante para o controle da precipitação de nitreto de Cromo [51]. Segundo estudos [51], uma das formas para garantir a formação da austenita é o controle do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200°C até 800°C ( $\Delta t_{12-8}$ ) [51]. A temperatura de 1200°C foi escolhida por ser próxima a temperatura de início de formação de austenita [51].

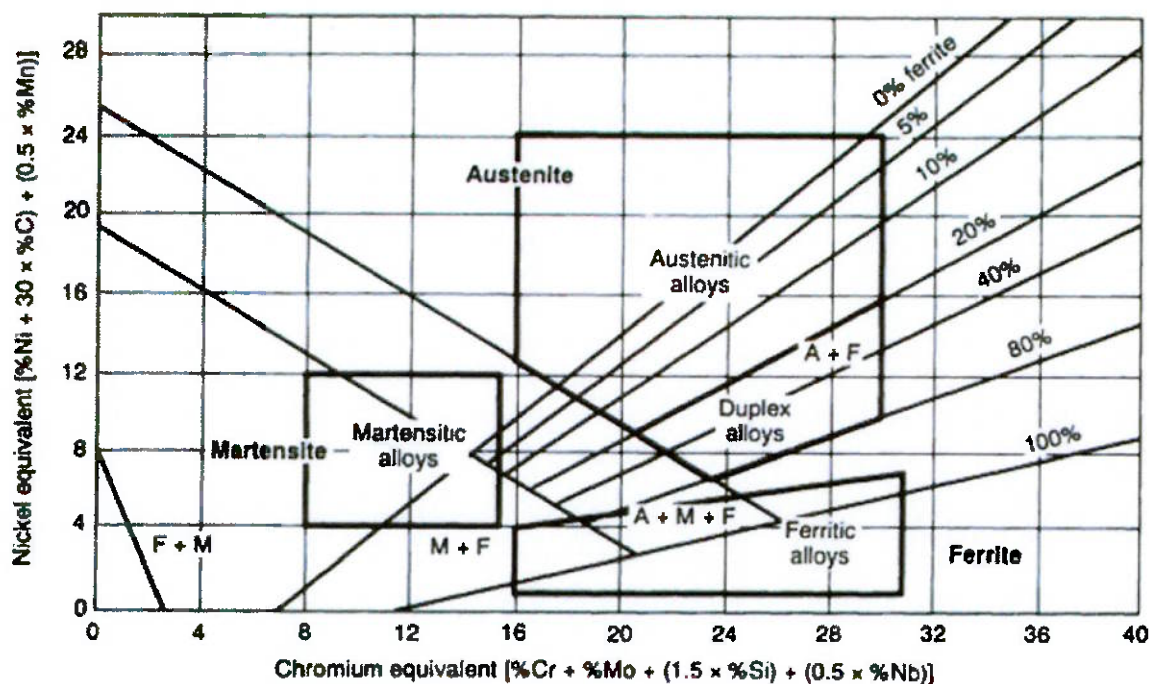
Se a taxa de resfriamento for muito alta, não existe tempo suficiente para a formação da austenita. Nesta condição tanto o metal de solda como a ZAC tem a tendência de possuírem uma microestrutura rica em ferrita, que contém altos teores de Cr e Mo e, portanto, a maior probabilidade de precipitação de fases deletérias [51, 54, 56].



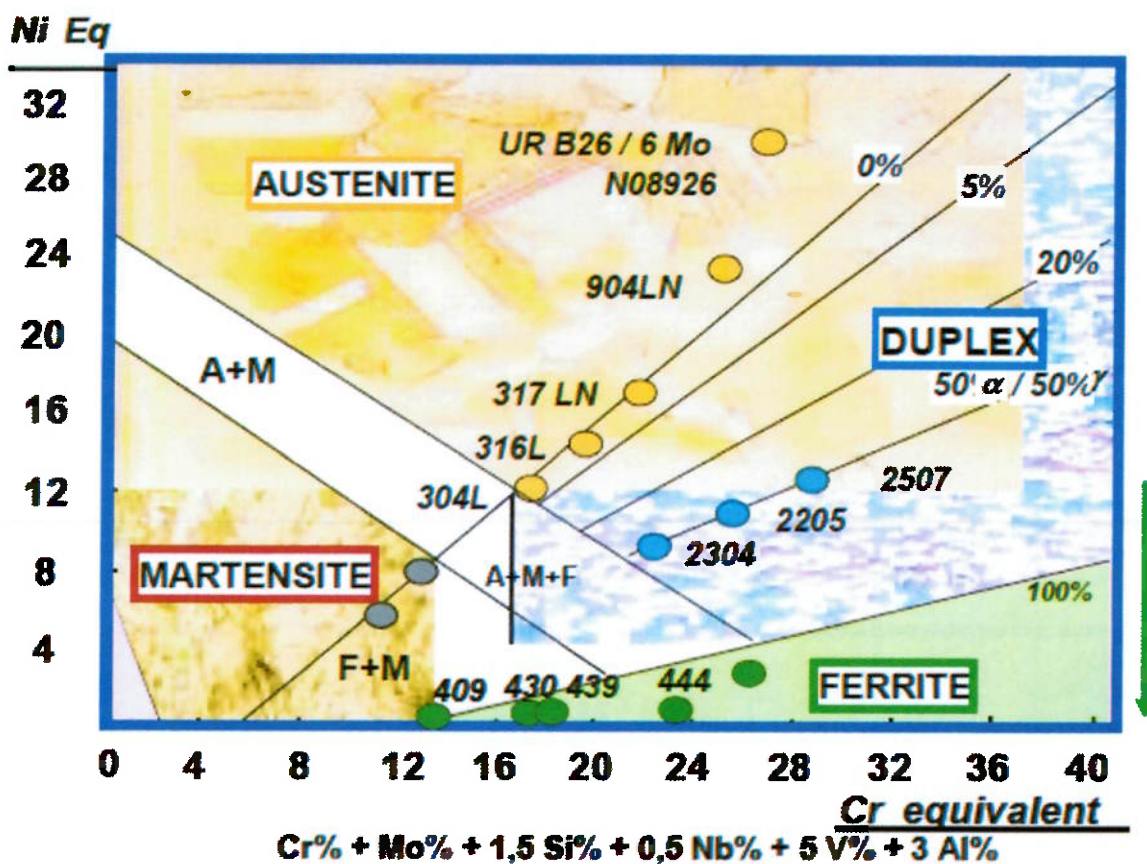
**Figura 2.53:** Diagrama representativo de um pseudobinário da região de altas temperaturas de algumas ligas de aços inoxidáveis comerciais, segundo a relação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  [56].

As relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  que delimitam a aparição dos diferentes tipos de morfologias da ferrita, associados com as diferentes formas de solidificação, podem ser modificados em função da velocidade de resfriamento. O clássico diagrama de Schaeffler, que considera só o efeito da composição química sobre o conteúdo de ferrita delta, é válido só para uma determinada faixa de velocidade de resfriamento.

As figuras 2.54 e 2.55, ilustram através do diagrama de Schaeffler, as janelas operacionais para as ligas dos aços inoxidáveis, segundo a composição química e a microestrutura final predominante e as ligas comerciais enquadradas segundo as composições químicas, respectivamente.



**Figura 2.54:**Diagrama de Schaeffler, ilustrando as janelas operacionais para as ligas dos aços inoxidáveis, segundo a composição química avaliada através do conceito de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  [53].

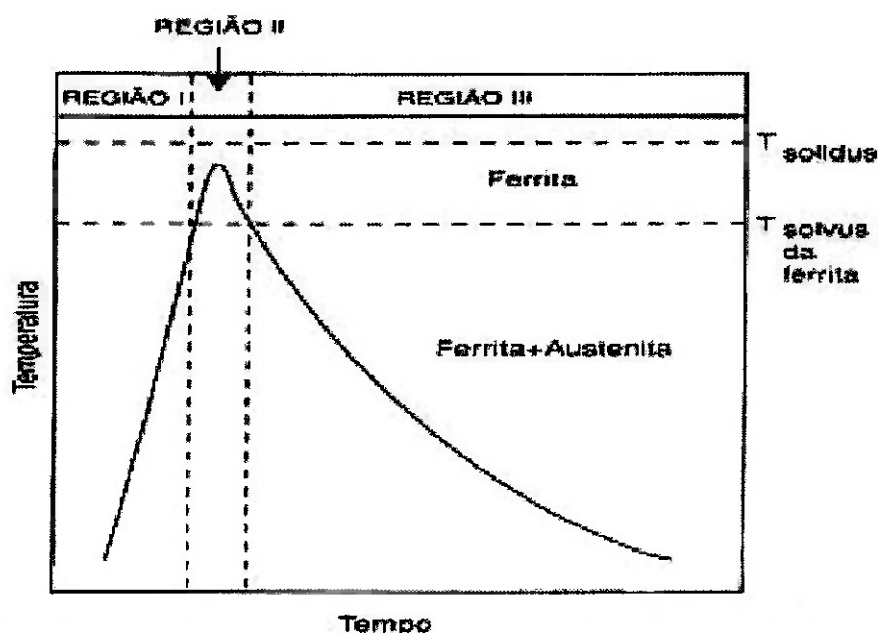


**Figura 2.55:**Diagrama de Schaeffler, ilustrando as janelas operacionais para as ligas comerciais dos aços inoxidáveis, segundo a composição química avaliada através do conceito de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  [55].



#### 2.5.6.4 Transformações na zona afetada pelo calor (ZAC)

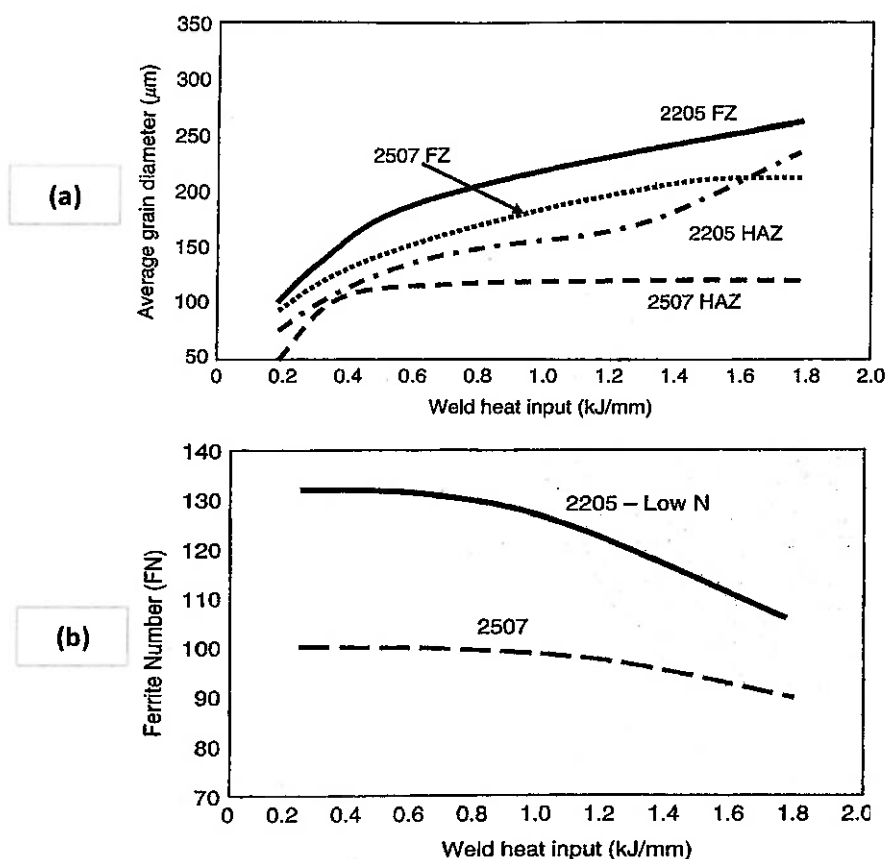
Na zona afetada pelo calor (ZAC) o balanço da microestrutura austenita-ferrita é determinado pelas condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura [51, 54, 56]. Eles são consequência de fatores como: espessura do material, energia da soldagem transferida, temperatura de pré-aquecimento e temperatura de interpasses. As transformações no estado sólido podem envolver a dissolução parcial da austenita e dos precipitados durante o aquecimento, e a formação da austenita e precipitados durante o resfriamento em contorno de grão da ferrita e em alguns sítios intragranulares [51, 54, 56]. As transformações na ZAC podem ser explicadas com a ajuda do diagrama apresentado na figura 2.56, para um ponto aquecido a uma temperatura maior que a “solvus” da ferrita [56, 86].



**Figura 2.56:** Diagrama esquemático do ciclo térmico na ZAC, próximo a linha de fusão de um AID com uma alta relação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , para temperatura acima da solvus na ferrita [56, 86].

Na região I, as mudanças das microestruturas são dominadas pela dissolução de austenita e dos precipitados presentes no material base como carbonetos e nitretos [56, 60, 86]. Assim, um aquecimento rápido retarda a dissolução da austenita e dos precipitados, enquanto o aquecimento lento permitirá a completa dissolução da austenita em temperaturas próximas à temperatura “solvus” [56, 60, 86]. Na região

II, representa-se a porção do ciclo térmico que passou completamente ao campo ferrítico, que é adjacente à linha de fusão, e predomina o crescimento de grão da ferrita [56, 60, 86]. Na região III, onde ocorre o resfriamento abaixo da linha "solvus", as mudanças das microestruturas incluem a reformação de austenita e a precipitação de fases intermetálicas, como produto da velocidade de resfriamento, que é relacionado ao tempo de resfriamento [56, 60, 86]. A energia de soldagem aplicada na soldagem, em função dos processos, tem total influência sobre os comportamentos das transformações metalúrgicas, do ponto de vista do crescimento dos grãos, acima da temperatura de "solvus" da ferrita e na quantidade final de ferrita na ZAC [56].



**Figura 2.57:** Efeito da energia de soldagem (a) sobre o crescimento dos grãos, durante o tempo acima da temperatura de "solvus" da ferrita; e em (b) sobre a quantidade de ferrita (FN) na ZAC, nos AID e AISD [56, 87].

A figura 2.57 apresenta esquematicamente o efeito da energia de soldagem no crescimento do grão, acima da temperatura de "solvus" da ferrita e o efeito na quantidade de ferrita (FN) na ZAC dos AID e AISD.



A quantidade de ferrita presente na ZAC na temperatura ambiente é função da velocidade de resfriamento no intervalo de temperatura entre 1200°C e 800°C [56, 60]. Quanto mais altas as temperaturas e maior o tempo de exposição às mesmas, maiores são as possibilidades de transformação da estrutura bifásica dos AID e AISD.

Segundos estudos [56], a energia de soldagem influencia de forma mais intensa no efeito do crescimento dos grãos na zona fundida e de forma menos intensa na quantidade de ferrita (FN = ferrite number) na ZAC. Conforme estudos [58], de uma forma geral, para a soldagem dos AID e AISD uma baixa energia de soldagem com resfriamento rápido, resultam em precipitação de nitretos de Cromo e por outro lado, alta energia de soldagem e resfriamento lento, resultam em precipitação de fases intermetálicas.

## ***2.6. Soldabilidade do aço inoxidável duplex e superduplex.***

Nos aços inoxidáveis duplex a presença de duas fases pode dificultar que estas fases sejam mantidas pelo efeito dos ciclos térmicos de soldagem [54, 56]. Nos ciclos térmicos, a temperatura varia desde a zona de fusão onde ocorrem as transformações de fases durante a solidificação até o metal adjacente à solda na zona afetada pelo calor onde ocorrem transformações no estado sólido [44, 45, 60]. Desta forma cuidados específicos devem ser tomados para a soldagem dos AID e AISD para se obter uma melhor previsibilidade das transformações de fases, principalmente com àquelas que causam fragilizações na solda e na ZAC.

As propriedades da solda dependem da composição química, do procedimento e processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Este balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química e pelo controle da temperatura durante a soldagem [51, 54, 56, 60]. O principal objetivo quando aços inoxidáveis são unidos por soldagem é manter sua excelente resistência à corrosão na zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (ZAC).

Na soldagem multipasse, a dureza é homogênea porque os ciclos térmicos de soldagem restabelecem o equilíbrio entre a austenita e a ferrita [51, 54, 56]. Na zona fundida, a estrutura de solidificação é mais refinada para baixa energia de soldagem [51, 54, 56].

Segundo estudos [51, 52, 54, 56], dependendo da velocidade de resfriamento e do tempo de manutenção em determinadas faixas de temperatura, pode ocorrer a precipitação de outras fases, além da ferrita e da austenita, levando à fragilização destes aços. Segundo a temperatura na qual acontece, a fragilização dos AID pode ser dividida em dois grupos: fragilização de baixa temperatura e fragilização de alta temperatura. A fragilização de baixa temperatura normalmente acontece numa faixa de temperatura de 300°C a 500°C, onde ocorre a chamada fragilização de 475°C [51, 52, 54, 56]. Geralmente está associada à utilização do equipamento em serviço e, desta forma, limita a temperatura máxima de aplicação dos AID e AISD abaixo de 280°C [56].

A fragilização de alta temperatura ocorre na faixa de temperatura de 600°C a 1000°C, onde precipitam diversas fases intermetálicas como as fases sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ), carbonetos ( $M_{23}C_6$ ) e nitretos de cromo ( $Cr_2N$ ) [51, 54, 56, 60]. Este tipo de fragilização pode ocorrer durante a soldagem ou o tratamento térmico pós-soldagem [51, 54, 56, 60].

### **2.6.1 Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex e superduplex**

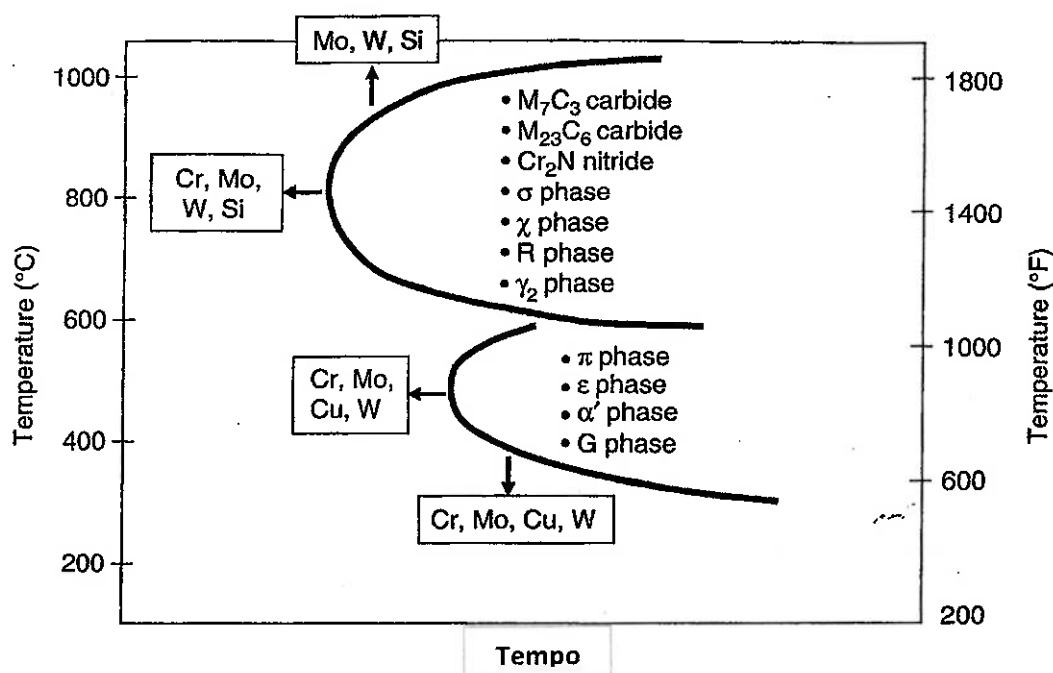
As principais fases que podem precipitar e influenciar de forma significativa as propriedades dos aços inoxidáveis duplex e superduplex são: os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , a fase sigma ( $\sigma$ ), a fase alfa' ( $\alpha'$ ), também conhecida como fragilização à 475°C e os nitretos de Cromo, entre outros [51, 54, 56, 60]. A fase sigma ( $\sigma$ ) é uma fase intermetálica com um reticulado tetragonal, extremamente dura, não magnética e causa fragilização quando precipitada no material. A fase sigma começa a precipitação nas interfaces ferrita-austenita e seus principais constituintes são o Cromo e o Molibdênio [51, 54, 56, 60]. A precipitação dessa fase sigma, empobrece a matriz ferrítica nos seus contornos de grãos, retirando os elementos Cromo e Molibdênio que são justamente os agentes que promovem a resistência à corrosão [51, 54, 56, 60]. Dessa forma, compromete as propriedades de tenacidade e ductilidade e a resistência à corrosão do aço inoxidável, sendo, portanto, indesejável.

Os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  normalmente aparecem nos aços inoxidáveis duplex com alto teor de Cromo [51]. A fase alfa' (ferrita secundária), ocorre normalmente entre 300°C e 550°C [51]. Segundo estudos [56], alguns elementos de

liga da composição química dos AID e AISD (Cr, Mo, Si, W e o Cu) agem de forma distinta, em função da variação de temperatura, no sentido de contribuir para a formação de alguns precipitados. No caso do W, além do benefício do aumento da resistência à corrosão, conforme abordado anteriormente, outro aspecto importante da sua função é que em se tendo a possibilidade de substituição ao Mo em parte da liga, pode existir a redução da precipitação de algumas fases intermetálicas onde o Mo é um dos seus constituintes, como por exemplo, a fase  $\sigma$  [60]. A figura 2.58 apresenta o efeito de alguns elementos de liga, na formação de alguns precipitados.

A nucleação da fase sigma pode ser do tipo eutetóide e depende essencialmente da composição química do aço e da temperatura, onde a ferrita se decompõe em fase sigma e austenita [51, 89].

As precipitações intermetálicas podem ser iniciadas a partir de temperaturas aproximadas de 570°C, tendo uma intensificação, como no caso dos AID e AISD, na faixa de 800°C a 850°C [51, 54, 56].

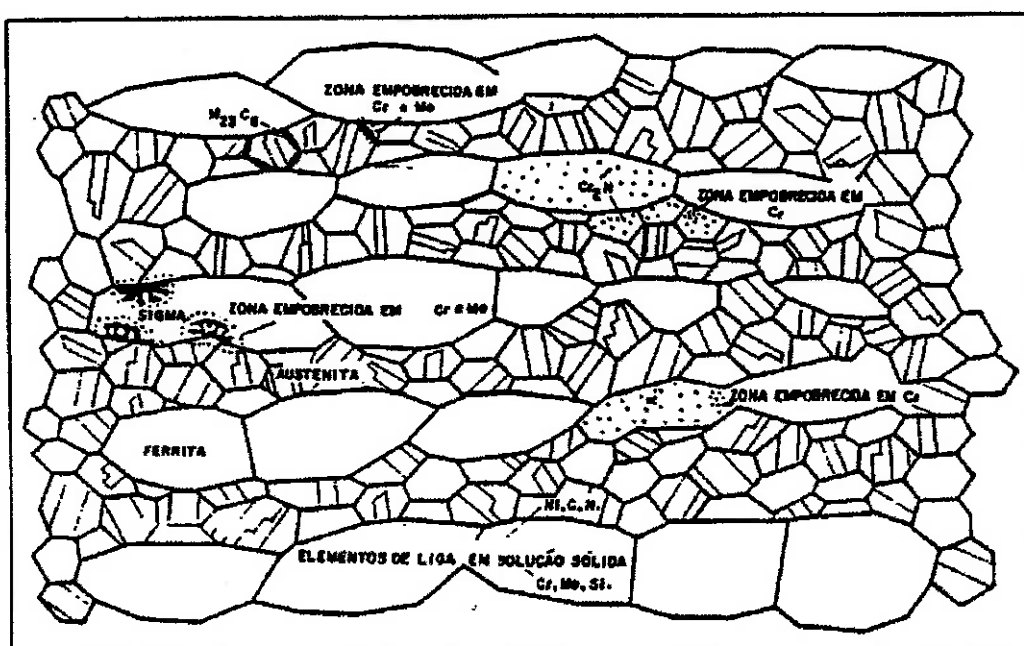


**Figura 2.58:** Efeito de alguns elementos de liga na formação de alguns precipitados [56, 88].

A localização mais provável de cada uma destas fases é mostrada esquematicamente na figura 2.59 [51, 89].

A principal razão pela qual a fase sigma cresce preferencialmente na direção dos grãos de ferrita é porque a ferrita é termodinamicamente metaestável, ou seja, possui alta energia à temperatura onde há a precipitação da fase sigma [51, 54, 56].

Conforme estudos [51, 89], a precipitação de fase sigma nos aços inoxidáveis ocorre no estado sólido, dessa forma sua cinética depende basicamente da composição química do aço, da fração volumétrica da ferrita e da austenita, da deformação plástica e do tamanho de grão. De maneira geral, os elementos formadores da fase sigma (Fe, Cr, Mo e Si) se movimentam por difusão substitucional, onde os átomos se valem de uma lacuna que os permite se movimentar [51, 54, 56].

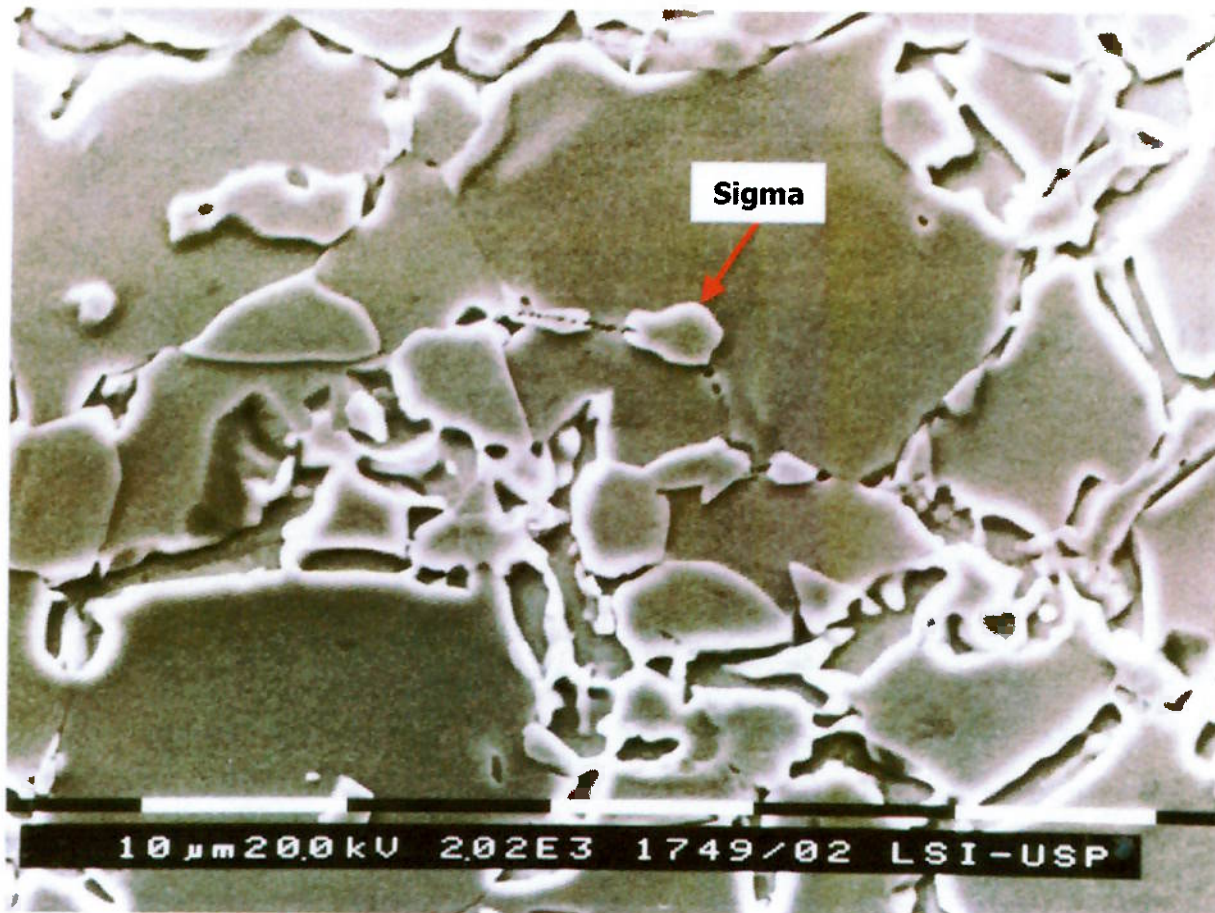


**Figura 2.59:** Representação das fases presentes nas microestruturas dos AID e AISD que podem causar fragilização [51, 89].

Defeitos como contornos de grão, falha de empilhamentos e discordâncias são locais energeticamente favoráveis para a nucleação por serem caminhos preferenciais para a difusão [51, 54, 56]. Depois de nucleados, os precipitados começam a crescer.

A taxa de crescimento depende da taxa de difusão [51, 56]. O crescimento das partículas numa fase também pode assumir uma direção preferencial, governada pelo tipo de interface entre os precipitados e as fases vizinhas [56]. O crescimento também depende da concentração dos elementos necessários à sua formação na matriz adjacente o que determina a quantidade e o tamanho da fase sigma precipitada no material [51, 56]. A figura 2.60, apresenta a precipitação da fase

sigma, após tratamento térmico a 850°C por 8h, onde a morfologia da fase sigma apresentou uma tendência a ser maciça [51].



**Figura 2.60:**Exemplo de precipitação da fase sigma. Micrografia do AID UNS S31803 após tratamento térmico a 850°C por 8h. Microscopia eletrônica de varredura e ataque eletrolítico com ácido oxálico e aumento de 2020x [51].

### 2.6.2 Nitretos ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) e ( $\text{CrN}$ )

Os nitretos de Cromo ( $\text{Cr}_2\text{N}$ ) e ( $\text{CrN}$ ), assim como a fase sigma, são as principais fases que prejudicam as propriedades dos aços inoxidáveis duplex e superduplex.

Os reticulados cristalinos são hexagonal compacto e cúbico, respectivamente [51].

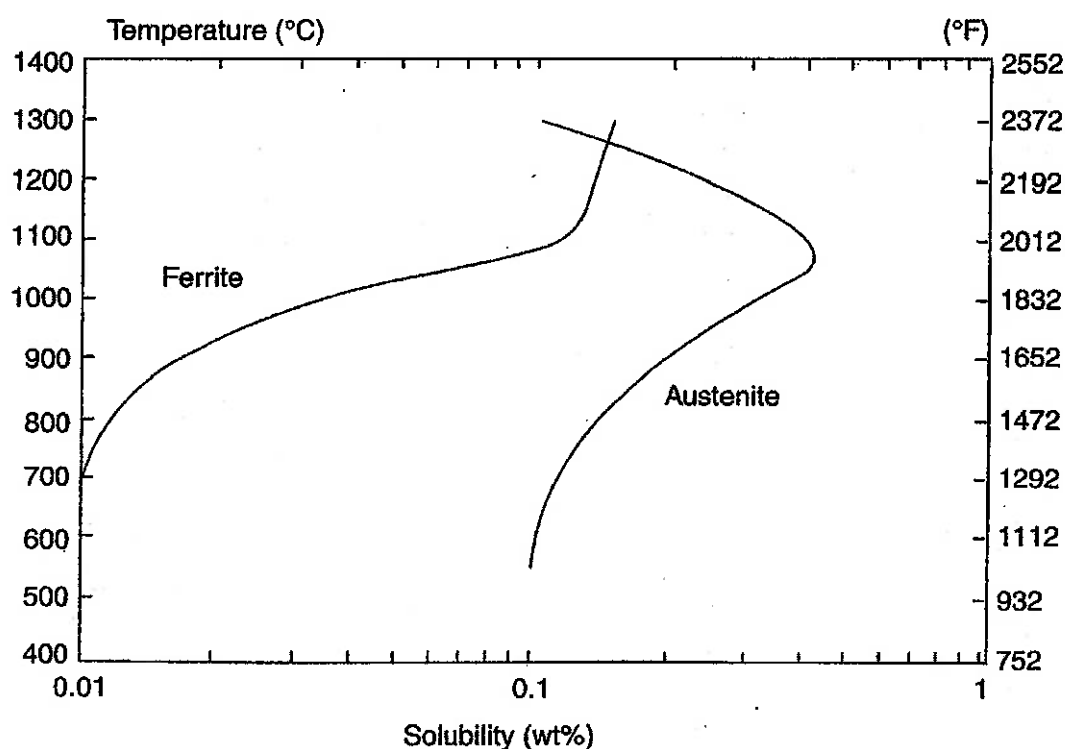
Um fato importante é que os nitretos de Cromo podem precipitar durante um resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas, como o que ocorre nos processos de soldagem.

Este fato pode estar associado à taxa de solubilidade do Nitrogênio na fase ferrita ser diferente da fase austenita [56].

A figura 2.61, compara a solubilidade do Nitrogênio na ferrita e na austenita, evidenciando que na ferrita a solubilidade do Nitrogênio é muito inferior, comparada ao comportamento na austenita [56].

A solubilidade do Nitrogênio na ferrita é pequena, mas pode aumentar com o aumento da temperatura, conforme a figura 2.61 [56]. Conforme estudos [56], quando a taxa de resfriamento é alta, o Nitrogênio não tem tempo suficiente para se difundir formando uma quantidade adequada de austenita.

A ferrita ficará então supersaturada de Nitrogênio, ocasionando a precipitação de nitretos de Cromo nos grãos de ferrita [56].



**Figura 2.61:** Solubilidade do nitrogênio na ferrita e na austenita, em função da temperatura [56].

A partir do exposto, pode-se concluir erroneamente que uma quantidade pequena de Nitrogênio seria interessante, pois assim se evitaria a formação de nitretos de Cromo. Entretanto, deve-se lembrar de que teores elevados de Nitrogênio auxiliam na taxa de formação da austenita no metal de solda e na zona afetada pela calor, facilitando a difusão do Nitrogênio da ferrita para a austenita.



### 2.6.3 Carbonetos

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex com alto teor de Carbono, normalmente até 0,08%, em peso, se solidificam primeiramente como ferrita. O líquido restante é rico em Carbono e solidifica-se formando austenita e uma rede de carbonetos ricos em Cromo do tipo  $M_{23}C_6$  e que também podem dissolver quantias consideráveis de Molibdênio e Ferro [51].

Segundo os estudos [51], este carboneto possui um reticulado cúbico de face centrada (CCC) com 92 átomos metálicos e 24 átomos de carbono em sua célula unitária [51].

A precipitação dos carbonetos ocorre na faixa de 600°C a 900°C [51]. Durante a precipitação nas regiões próximas aos carbonetos ocorre o empobrecimento de Cromo, prejudicando a resistência à corrosão, como também pode afetar as propriedades mecânicas [51].

A cinética de precipitação destes carbonetos é influenciada principalmente pela composição química, tipo da matriz e pelo tamanho dos grãos [51].

Em materiais solubilizados e envelhecidos, a sequência de precipitação ocorre preferencialmente na seguinte ordem: nos contornos de grão ou fase, nos contornos incoerentes das maclas de recozimento, nos contornos coerentes das maclas de recozimento e no interior dos grãos [51].

### 2.6.4 Fase alfa' ( $\alpha'$ ) – Fragilização a 475°C

Conforme estudos [51], a fase alfa' ( $\alpha'$ ), também chamada de fragilização de 475°C, ocorre na faixa de temperatura entre 300°C a 500°C e causa considerável aumento do limite de escoamento e da dureza do material.

Estes precipitados são ricos em Cromo, apresentam uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), são coerentes com a ferrita [51].

A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita, porque somente a ferrita se fragiliza, enquanto a austenita não é afetada [51]. A precipitação ocorre na forma de partículas muito finas, sua presença imobiliza as discordâncias, causando, assim, a redução da tenacidade e ductilidade.

A fragilização de 475°C causa um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil [51]. Este tipo de fragilização leva à fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas.

A ductilidade é conferida pela austenita, que apresenta uma fratura dúctil do tipo alveolar (dimples).

A formação de ferrita secundária ( $\alpha'$ ) pode ocorrer por dois mecanismos: nucleação e crescimento, quando o teor de Cromo na ferrita é baixo, e decomposição espinodal, quando o teor de Cromo nesta mesma fase é alto [51].

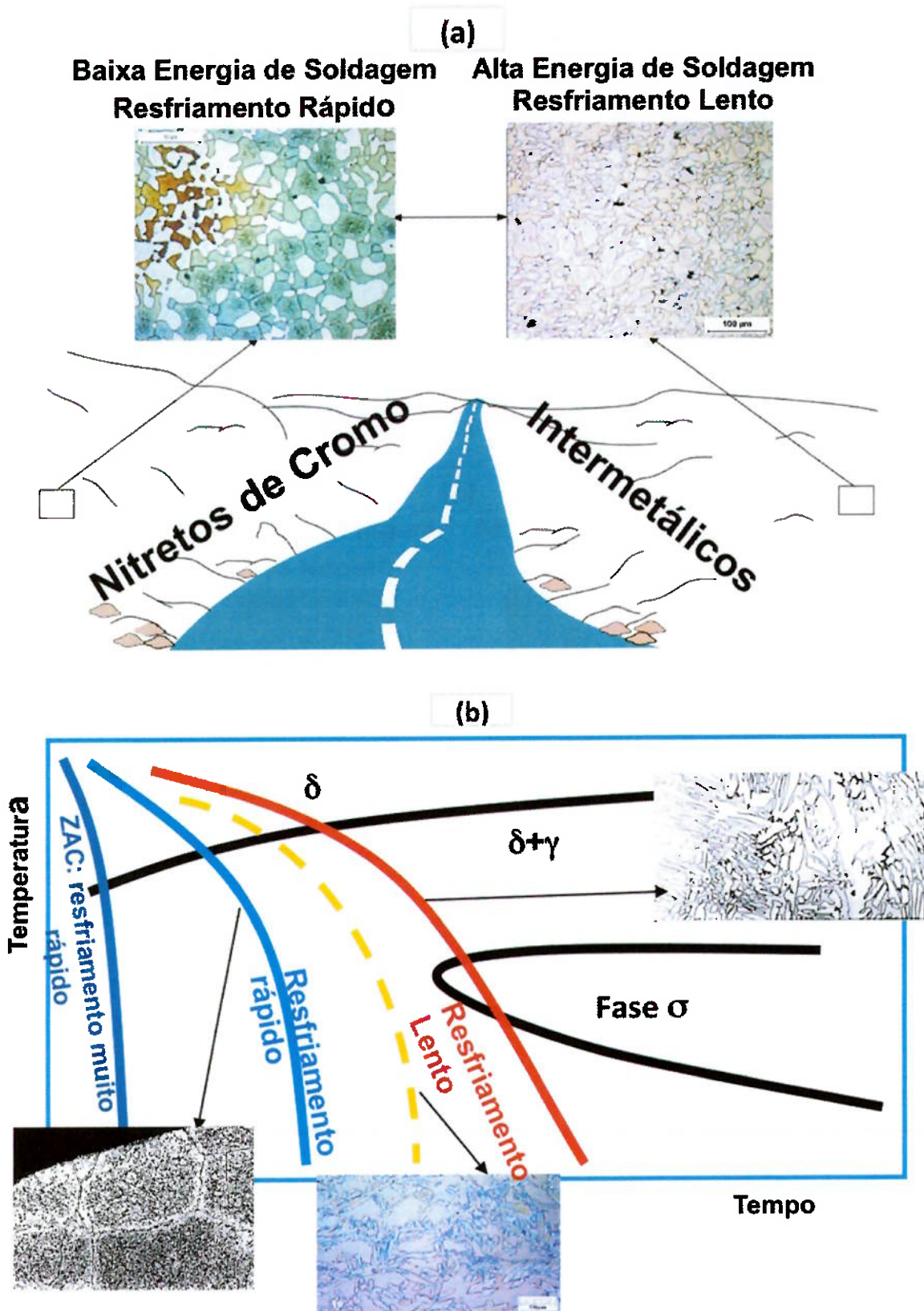
Conforme exposto, os estudos demonstram que para a obtenção de uma microestrutura bifásica com balanceamento adequado, assim como a melhor previsibilidade sobre as precipitações de fases deletérias nas soldas e ZAC dos AID e AISD, algumas variáveis são imprescindíveis: o controle adequado da energia de soldagem associado aos controles de tempos de patamares das temperaturas envolvidas nos processos de soldagem e o controle adequado das taxas de resfriamentos [58].

Além dessas variáveis, a adequada seleção de materiais, ou seja, controle sobre a composição química do metal de base, metal de adição e gases de proteção, influenciam nos resultados finais.

A figura 2.62, ilustra de forma sucinta e genérica os efeitos da relação entre a energia de soldagem e a taxa de resfriamento sobre os tipos de precipitações de fases deletérias nas soldas de AID e AISD [58].

Este tipo de fragilização ocorre com mais frequência em tratamentos térmicos pós-soldagem ou em serviço e por essa razão é que usualmente, limita-se a aplicação dos AID e AISD em temperaturas de serviço abaixo de 280°C [51, 56].





**Figura 2.62:** Esquemas ilustrativos (a) efeitos da energia de soldagem e da taxa de resfriamento sobre o tipo de precipitação e (b) curva TTT com os efeitos da taxa de resfriamento sobre as precipitações de fases deletérias [58].

### **2.6.5 Resistência à corrosão nos aços inoxidáveis duplex e superduplex.**

Conforme estudos, a resistência à corrosão dos AID e AISD são mais elevadas quando comparadas aos aços inoxidáveis convencionais.

Em razão da microestrutura bifásica, estes materiais reúnem as vantagens referentes a resistência à corrosão conferidas aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos [51].

Os elementos de liga presentes nos AID e AISD e as precipitações de fases, influenciam na resistência à corrosão [51].

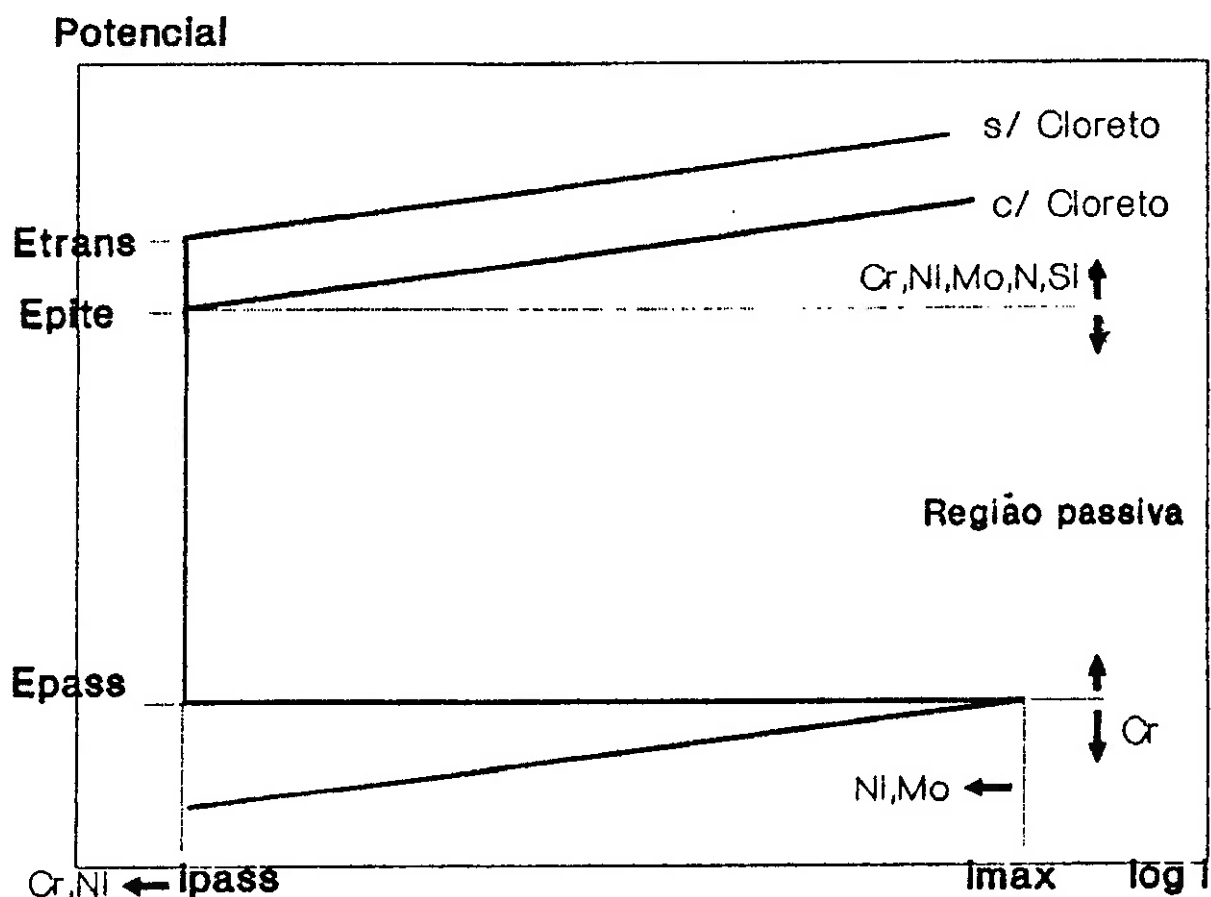
Em geral, os tipos de corrosão que estes materiais são submetidos são: corrosão generalizada, intergranular, por pites, por fresta e sob tensão [51].

A figura 2.63, ilustra a influência dos elementos de liga no comportamento da resistência à corrosão por meio da passivação da superfície do material [51, 90].

Para melhor compreensão da figura 2.63, são necessários alguns conceitos úteis como quanto menor o potencial de passivação significa que o material é mais rapidamente passivado. Quanto maior o potencial de pite, o material será mais resistente ao ataque da corrosão. Quanto menor for a faixa corrente de passivação, mais rápido é formada a camada de óxido de Cromo estabelecendo a camada passiva sobre o material [51, 90].

Analisando a figura 2.63, nota-se que o Cr reduz a densidade de corrente de passivação e do potencial de passivação e aumenta o potencial de pite [51, 90]. O Mo reduz a densidade de corrente máxima e atua no aumento do potencial de pite. O N atua no aumento do potencial de pite [51, 90].

A corrosão tem efeitos nos materiais metálicos afetando suas qualidades essenciais, tais como resistência mecânica, elasticidade e ductilidade. Os fenômenos de corrosão de metais envolvem uma grande variedade de mecanismos que, no entanto, podem ser reunidos em três grupos: corrosão em meios aquosos ácidos, básicos e salinos [51, 90].



**Figura 2.63:** Esquema ilustrativo dos efeitos dos elementos de liga sobre a curva de polarização anódica do aço inoxidável [51, 90].

O processo de corrosão sofre grande influência da concentração do meio e das temperaturas atuantes sob o ponto de vista da intensidade e velocidade na qual o processo irá se desenvolver [51, 90].

## 2.6.6 Corrosão por pites

A corrosão por pites é um tipo de ataque muito localizado. A destruição é confinada a pequenas áreas, da ordem de milímetros quadrados ou menos, resultando em pequenos furos que penetram o metal, mas tendo como característica uma pequena perda de massa [51]. O aparecimento do pite está relacionado à presença de defeitos superficiais no metal ou inclusões [51]. Segundo estudos, as regiões preferenciais para a nucleação de pites são na interface ferrita/austenita e na ferrita [51].

O mecanismo de evolução da corrosão por pites, uma vez nucleado, dissolve o metal no interior do pite, reduzindo o teor de oxigênio nas áreas do seu entorno [51].

Dentro do pite formam-se grandes quantidades de íons positivos, desequilibrando as cargas elétricas. Para reestabelecer o equilíbrio das cargas elétricas, no interior do pite, são atraídos os íons cloreto [51]. Estes íons cloreto se combinam com o metal dissolvido, formando cloretos do metal dissolvido e que sofrem hidrólise resultando em muitos íons de  $H^+$ , reduzindo o pH no interior do pite [51]. Com a presença de íons  $H^+$  e  $Cl^-$  o processo corrosivo é cada vez mais acelerado e por essa razão é que se classifica a corrosão por pite como auto-catalítica [51]. Os elementos Cr, Ni, Mo, Cu e N melhoram a resistência à corrosão por pite [51]. O Cr, Mo e N aumentam a resistência à nucleação do pite, enquanto que o Cr, Mo e o Ni aumentam a resistência ao crescimento do pite [51]. Este fato explica a razão pela qual a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é estimada pela composição química através do conceito de Cr e Ni equivalentes, vista anteriormente [51]. Elementos como Ni, S, O, C e Ti, devem ser cuidadosamente controlados nas composições químicas dos materiais e gases de proteção, pois reduzem a resistência à corrosão por pite [51].

Conforme estudos, o Cr e o Mo presentes nos AID e AISD, tornam a ferrita mais resistente à corrosão por pite e a combinação com o Nitrogênio torna a austenita mais resistente à corrosão por pite [51].

O potencial de pite é uma função da composição do meio, da concentração do íon agressivo, da temperatura, da composição da liga e do tratamento superficial.

A resistência à corrosão dos AID é comparável aos aços inoxidáveis austeníticos e com superiores propriedades mecânicas.

### **2.6.7 Corrosão generalizada**

Segundo estudos, este tipo de corrosão se caracteriza por provocar a redução das dimensões da peça [51]. Neste caso a concentração do meio tem influência sobre a determinação de qual das fases, ferrita ou austenita é corroída preferencialmente.

Estudos demonstraram que em concentrações de 10% de  $H_2SO_4$ , ácido sulfúrico, a uma temperatura de  $102^\circ C$ , a austenita é corroída, enquanto que em

concentrações de 40% de  $H_2SO_4$  a uma temperatura de  $80^\circ C$ , a ferrita é corroída [51].

### **2.6.8 Corrosão intergranular**

Conforme estudos, este tipo de corrosão ocorre nos contornos dos grãos. A precipitação de fases ricas em Cr sobre os contornos de grãos reduz a resistência à corrosão. A matriz em torno do precipitado rico em Cr, fica empobrecida deste elemento o que causa a redução da resistência à corrosão comparado ao restante do material [51]. Os AID e AISD apresentam um teor mais elevado de Cr na composição química, o que confere a maior resistência à corrosão comparados aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, pois mesmo havendo precipitados ainda existe um teor de Cr suficiente para resistir à corrosão intergranular [51].

### **2.6.9 Corrosão por fresta**

Conforme estudos, este tipo de corrosão tem o mecanismo muito similar ao da corrosão por pites. A diferença está no fato de que neste caso ao invés de defeitos superficiais ou inclusões, existe uma sobreposição de peças, em decorrência de uma montagem, que configura uma geometria de fresta entre as superfícies em contato. A partir deste fato todo o mecanismo é igual ao da corrosão por pites que foi abordado anteriormente [51].

### **2.6.10 Corrosão sob tensão**

Conforme estudos, este tipo de corrosão está associada a presença simultânea de uma tensão de tração e um meio corrosivo [51]. Neste tipo de corrosão existe junto ao seu mecanismo de propagação a presença de uma trinca [51]. A trinca pode ser originada de um defeito superficial, no caso da solda, uma mordedura, etc. ou qualquer defeito superficial ou na microestrutura que gere concentrações de tensões [51].

O mecanismo de propagação da corrosão é composto por três estágios distintos: a nucleação da trinca e propagação, crescimento da trinca em regime

estacionário e propagação instável da trinca até a ruptura [51]. Conforme estudos, o controle adequado do teor de ferrita favorece ao aumento da resistência à corrosão sob tensão [51].

## ***2.7 Caracterização dos consumíveis de soldagem usualmente aplicados para aços inoxidáveis.***

Metais de adição estão disponíveis numa ampla faixa de ligas. Eles são classificados de acordo com sua composição química [62].

A escolha do metal de adição para uma determinada aplicação é feita em função da composição química e das propriedades mecânicas desejadas para a solda.

Em geral se usa metal de adição similar ao metal de base, mas não necessariamente idêntico.

Conforme estudos [51, 62], para a soldagem do AID e AISD, com metal de adição, usualmente aplica-se composições químicas diferenciadas, principalmente com relação ao teor do elemento Ni.

O Ni em torno de 9%, em peso, na composição química do metal de adição, promove um aumento do  $Ni_{eq}$ , o que torna o metal de solda mais rico em austenita na temperatura ambiente [51, 56].

Com a presença do Ni em teores maiores, também causa um aumento da temperatura de início de formação da transformação da ferrita em austenita, ocorrendo mais cedo, ou seja, em temperaturas elevadas a ferrita terá menos tempo no campo ferrítico e, portanto, o efeito do crescimento dos grãos neste campo será reduzido [51].

A Tabela 2.14 mostra a composição química nominal de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a norma AWS A5.9-2006 [62].

**Tabela 2.14:** Composição química nominal de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a AWS A5.9-2006 [62].

Classificação AWS	Composição química (% em peso)										
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	W	Cu
ER308	0,08	19,5- 22	9,0- 11	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER308H	0,04- 0,08	19,5- 22	9,0- 11	0,5	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER308L	0,03	19,5- 22	9,0- 11	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER308Mo	0,08	18,0- 21	9,0- 12	2,0- 3	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER308Si	0,08	19,5- 22	9,0- 11	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER309	0,12	23,0- 25	12,0- 14	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER309L	0,03	23,0- 25	12,0- 14	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER310	0,08- 0,15	25,0- 28	20,0- 22,5	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER312	0,15	28,0- 32	8,0- 10,5	0,75	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER316	0,08	18,0- 20	11,0- 14	2,0- 3	1,0- 2,5	0,3- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER317	0,08	18,5- 20,5	13,0- 15	3,0- 4	1,0- 2,5	0,30- 0,65	0,03	0,03	-		0,75
ER2594	0,03	24,0- 27,0	8,0- 10,5	2,5- 4,5	2,5	1,0	0,03	0,02	0,20- 0,30	1,0	1,5

### **3. OBJETIVOS.**

Estudar comparativamente os processos de soldagem MIG pulsado e MIG com transferência controlada, no passe de raiz, utilizando-se como metal base o aço inoxidável superduplex UNS S32760.

As juntas soldadas serão caracterizadas através de ensaios mecânicos, microscopia óptica, microdureza Vickers e ensaio de corrosão, comparando-se os resultados obtidos para ambos os processos de soldagem.



## 4. **MATERIAIS E MÉTODOS.**

### 4.1 ***Preparação das chapas de testes para soldagem.***

O experimento foi realizado utilizando como metal base o aço inoxidável superduplex com especificação UNS S32760, conforme ASTM A240/A240M-2010 [64].

Foram confeccionados dois conjuntos soldados A e B. Para compor cada conjunto soldado de teste foram utilizadas duas chapas.

As quantidades e dimensões das chapas de testes para as soldagens estão apresentadas na tabela 4.1.

**Tabela 4.1:**Dimensões e quantidades das chapas de testes.

Conjunto soldado	Chapa	Largura (mm)	Comprimento (mm)	Espessura (mm)
CP A	1	150	350	6,3
	2	150	350	6,3
CP B	3	150	350	6,3
	4	150	350	6,3

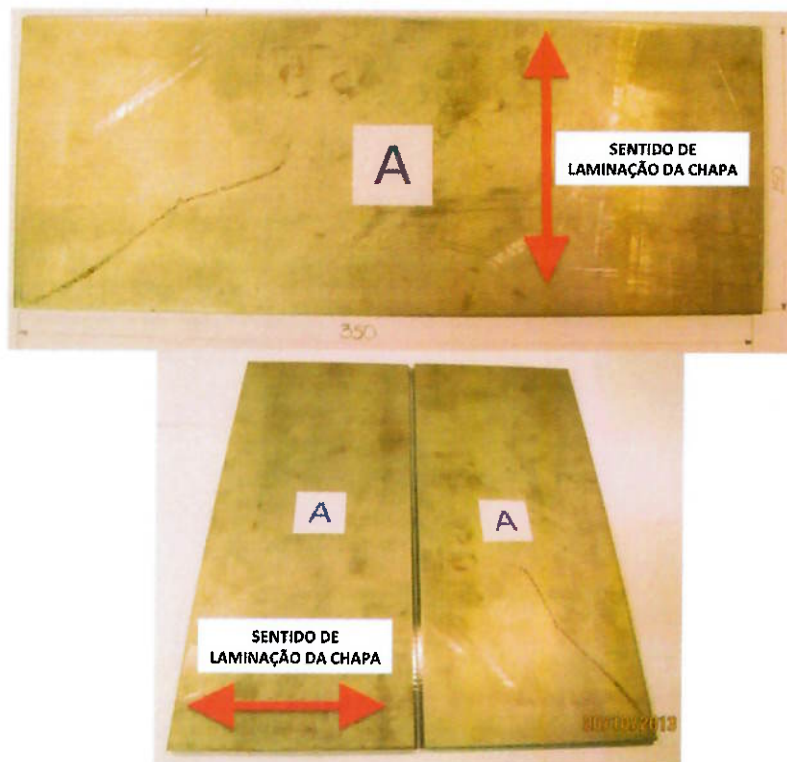
As chapas 1, 2, 3 e 4, foram fornecidas com a cota referente ao comprimento (350 mm), localizada no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa original.

Portanto, as soldas foram executadas no sentido transversal ao sentido laminação da chapa. Para o experimento foram feitos dois cordões de solda, formando as duas chapas de testes. As figuras 4.1 e 4.2, apresentam as configurações das chapas de testes (A e B), respectivamente.

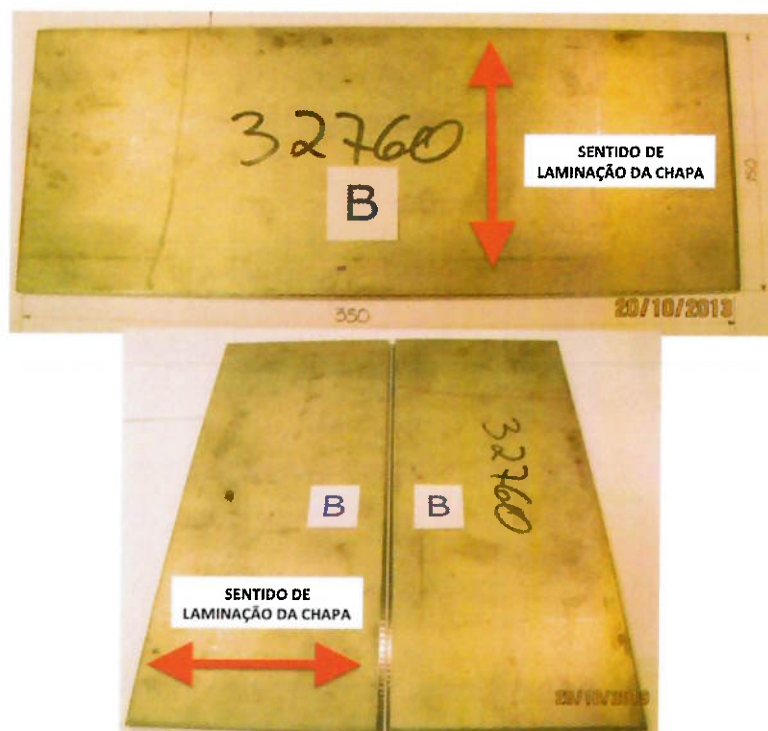
A composição química do metal de base utilizado esta apresentado na tabela 4.2.

**Tabela 4.2:**Composição química do metal de base utilizado [60].

Descrição	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	V
UNS S32760	0,022	0,190	0,001	0,022	0,510	6,860	25,140	3,610	0,118
	Cu	W	Ti	Sn	AL	Nb	Fe	N	
	0,590	0,610	N.A.	N.A.	N.A.	N.A.	62,077	0,250	



**Figura 4.1:**Foto ilustrativa da configuração das chapas para a formação do conjunto soldado de teste, CP A. Raiz MIG pulsado e enchimento MIG pulsado.



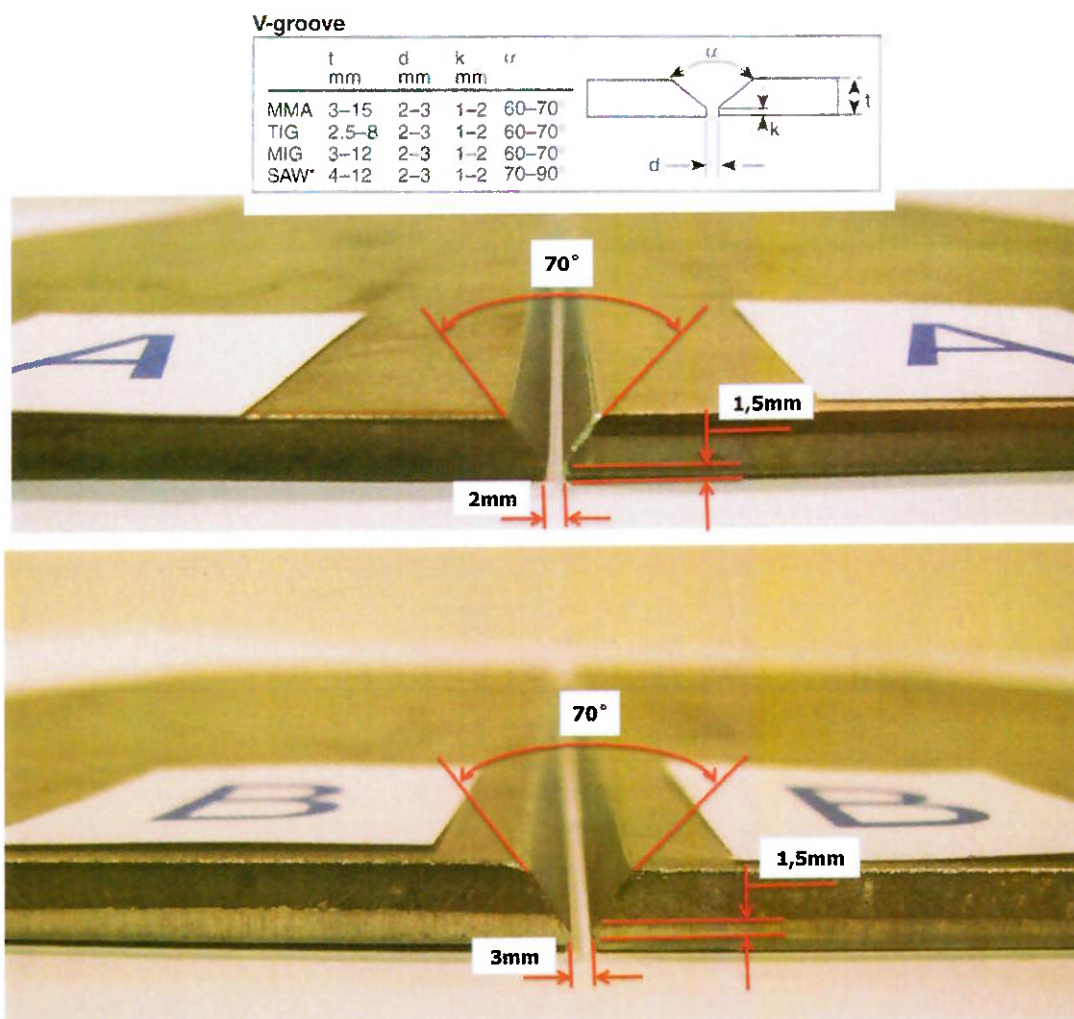
**Figura 4.2:**Foto ilustrativa da configuração das chapas para a formação do conjunto de teste, CP B. Raiz STT e enchimento MIG pulsado.

As propriedades mecânicas do material de base utilizado estão apresentadas na tabela 4.3, conforme ASTM A240/A240M-2010 [64].

**Tabela 4.3:** Propriedades mecânicas do metal de base utilizado, conforme a Norma ASTM A240/A240M-2010 [64].

Material	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
UNS S32760	750	550	25

As geometrias dos chanfros foram preparadas conforme referências práticas e AWS Welding Handbook [58, 63]. A figura 4.3 ilustra a preparação dos chanfros para as duas chapas de teste A e B.



**Figura 4.3:** Foto ilustrativa da configuração dos chanfros das chapas para a formação dos conjuntos soldados de testes CP A e B.

Para a atmosfera protetora para ambas as soldas foi utilizada a mesma mistura de Argônio e gás carbônico nas seguintes concentrações: 98% Ar e 2% CO<sub>2</sub>. Conforme abordado anteriormente, a utilização do CO<sub>2</sub> para a soldagem com o processo MIG tem como objetivos, a melhor estabilidade do arco elétrico, deixar o arco elétrico mais quente e redução de respingos [34]. Para a aplicação em aços inoxidáveis a concentração de CO<sub>2</sub> deve ser restrita a teores abaixo de 3%. Outra característica da aplicação do CO<sub>2</sub> é que melhora a molhabilidade, pois reduz a tensão superficial da interface gota e poça de fusão.

Para os experimentos foi utilizado como metal de adição um arame sólido conforme especificação AWS A5.9/A5.9M:2006, ER2594 com diâmetro 1,2 mm, para aplicação em aço inoxidável duplex e superduplex [62].

As tabelas 4.4 e 4.5, apresentam a composição química do metal de adição e as propriedades mecânicas, conforme o fabricante, respectivamente.

**Tabela 4.4:** Composição química do metal de adição.

Descrição	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr
Certificado do fabricante	0,033	0,315	0,000	0,023	0,736	9,207	24,920
	Cu	W	Ti	Sn	AL	Nb	Fe
	0,592	0,596	0,002	0,004	0,018	0,012	59,705
	N	Mo	V				
	0,230	3,535	0,070				

**Tabela 4.5:** Propriedades mecânicas do metal de adição utilizado [65].

Material	Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
ER2594	860	645	25

Para a execução das soldas foram escolhidos o processo MIG pulsado e o MIG com transferência controlada por curto-circuito (STT). O processo MIG pulsado, foi utilizado para formar o conjunto soldado de teste A, tanto o passe de raiz como os demais passes para o enchimento e acabamento da junta. O processo MIG com transferência controlada por curto-circuito (STT), foi utilizado para formar o conjunto soldado de teste B no passe de raiz e os demais passes para enchimento e

acabamento da junta foi utilizado o mesmo MIG pulsado aplicado no conjunto soldado de teste A. Os parâmetros de soldagem para cada processo estão apresentados nos itens 4.2 e 4.3, respectivamente. O equipamento utilizado foi configurado para comportar ambos os processos. A figura 4.4, ilustra a configuração do equipamento de soldagem.



**Figura 4.4:**Foto ilustrativa da configuração do equipamento de soldagem. MIG pulsado e transferência controlada por curto-circuito STT.

#### ***4.2 Definição dos parâmetros de soldagem para o processo MIG pulsado.***

Este processo foi aplicado para formar o conjunto soldado de teste A.

A tabela 4.6 apresenta os parâmetros de soldagem e a sequência de passes realizados para a formação da junta soldada A.

A soldagem foi realizada com um equipamento semi-automatizado, ou seja, o soldador operou a tocha e a alimentação do metal de adição automatizada. A posição de soldagem adotada foi a horizontal (2G), conforme a norma ASME IX [69].



**Tabela 4.6:**Parâmetros de soldagem do processo MIG pulsado. Chapa de teste A.

Parâmetros	Passes			
	Raiz pulsado	1º. Enchimento pulsado	2º. Enchimento pulsado	3º. Acabamento pulsado
Energia de Soldagem (KJ/mm)	0,64	0,46	0,64	0,49
Corrente (A)	158,9	154,9	156,5	154,7
Tensão (V)	24,3	23,9	23,8	23,9
Velocidade de soldagem (mm/s)	7,52	10,12	7,18	9,46
Extensão do cordão (mm)	425	395	395	388
Gás de proteção	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>
Vazão do gás de proteção (l/min)	20	20	20	20
Gás de purga	100%Ar	100%Ar	100%Ar	100%Ar
Vazão do Gás de purga (l/min)	12,5	12,5	12,5	12,5
Posição de soldagem	Horizontal (2G)	Horizontal (2G)	Horizontal (2G)	Horizontal (2G)

Para realização do passe de raiz foi utilizado o processo MIG pulsado com o equipamento utilizando o programa "Rapid\_Arc\_ArMix\_18" e para os demais passes foi utilizado o programa "Precision\_Pulse\_413\_steel", ambos da Lincoln Electric. Foi realizada a purga na raiz para a proteção, utilizando o gás Argônio. O resfriamento da junta entre passes foi realizado ao ar sem qualquer tipo de dispositivo que acelerasse o resfriamento.

### 4.3 Definição dos parâmetros de soldagem MIG com transferência controlada.

Este processo foi aplicado para formar o conjunto soldado de teste B.

A tabela 4.7 apresenta os parâmetros de soldagem e a sequência de passes realizados para a formação da junta soldada B. A soldagem foi realizada com um equipamento semi-automatizado, ou seja, o soldador operou a tocha e a alimentação do metal de adição automatizada. A posição de soldagem adotada foi a horizontal (2G), conforme a norma ASME IX [69].

**Tabela 4.7:** Parâmetros de soldagem do processo MIG com transferência controlada para o passe de raiz e MIG pulsado para demais passes. Chapa de teste B.

Parâmetros	Passes		
	Raiz STT	1º. Enchimento pulsado	2º. Acabamento pulsado
Energia de Soldagem (KJ/mm)	0,75	0,51	0,72
Corrente (A)	120	154,1	142,5
Tensão (V)	18,7	23,6	23,6
Velocidade de soldagem (mm/s)	3,01	8,81	5,86
Extensão do cordão (mm)	437	423	428
Gás de proteção	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>	98%Ar+2%CO <sub>2</sub>
Vazão do gás de proteção (l/min)	20	20	20
Gás de purga	100%Ar	100%Ar	100%Ar
Vazão do Gás de purga (l/min)	10	10	10
Posição de soldagem	Horizontal (2G)	Horizontal (2G)	Horizontal (2G)

Para realização do passe de raiz foi utilizado o processo MIG com transferência controlada por curto-circuito, utilizando o programa "STT\_ArCO<sub>2</sub> 348\_stainless\_steel" e para os demais passes foi utilizado o programa "Precision\_Pulse\_413\_steel", ambos da Lincoln Electric. Foi realizada a purga na raiz para a proteção, utilizando o gás Argônio. O resfriamento da junta entre passes foi realizado ao ar sem qualquer tipo de dispositivo que acelerasse o resfriamento.

#### ***4.4 Análise macroestrutural e microestrutural.***

Para avaliação das características na macroestrutura das juntas soldadas, foram realizadas as macrografias, conforme ASTM E 340-06 [66]. A preparação dos corpos de prova (CP's) foi realizada conforme ASTM E 3 – 07 [73]. Foi efetuado a retirada de um CP de cada conjunto soldado de teste A e B, no sentido transversal ao cordão de solda, respectivamente, para a análise das macroestruturas. Foi preparado um CP para análise da microestrutura do metal base. Para a preparação dos CP's foi realizado um passe de desbaste com lixa de granulometria 50 µm e depois 150 µm. Posteriormente foi realizado o polimento utilizando lubrificação com água e a sequência de lixas com as seguintes granulometrias: 240, 360, 600 e 1200 µm. Em seguida foi realizado um polimento final com pasta de diamante de 1 µm de granulometria. Como reagente para a revelação das regiões foi utilizado uma solução de água régia nas seguintes concentrações: 45 ml de ácido clorídrico e 15 ml de ácido nítrico, tempo de ataque, aproximadamente 10min. Para a visualização das regiões reveladas, foi utilizado um microscópio óptico convencional com um aumento de 10 vezes e ampliação de 1:1.

Para a avaliação da microestrutura das juntas, foram realizadas as micrografias conforme a Norma NORSOK M-601, parágrafo 4.3.6 [72]. A preparação dos CP's foi realizada conforme as Normas NORSOK M-601, parágrafo 4.3.6 e ASME IX, QW-470 [69]. O critério de aceitação foi conforme a Norma NORSOK M-601, parágrafo 4.3.6, sendo isento de carbonetos e precipitados nos contornos de grãos. Para a análise da microestrutura, foi efetuado a retirada de um CP de cada conjunto soldado de teste A e B, no sentido transversal ao cordão de solda, respectivamente. Para a preparação dos CP's foi realizado um passe de desbaste com lixa de granulometria 50 µm e depois 150 µm. Posteriormente foi realizado o polimento utilizando lubrificação com



água e a sequência de lixas com as seguintes granulometrias: 240, 360, 600 e 1200  $\mu\text{m}$ . Em seguida foi realizado um polimento final com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  de granulometria. Foi aplicado um ataque eletrolítico e como reagente para a revelação das regiões, foi utilizada uma solução de hidróxido de sódio (NaOH) na concentração de 20%, dissolvida em água destilada. Foi aplicada uma corrente de 3 A, durante 90s.

Para a visualização das regiões reveladas foi utilizado um microscópio óptico modelo GX-41 com um aumento de 500 vezes.

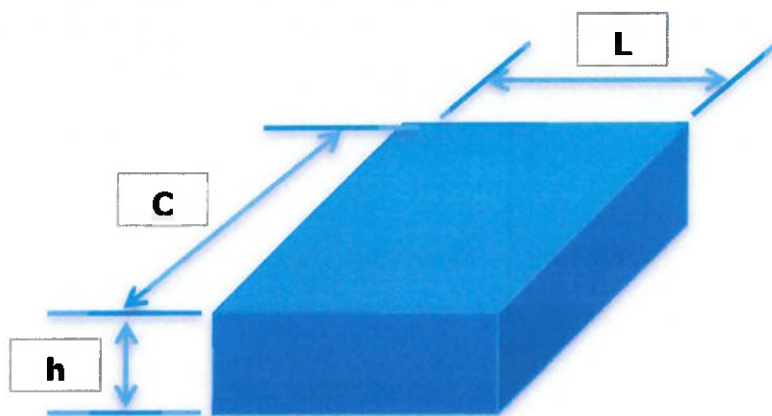
#### ***4.5 Teste de resistência à corrosão por fissura e sulcos (PRE), conforme a Norma ASTM G-48-prática A [71].***

Para a realização dos ensaios de corrosão foram preparados 2 corpos de prova. Cada um dos CP's foi extraído de cada um dos conjuntos soldados de testes A e B, respectivamente, no sentido transversal aos cordões de solda. Os aportes térmicos médios aplicados em cada conjunto soldado de teste foram 0,55 KJ/mm para o conjunto soldado de teste A e 0,66 KJ/mm para o conjunto soldado de teste B.

Para a preparação de cada CP, estes foram desbastados com lixa de granulometria 50  $\mu\text{m}$  e depois 150  $\mu\text{m}$ . Posteriormente foi realizado o polimento utilizando lubrificação com água e a sequência de lixas com as seguintes granulometrias: 240, 360, 600 e 1200  $\mu\text{m}$ . Em seguida foi realizado um polimento final com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  de granulometria. Depois de preparados os CP's foram deixados ao ar por 48h para a repassivação. As dimensões de cada CP, estão apresentados na tabela 4.8 e a figura 4.5, ilustra as posições das cotas. Após às 48h de repassivação foram preparadas as soluções para a imersão dos CP's, em recipientes distintos. O preparo das soluções consiste em (1) diluir 100 g de cloreto férrico em 900 ml de água destilada; (2) filtrar a solução para a retirada de partículas insolúveis; (3) de 1 l de solução filtrada transfere-se 600 ml para o recipiente (becker) no qual será realizado o ensaio. Após o preparo das soluções, as mesmas foram deixadas dentro do equipamento para controle, estabilização e monitoramento da temperatura do ensaio.

Conforme Norma ASTM G-48 prática A e procedimento interno do laboratório, foi estabelecido a temperatura do ensaio de 22°C com duração de 72h. Os CP's

somente foram inseridos nas soluções após as temperaturas pré-estabelecidas terem sido atingidas e estabilizadas.



**Figura 4.5:** Croqui ilustrativo da configuração dos CP's com as dimensões para o ensaio de corrosão, conforme ASTM G48, método A.

**Tabela 4.8:** Dimensões dos CP's para o ensaio de corrosão, conforme ASTM G48, método A.

CP	DIMENSÕES			
	Comprimento C (mm)	Largura L (mm)	Espessura h (mm)	Área total $2(C.L)+2(L.h)+2(C.h)$ (m2)
<b>A</b>	50	25	4,8	0,003215
<b>B</b>	50	25	5,3	0,003178

Os critérios de aceitação, conforme Norma ASTM G-48 são: (1) perda de massa  $\leq 0,001\text{g/cm}^2$ , aprovado; (2) presença de pitting, reprovado, independentemente da perda de massa [71].

Para o cálculo da perda de massa, após a preparação dos CP's, inclusive a repassivação, foi através da medição da massa inicial de cada CP por meio de uma balança de precisão com quatro dígitos de precisão, ou seja, décimos de milésimos.

Após às 72h os CP's foram retirados das respectivas soluções e novamente foram medidos as respectivas massas finais. Portanto, a variação de massa ( $\Delta_m$ ) foi calculada da seguinte forma:  $\Delta_m = m_{\text{inicial}} - m_{\text{final}}$ .

Foi realizado o cálculo da área total de cada CP, conforme apresenta a tabela 4.8.

Finalmente o cálculo da perda de massa foi feito através da equação 29, conforme a Norma ASTM G-48, método A.

$$\text{Perda de massa} = \frac{\Delta_m}{A_{total}} \quad (29)$$

A figura 4.6, ilustra em (a) e (b) os CP's extraídos dos conjuntos soldados de testes A e B, respectivamente, após preparação para o início do ensaio de corrosão, em (c) a balança de precisão para a medição das massas iniciais e finais, sendo calibrada, e em (d) início do ensaio de corrosão com a imersão dos CP's nas respectivas soluções.

O ensaio de corrosão tem o objetivo de verificar a resistência à corrosão do aço inoxidável UNS S32760 soldado sob diferentes parâmetros de soldagem associados a diferentes condições de solicitações térmicas.



**Figura 4.6:** Fotos ilustrativas em (a) e (b) os CP's para o ensaio de corrosão, em (c) balança de precisão e (d) CP's imersos nas soluções para início do ensaio, conforme ASTM G-48, método A.

#### **4.6 Análise da fração volumétrica de ferrita e austenita, conforme a Norma ASTM E-562-02 [70].**

Para a análise da fração volumétrica de ferrita foram utilizados os mesmos CP's preparados para as análises das respectivas microestruturas dos cordões de solda dos conjuntos soldados de testes A e B.

Para revelar a microestrutura foi utilizado um ataque eletrolítico com uma solução de hidróxido de sódio NaOH com concentração de 20% em água destilada com uma corrente de 3A por um intervalo de tempo de 90s, para melhor caracterização das fases ferrita e autenita.

Neste caso o ataque pintou a fase ferrita na cor azul e a fase austenita na cor amarela. Foi utilizado o programa "AnalySIS" para a contagem de ferrita.

#### **4.7 Teste de Impacto, conforme a Norma ASTM A 370-10 [68].**

Para a realização dos ensaios de impacto Charpy foram preparados 6 corpos de prova de cada conjunto soldado de teste A e B, além de 3 corpos de prova extraídos do metal de base.

Para cada conjunto soldado de teste os entalhes de 3 CP's foram localizados no metal de solda (CP 1, 2 e 3) e orientado no sentido transversal ao sentido de laminação do metal de base e 3 CP's (CP 4, 5 e 6), os entalhes foram localizados na ZAC no sentido transversal ao sentido de laminação do metal de base.

Para os 3 CP's referentes ao metal de base, os entalhes foram localizados no sentido transversal ao sentido de laminação do mesmo.

Todas as preparações foram realizadas conforme a norma ASTM A 370-10, figura 11 [68]. Os entalhes em todos os CP's foram executados pelo processo de usinagem de brochamento, o qual confere uma maior precisão na geometria do entalhe, quando comparado com o processo de usinagem de fresagem.

Utilizou-se para o ensaio o martelo pendular, identificado com o TAG TL-019, com a respectiva aferição válida até setembro de 2014 pelo IPT.

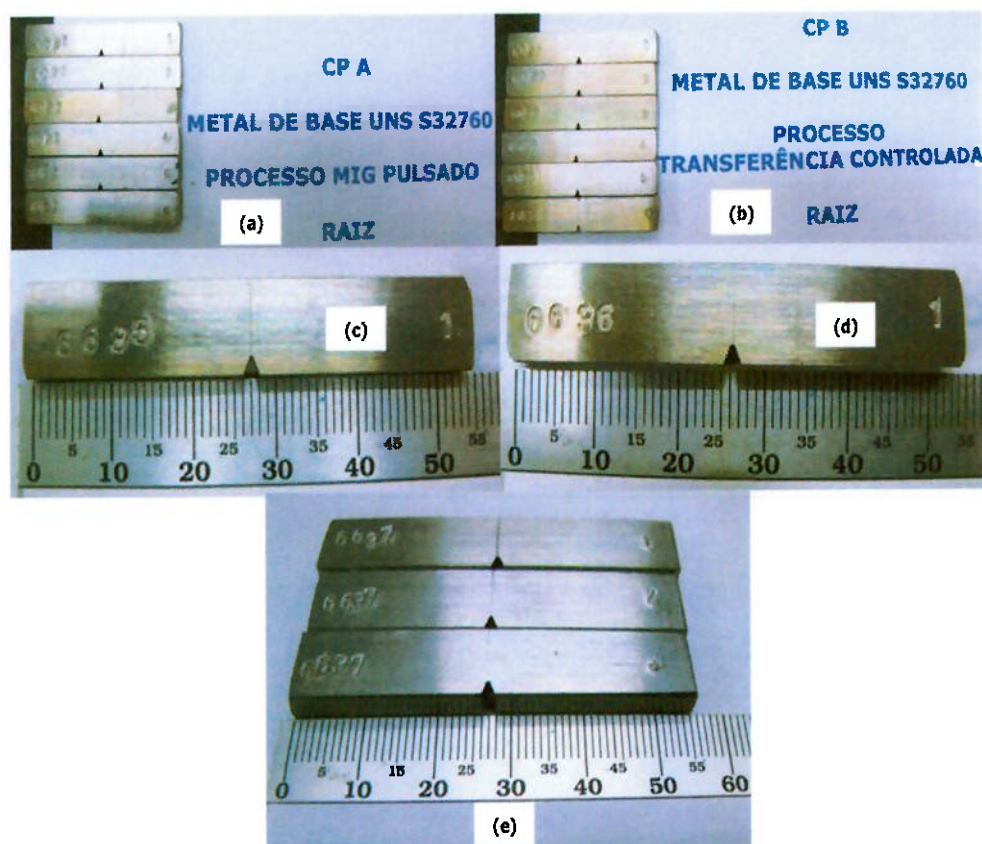
Todos os corpos de prova foram ensaiados à temperatura de  $-46^{\circ}\text{C}$ , cujo o termômetro identificado com o TAG TL-011 está com a validade da aferição até janeiro de 2014.

A medição da expansão lateral foi realizada com o projetor de perfil, identificado com o TAG TL-016, cuja aferição está válida até março de 2014.

A figura 4.7, ilustra em (a) e (b) os conjuntos de CP's, preparados para os ensaios de impacto, referente a cada solda, em (c) e (d) detalhes dos entalhes de cada conjunto de CP's e em (e) os CP's referente ao metal base.

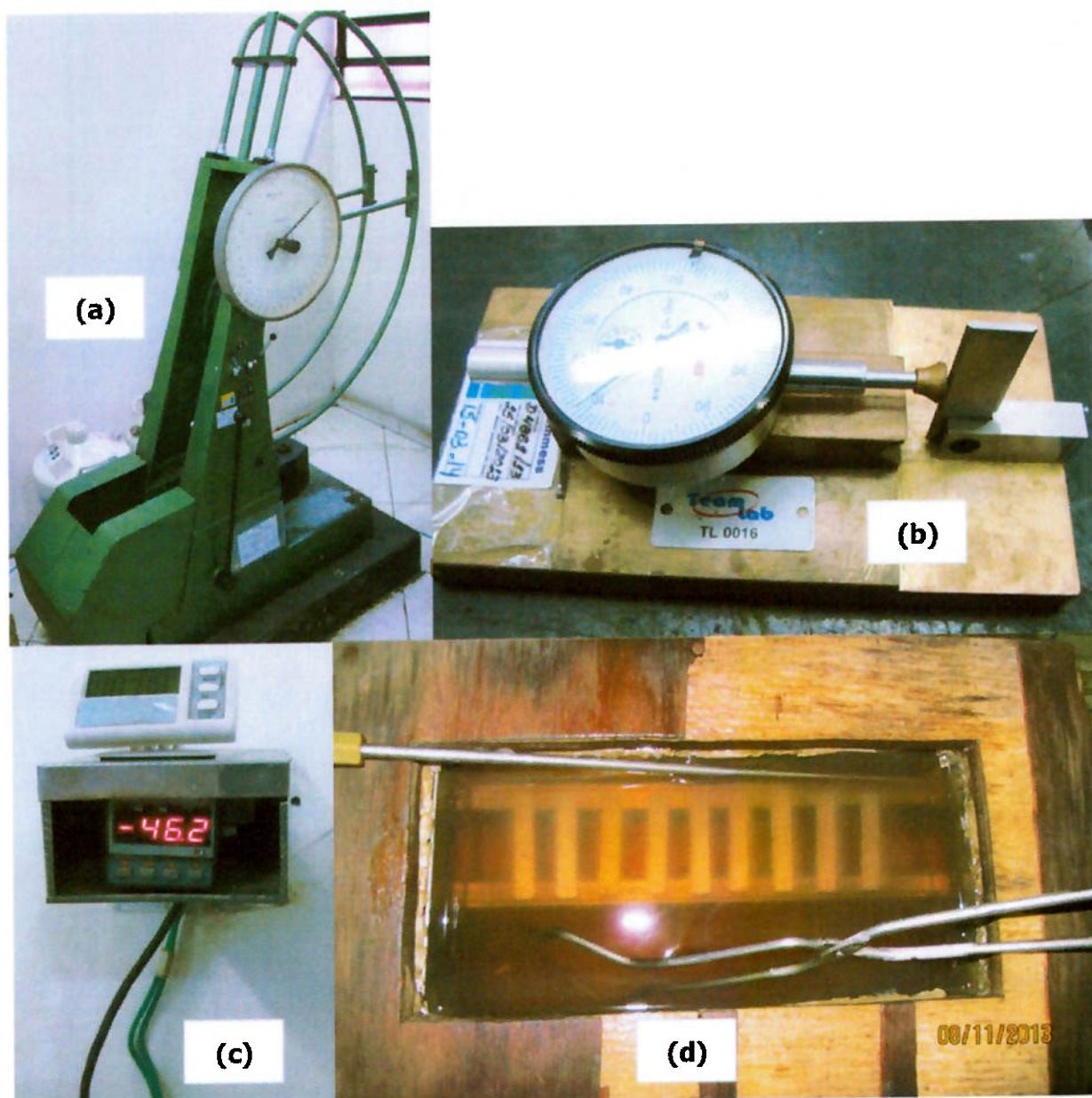
A figura 4.8, ilustra em (a) equipamento do ensaio de impacto do tipo martelo pendular, em (b) projetor de perfil para a medição da expansão lateral dos CP's após o rompimento e (c) e (d) "display" digital do termômetro e a cuba de resfriamento dos CP's, respectivamente, para a homogeneização das temperaturas do ensaio.

O ensaio de impacto tem o objetivo de verificar a resistência ao impacto, ou seja, a tenacidade do aço inoxidável UNS S32760 soldado sob diferentes processos de soldagem e parâmetros de soldagem associados a diferentes condições de solicitações térmicas.



**Figura 4.7:**Fotos ilustrativas em (a) e (b) os conjuntos dos CP's para o ensaio de impacto, para cada solda, em (c) e (d) detalhes dos entalhes de cada conjunto de CP's e em (e) CP's do metal base.





**Figura 4.8:**Fotos ilustrativas em (a) equipamento do ensaio de impacto tipo martelo pendular, (b) projetor de perfil e (c) e (d) "display" do termômetro digital e a cuba de resfriamento dos CP's, respectivamente, para o ensaio de impacto.

#### **4.8 Teste de dobramento guiado, conforme a Norma ASME IX, QW-162 [69].**

Este ensaio mecânico destrutivo, foi realizado adicionalmente, para avaliar a sanidade física do passe de raiz das juntas soldadas pelos processos MIG pulsado, conjunto soldado de teste A e MIG com transferência controlada por curto-circuito, conjunto soldado de teste B.

O método utilizado foi conforme ASME IX, QW-162 [69].

A preparação foi conforme ASME IX, QW-4642.39 (a) [69], onde o dimensional dos CP's extraídos dos conjuntos soldados de testes A e B foram de: espessura=6,3mm; largura=38mm e comprimento=200mm.

O diâmetro do cutelo foi de 25mm, a distância entre roletes foi de 41mm e o ângulo de dobramento foi de 180°. O critério de aceitação foi conforme ASME IX, QW-163 [69].

A figura 4.9, ilustra o equipamento do ensaio de dobramento guiado.



**Figura 4.9:** Foto ilustrativa do equipamento do ensaio de dobramento guiado.



#### **4.9 Mapeamento de dureza Vickers, conforme a Norma ASTM E-92-08 [67].**

Foram extraídos um CP de cada conjunto soldado de teste A e B, respectivamente, para o mapeamento de dureza na região da raiz da junta soldada. O mapeamento abrangeu o metal de solda, estendendo para a ZAC e finalizando com parte do metal de base. As preparações dos CP's foram conforme Norma ASTM E-3-07 [73]. O equipamento utilizado foi um durômetro de bancada identificado com o TAG TL-022 com incerteza de medição (U) = +/- 10 HV5.

Foram realizadas 15 medições de dureza, espaçadas de 0,5mm uma da outra, em cada CP.

### **5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.**

As frações volumétricas ideais de ferrita e austenita nas juntas soldadas devem ser 50% de cada. Essa distribuição resulta em resistência à corrosão e propriedades mecânicas ótimas na junta soldada.

Precipitação de fases deletérias são inaceitáveis independentemente do processo de soldagem.

Evita-se a precipitação de fases deletérias como a fase sigma, através do controle da energia de soldagem "heat input" e da temperatura de interpasses. Para os dois processos foram trabalhados com um "heat input" menor que 1,5 kJ/mm e temperatura de interpasses menor que 150°C.

Os respectivos resultados esperados para os diferentes processos de soldagem são:

- Soldagem MIG com transferência controlada: frações volumétricas de fases ferrita/austenita dentro da faixa de 35 a 65% resultando em resistência à corrosão e propriedades mecânicas intermediárias;
- Soldagem MIG pulsado: frações volumétricas de fases ferrita/austenita fora da faixa 35 a 65% resultando em menores resistências à corrosão e propriedades mecânicas.

## **5.1 Ensaio de impacto Charpy.**

Após o ensaio de impacto realizado nos conjuntos de CP's do metal base e das soldas com MIG pulsado e MIG com transferência controlada por curto-circuito, os resultados estão conforme tabela 5.1.

Na tabela 5.1 estão compilados separadamente os resultados do metal base (MB), em seguida os resultados do CP A, soldado com o processo MIG pulsado na raiz e por último os resultados do CP B, soldado na raiz pelo processo MIG com transferência controlada por curto-circuito (STT).

Para os CP's das soldas estão separados em conjuntos de três CP's conforme a localização do entalhe.

Analisando os resultados dos ensaios, pode-se notar que o CP B que foi soldado pelo processo MIG com transferência controlada por curto-circuito (STT), obteve o melhor resultado, ou seja, maior energia absorvida com relação ao CP A que fora soldado pelo processo MIG pulsado, na raiz do metal de solda. Portanto, o CP B apresenta uma maior tenacidade em comparação ao CP A na região da raiz das soldas.

Por outro lado, na região da ZAC observou-se uma ligeira redução da tenacidade em ambas as soldas. Na solda do CP B, a redução foi ligeiramente maior comparado aos resultados da solda do CP A.

Esta constatação pode estar relacionada com o fato desta junta ter sofrido aportes térmicos com uma maior energia de soldagem, conforme apresentado no item 4.4, tabela 4.7, comparados aos aportes térmicos sofridos pela junta do CP A, conforme apresentado na tabela 4.6.

Uma provável razão para a pequena redução da tenacidade, é que tenha ocorrido precipitações de intermetálicos na ZAC, no CP B, uma vez que existiu um maior aporte térmico e o resfriamento da junta ter sido ao ar sem uso de qualquer dispositivo que acelerasse o resfriamento.

**Tabela 5.1:** Resultados do Ensaio de Impacto Charpy do metal base, do processo MIG pulsado e do MIG com transferência controlada para o passe de raiz.

Corpo de prova	Processos de soldagem na Raiz	Dimensões (esp.XlargX comp.) (mm)	Temp. de Ensaio (°C)	Energia Absorvida no metal base (J)					Expansão lateral (mm)			
				C1	C2	C3	Média	Desvio padrão	C1	C2	C3	Média
MB	N.A.	5 X 10 X 55	-46	94	99	97	97	2,05	2,17	2,34	2,25	2,25
Corpo de prova	Processos de soldagem na Raiz	Dimensões (esp.Xlarg. Xcomp.) (mm)	Temp. de Ensaio (°C)	Energia Absorvida na solda (J)					Expansão lateral (mm)			
				C1	C2	C3	Média	Desvio padrão	C1	C2	C3	Média
CP A	MIG pulsado	5 X 10 X 55	-46	56	48	46	50	4,32	0,99	1,23	1,09	1,10
				Energia Absorvida na ZAC (J)					Expansão lateral (mm)			
				C4	C5	C6	Média	Desvio padrão	C4	C5	C6	Média
				45	50	35	43	6,24	1,19	1,18	0,94	1,10
Corpo de prova	Processos de soldagem na Raiz	Dimensões (esp.Xlarg. Xcomp.) (mm)	Temp. de Ensaio (°C)	Energia Absorvida na solda (J)					Expansão lateral (mm)			
				C1	C2	C3	Média	Desvio padrão	C1	C2	C3	Média
CP B	MIG STT	5 X 10 X 55	-46	54	49	51	51	2,05	1,14	1,10	1,16	1,13
				Energia Absorvida na ZAC (J)					Expansão lateral (mm)			
				C4	C5	C6	Média	Desvio padrão	C4	C5	C6	Média
				40	43	40	41	1,41	0,97	0,83	1,07	0,96

Analisando a tabela 5.1, mesmo observando a ligeira redução da tenacidade na região da ZAC para ambos os casos, o processo MIG com transferência controlada por curto-circuito (STT) teve um melhor desempenho devido ao fato de que o desvio padrão apresentado foi menor do que o apresentado para o processo MIG pulsado, tanto no metal de solda como também na ZAC. Este fato indica que o processo MIG com transferência controlada por curto-circuito apresenta como ponto forte a

estabilidade do processo, que reflete nas propriedades mecânicas finais da junta soldada.

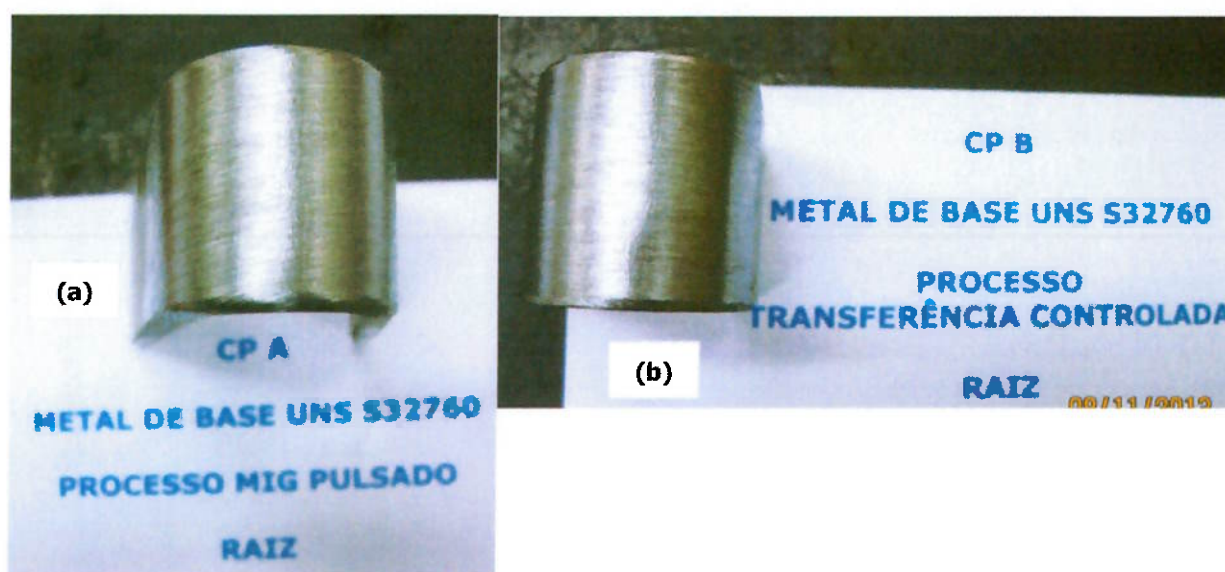
## 5.2 Ensaio de dobramento guiado.

Após o ensaio os resultados estão compilados na tabela 5.2.

**Tabela 5.2:** Resultados do Ensaio de dobramento guiado.

Corpo de prova	Processos de soldagem na Raiz	Dimensões (esp.Xlarg.Xcomp.) (mm)	Ø do cutelo (mm)	distância entre roletes (mm)	Resultados
CP A	MIG pulsado	6,3 X 38 X 200	25	41	isento de descontinuidades
CP B	MIG STT	6,3 X 38 X 200	25	41	isento de descontinuidades

Para ambos os processos o desempenho no ensaio de dobramento da raiz, ou seja, após terem sido submetidas à tração pelo dobramento os resultados foram satisfatórios, não apresentando nenhuma descontinuidade visual. A figura 5.1, apresenta em (a) o CP A, após o dobramento e em (b) o CP B, após o dobramento.



**Figura 5.1:** Fotos (a) CP A após o ensaio de dobramento guiado e (b) CP B após o ensaio de dobramento guiado, ambos isentos de descontinuidades.

### 5.3 Ensaio de dureza Vickers.

Após medição das durezas nos CP's, os resultados estão compilados na tabela 5.3.

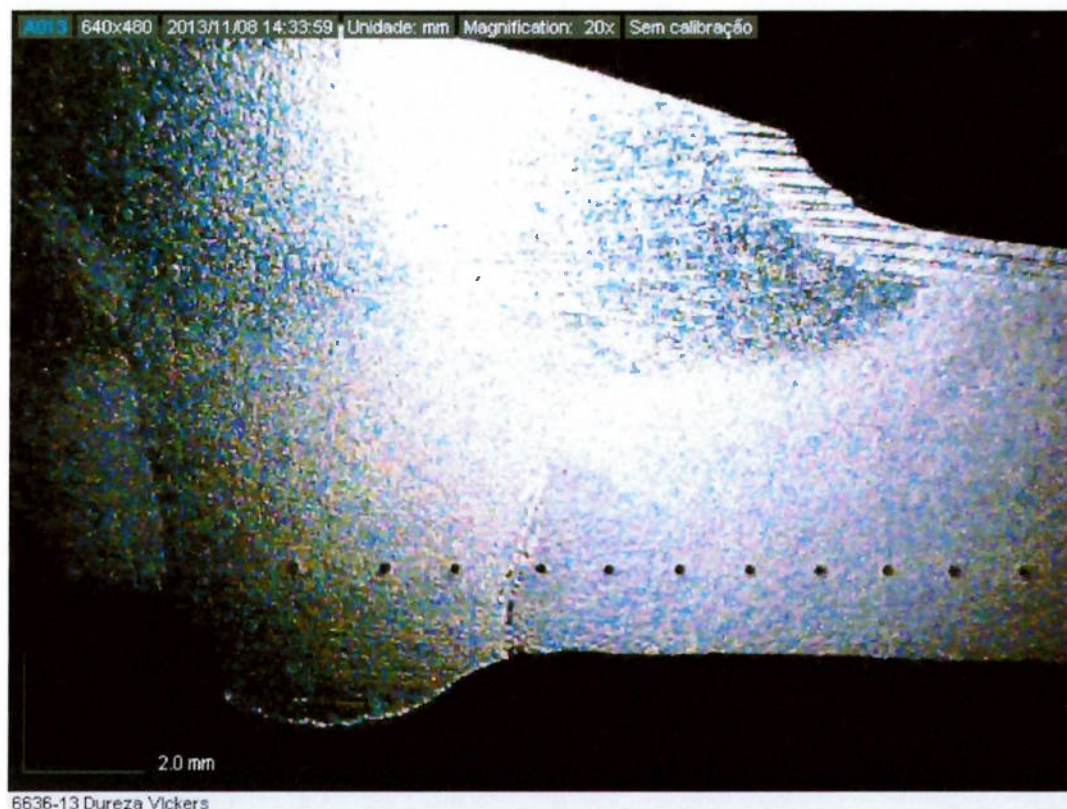
A figura 5.2 (a), apresenta o croqui da distribuição dos pontos do mapeamento ao longo da região próxima à raiz, ZAC e metal base de ambos os CP's. A figura 5.2 (b), apresenta a respectiva foto de parte das impressões a partir do metal de solda abrangendo parte da ZAC do CP A. A figura 5.2 (c), apresenta a respectiva foto de parte das impressões a partir do metal de solda abrangendo parte da ZAC do CP B.

Foram executados 15 impressões, em cada CP para tomada de medidas. Pelo mapeamento apresentado na figura 5.2 (a), os três primeiros pontos estão localizados no metal de solda e os dois últimos no metal base.

(a)

(b)





(C)

**Figura 5.2:** (a) Croqui da distribuição e localização dos pontos do mapeamento da dureza Vickers, (b) foto do CP A com parte das impressões abrangendo o metal de solda e parte da ZAC e (c) foto do CP B com parte das impressões abrangendo o metal de solda e parte da ZAC.

**Tabela 5.3:** Resultados do mapeamento de dureza Vickers.

<p>Corpo de prova: CP A</p> <p>Processo de soldagem na Raiz: MIG pulsado</p>														
Impressões														
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
321	321	321	341	303	341	341	341	341	341	341	341	341	341	341
Incerteza de medição (U) = +/- 10 HV5														
<p>Corpo de prova: CP B</p> <p>Processo de soldagem na Raiz: MIG com transferência controlada por curto-circuito (STT)</p>														
Impressões														
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
321	321	321	321	341	341	341	341	341	341	341	341	341	341	341
Incerteza de medição (U) = +/- 10 HV5														

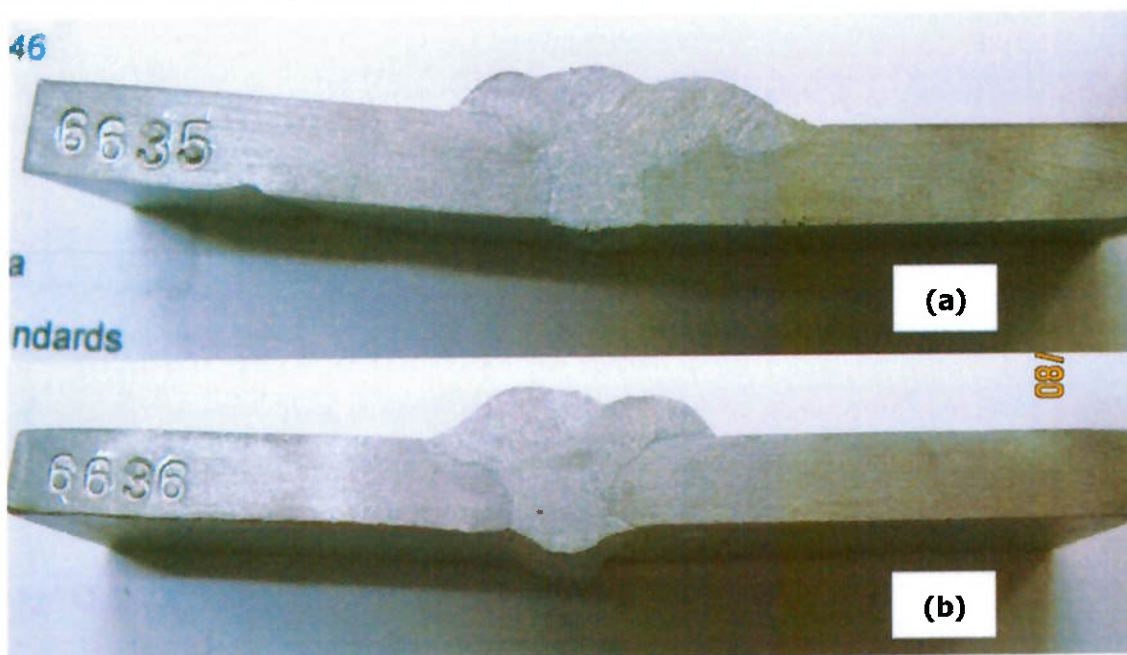
O quarto e o décimo terceiro pontos foram realizados na região de transição do metal de solda para a ZAC e desta para o metal base, respectivamente. Analisando os resultados observou-se uma homogeneidade em ambos os processos com relação à dureza tanto no metal de solda como na ZAC. Em ambos os CP's pode-se notar que a dureza da região da ZAC como a porção do metal base adjacente à ela apresentam durezas bem homogêneas.

Todos os resultados estão em conformidade com os requisitos da Norma NACE MR0175, página 32, tabela A.25, onde consta o valor de dureza máxima de 36 HRC [74]. Pela tabela de conversão de dureza Vickers para Rockwell C, temos a seguinte relação:  $350 \text{ HV} \approx 36,8 \text{ HRC}$  e  $340 \text{ HV} \approx 35,7 \text{ HRC}$ .

Os resultados demonstram que as eventuais precipitações de fases deletérias que tenham ocorrido em ambos os processos não trouxeram detrimentos significativos a esta propriedade mecânica na região da raiz de ambos os casos.

#### **5.4 Macrografia.**

A figura 5.3, apresenta as macrografias resultantes após o ataque eletrolítico descrito no tem 4.5. Em (a) macrografia do CP extraído da chapa de teste A, soldada na raiz pelo processo MIG pulsado e (b) macrografia do CP extraído da chapa de teste B, soldada na raiz pelo processo MIG STT.



**Figura 5.3:**(a) macrografia da solda do conjunto soldado de teste A (b) macrografia do conjunto soldado de teste B.



Visualmente com auxílio de um microscópio óptico convencional com ampliação de 10 vezes, não foram identificados nenhum tipo de discontinuidades ou defeitos, no metal de solda como no metal base.

### **5.5 Micrografia.**

Após preparação e o ataque eletrolítico, cada um dos CP`s foram analisados através do microscópio óptico com aumento de 500 vezes.

Os resultados estão apresentados conforme as figuras 5.4 até 5.11.

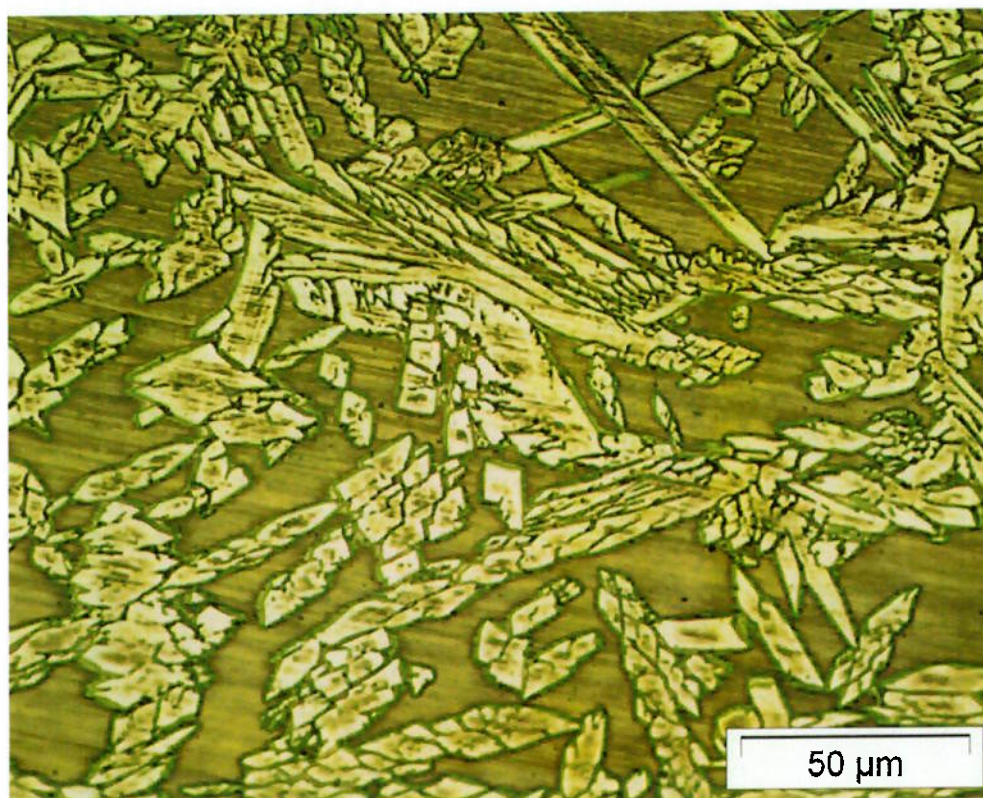
A figura 5.12 apresenta a micrografia do CP referente ao metal base extraído no sentido transversal ao sentido de laminação da chapa, com o objetivo de apresentar uma referência comparativa e qualitativa da microestrutura da chapa original.

Nas figuras 5.4 até 5.11, o ataque eletrolítico realizado coloriu preferencialmente a matriz composta de ferrita.

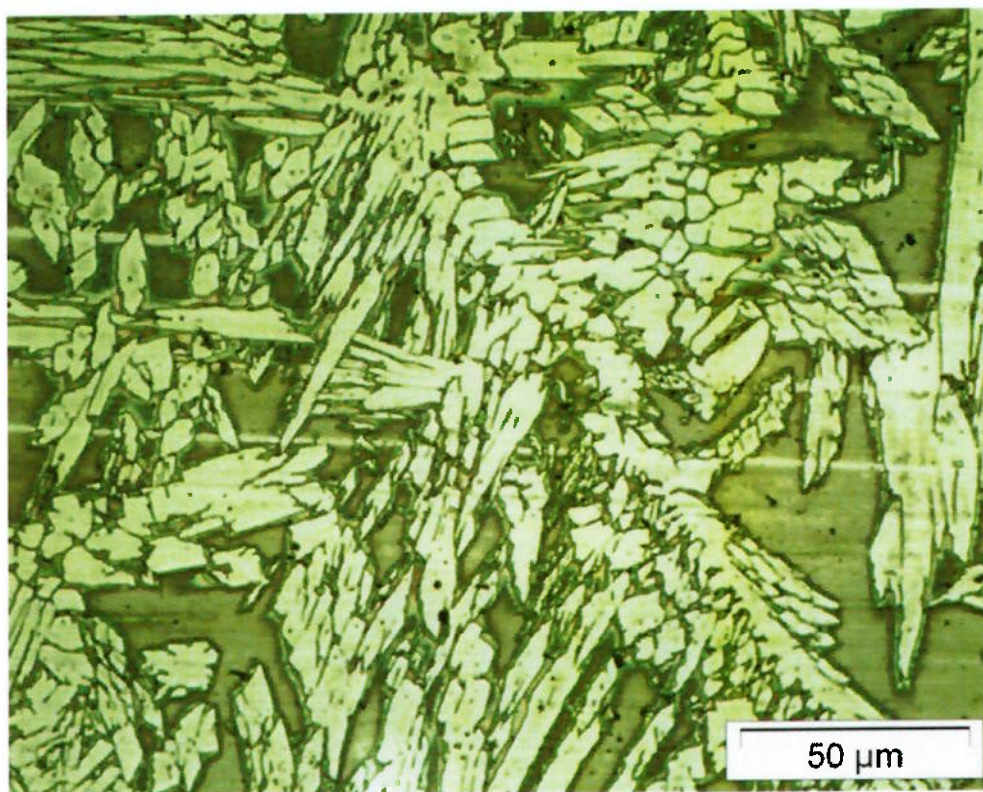
As formações similares a ilhas com coloração em tons de bege, são austenitas, as demais regiões fazem parte da matriz composta de ferrita.

Analisando as micrografias observou-se que nas regiões do metal de solda e ZAC da solda do conjunto soldado de teste A, a qual foi soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado, apresentou uma maior incidência de precipitados de carbonetos dispersos na matriz composta de ferrita e em pontos isolados nos contornos das ilhas de austenita, quando comparados à solda do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com MIG pulsado.

As figuras 5.4, 5.6, 5.8 e 5.10, ilustram os precipitados dispersos na matriz composta de ferrita e em alguns pontos nos contornos das ilhas de austenita.

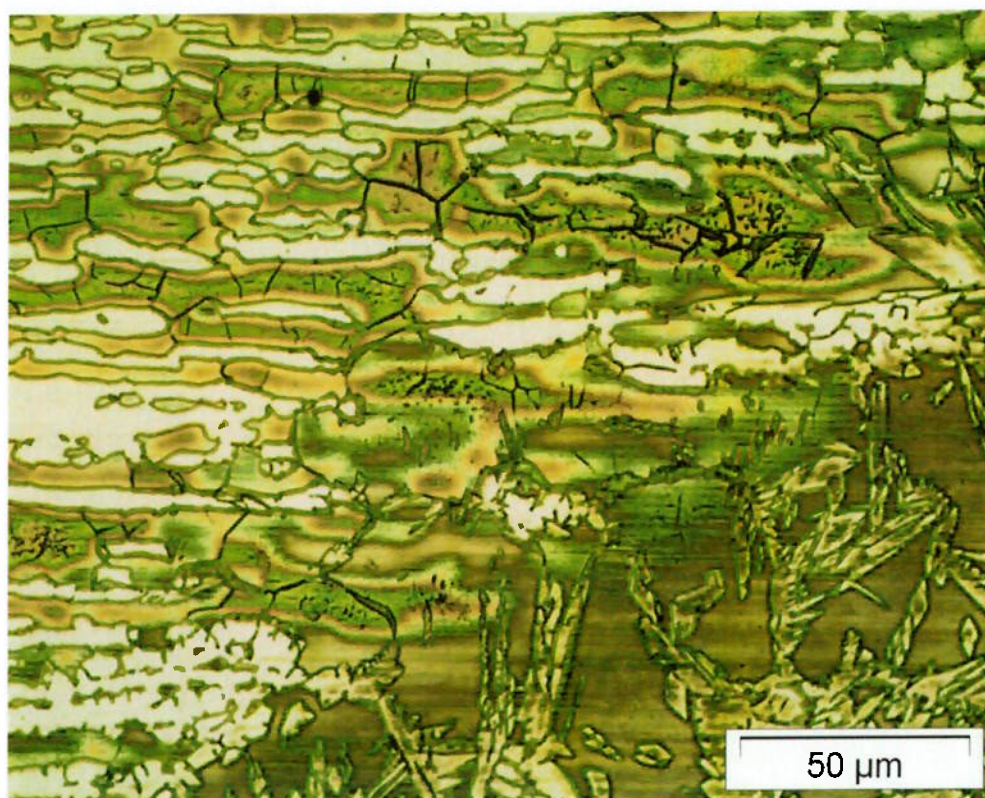


**Figura 5.4:** Micrografia da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.

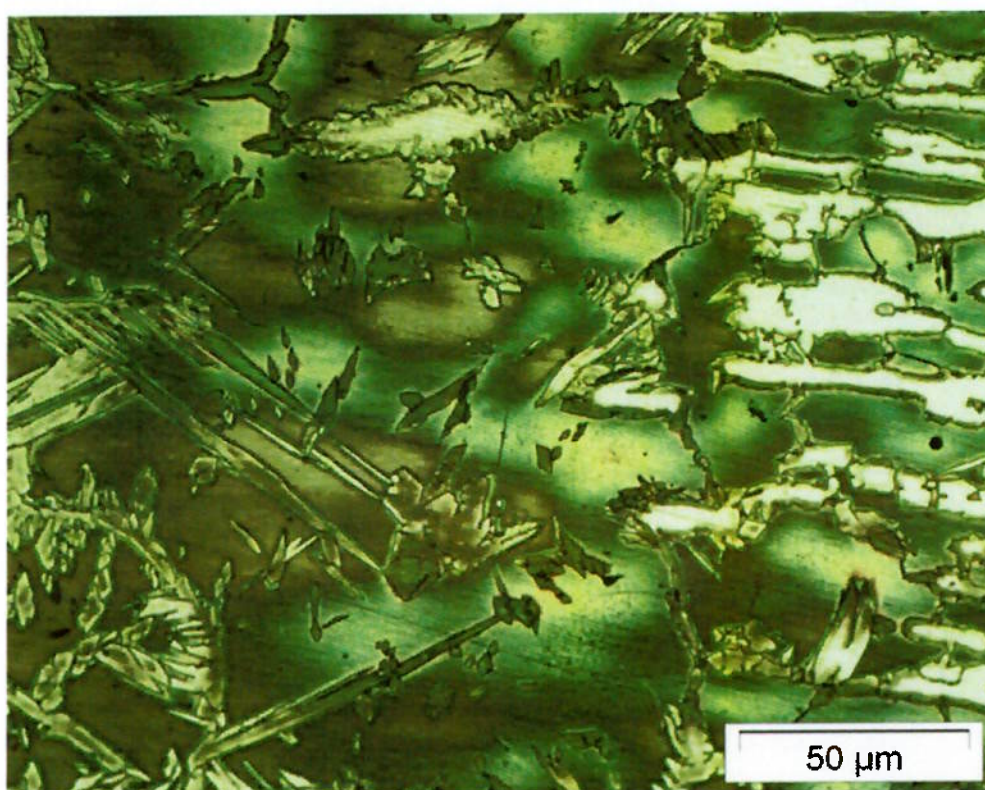


**Figura 5.5:** Micrografia da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado.



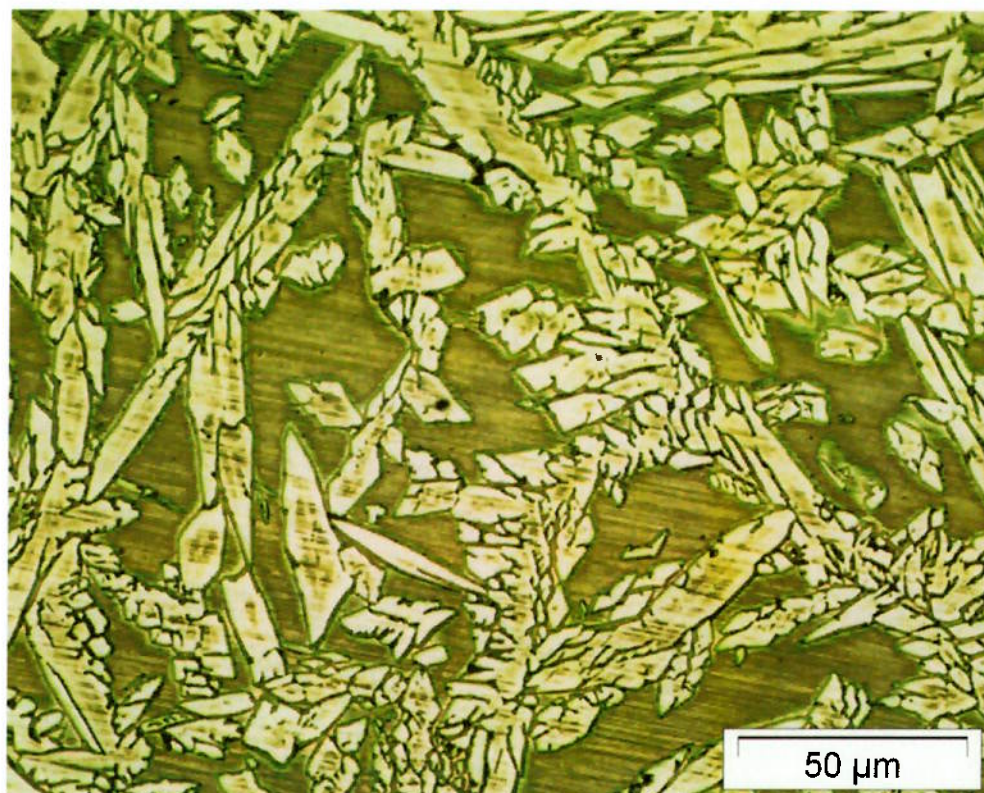


**Figura 5.6:**Micrografia da ZAC, próxima da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.

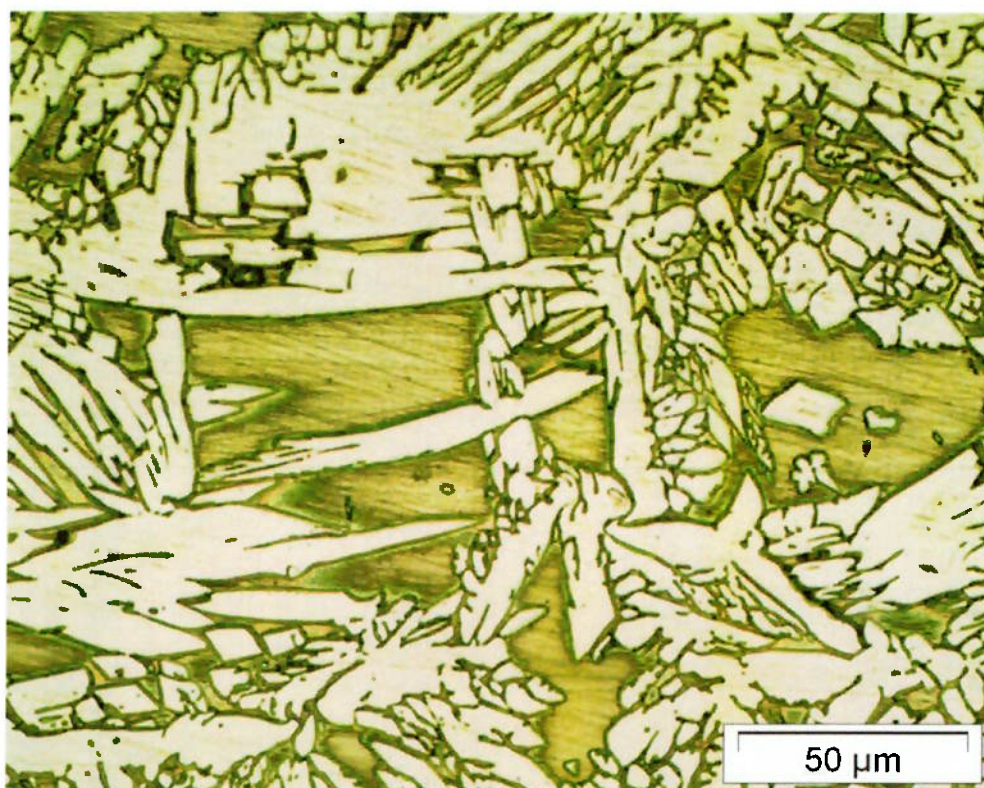


**Figura 5.7:**Micrografia da ZAC, próxima da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado.



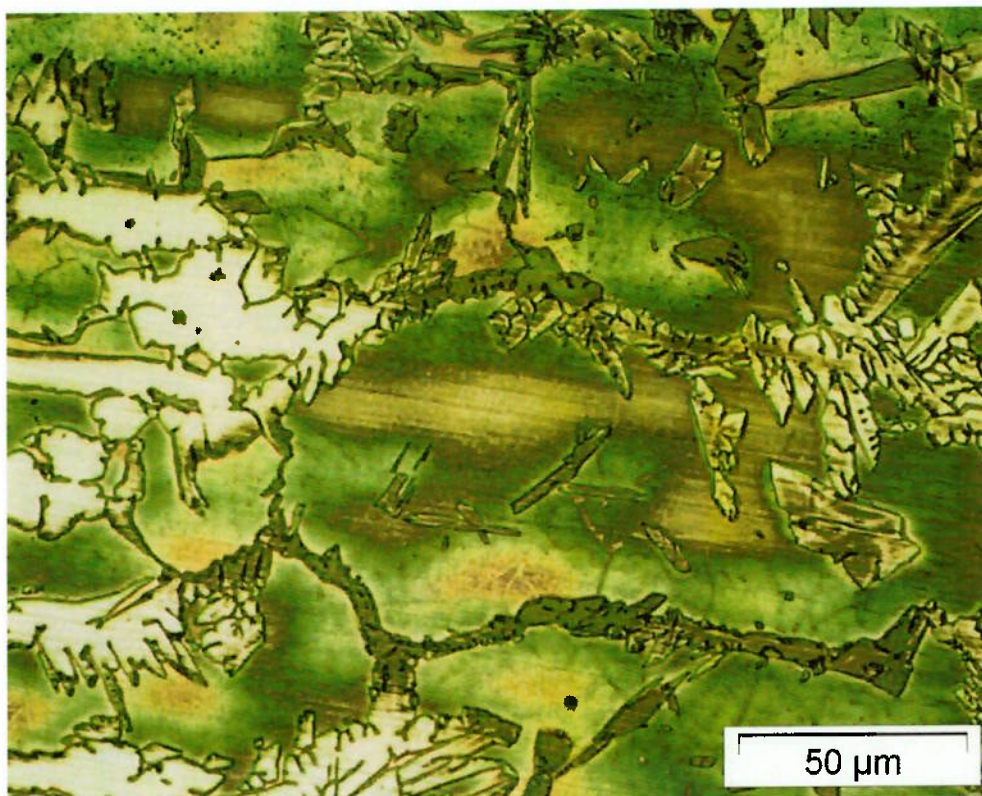


**Figura 5.8:** Micrografia da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.

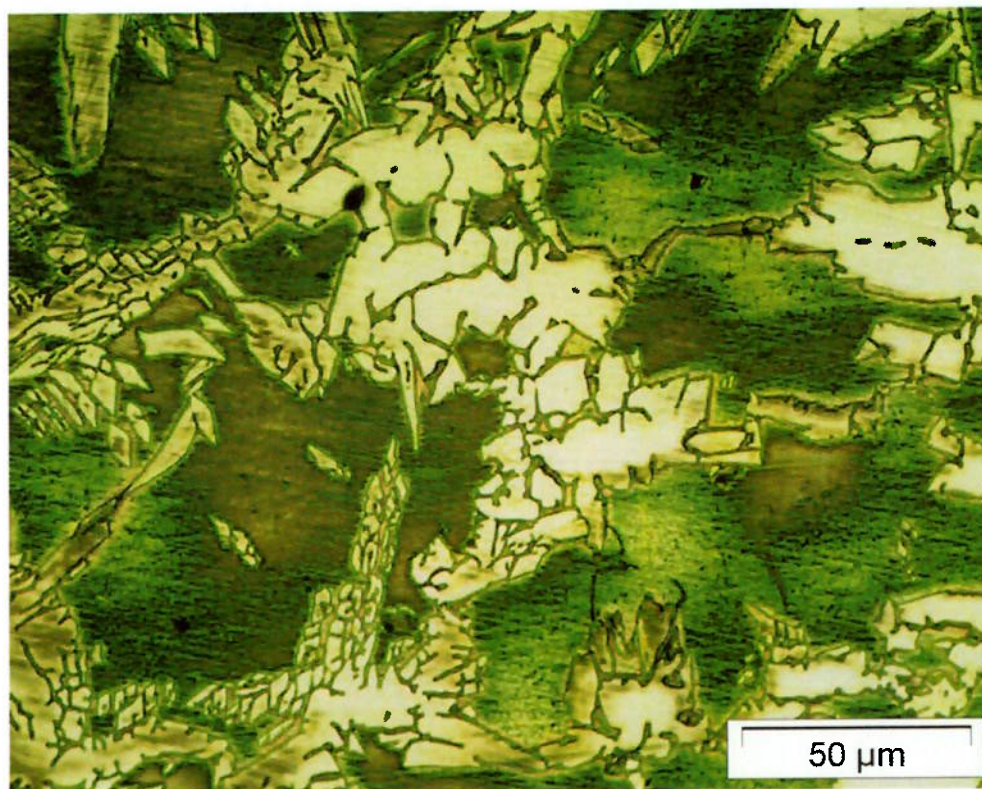


**Figura 5.9:** Micrografia da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado.



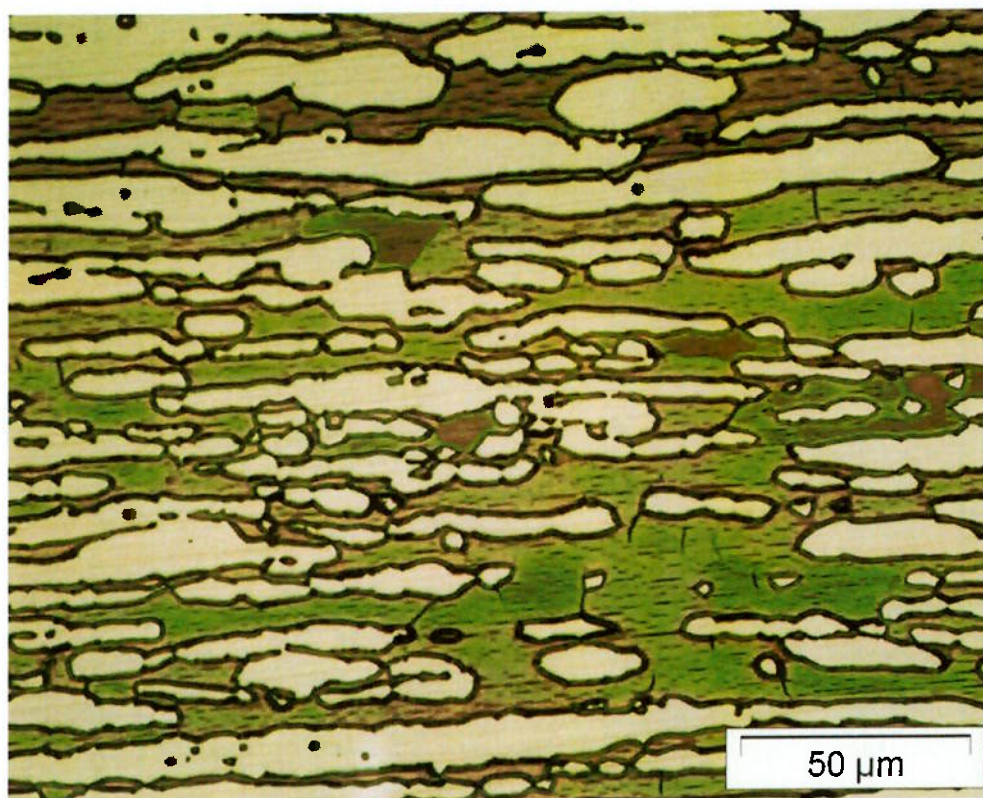


**Figura 5.10:** Micrografia da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado.



**Figura 5.11:** Micrografia da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado.





**Figura 5.12:** Micrografia do CP referente ao metal base, extraído do sentido transversal ao sentido de laminação da chapa original.

Os resultados demonstram que as microestruturas de todos os CP's apresentam predominantemente as fases ferrita, na matriz e austenita em ilhas. Apesar da existência, o nível de precipitações de fases não foram suficiente para afetar de forma dramática as propriedades mecânicas da junta soldada pelo processo MIG pulsado na raiz e no enchimento, conforme os resultados apresentados nos itens 5.1, 5.2 e 5.3.

## 5.6 Análise da fração volumétrica de ferrita e austenita.

Após preparação e o ataque eletrolítico, cada um dos CP's foram analisados através do microscópio óptico com aumento de 500 vezes.

A contagem de ferrita foi realizada através de um programa denominado "AnalySIS".

Os resultados das respectivas frações volumétricas de cada região analisada, estão apresentados conforme a tabela 5.4. As figuras 5.13 até 5.20, apresentam as imagens da contagem de ferrita, reproduzidas pelo programa "AnalySIS".

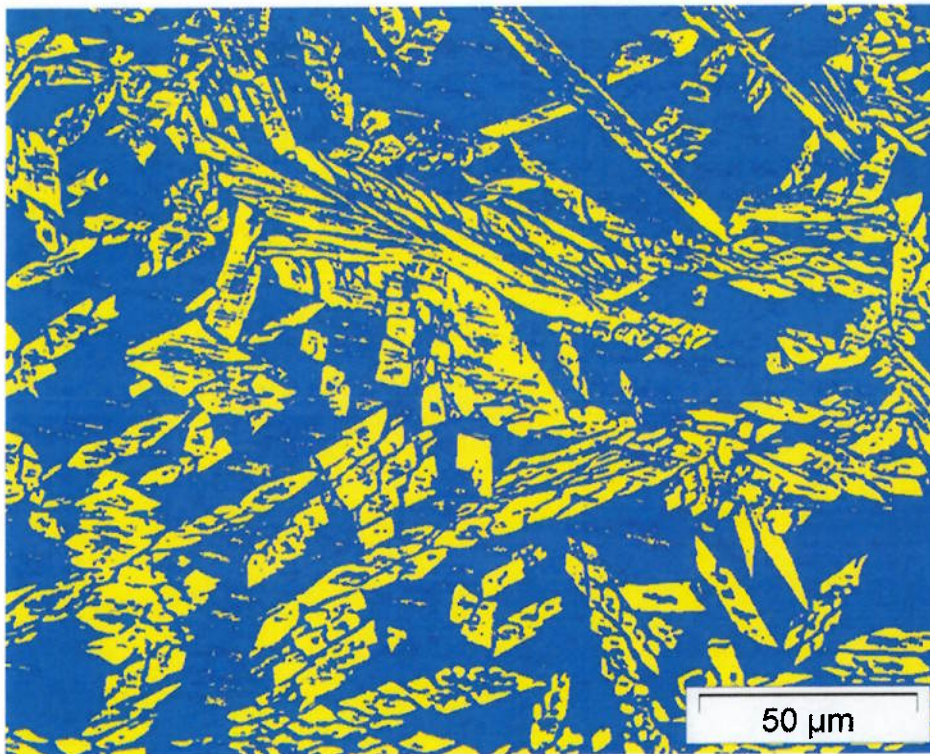
A figura 5.21, apresenta a imagem da contagem de ferrita do CP referente ao metal base, extraído do sentido transversal ao sentido de laminação da chapa original, com o objetivo de apresentar uma referência comparativa e qualitativa da microestrutura da chapa original.

Analisando os resultados, foi observado que o CP B, o qual foi soldado na raiz pelo processo MIG STT e o enchimento com o processo MIG pulsado, apresentou o melhor balanço volumétrico de ferrita e austenita na região do metal de solda e na ZAC da raiz e da face da junta soldada.

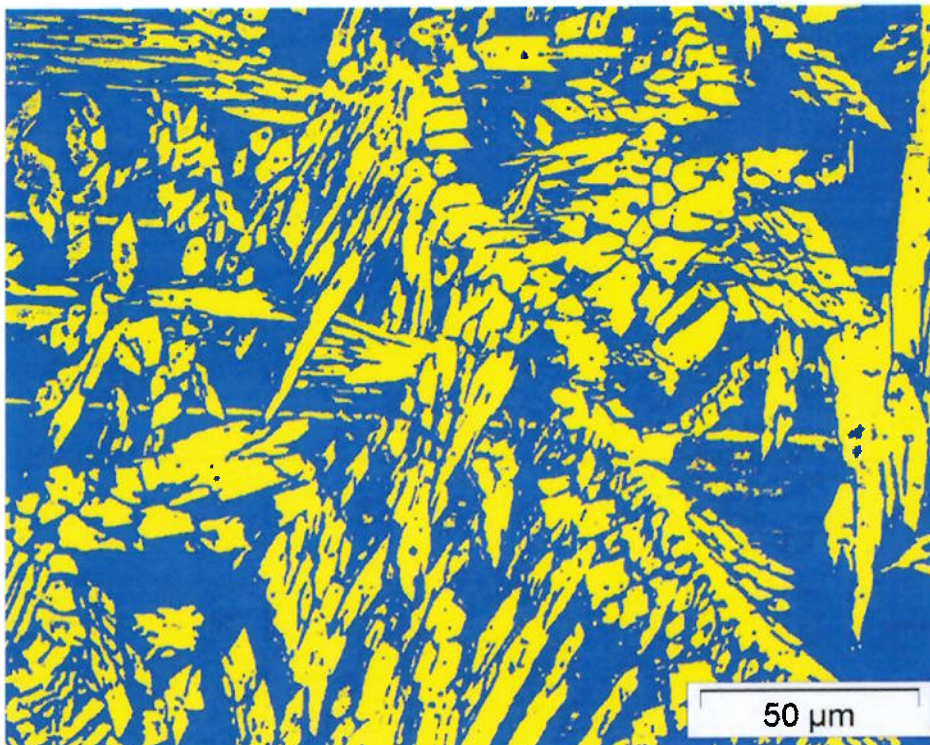
**Tabela 5.4:** Frações volumétricas de ferrita. Contagem de ferrita pelo programa "AnalySIS".

Corpo de prova	Processo de soldagem da Raiz	Identificação	Contagem de Ferrita (%)
CP A	MIG pulsado	Figura 5.13 - Face - Solda	66
CP B	MIG STT	Figura 5.14 - Face - Solda	52
CP A	MIG pulsado	Figura 5.15- Face - ZAC	63
CP B	MIG STT	Figura 5.16 - Face -ZAC	63
CP A	MIG pulsado	Figura 5.17 - Raiz - Solda	52
CP B	MIG STT	Figura 5.8 - Raiz - Solda	47
CP A	MIG pulsado	Figura - 5.19 - Raiz - ZAC	64
CP B	MIG STT	Figura 5.20 - Raiz - ZAC	59
MB	N.A.	Figura 5.21 Transversal	54



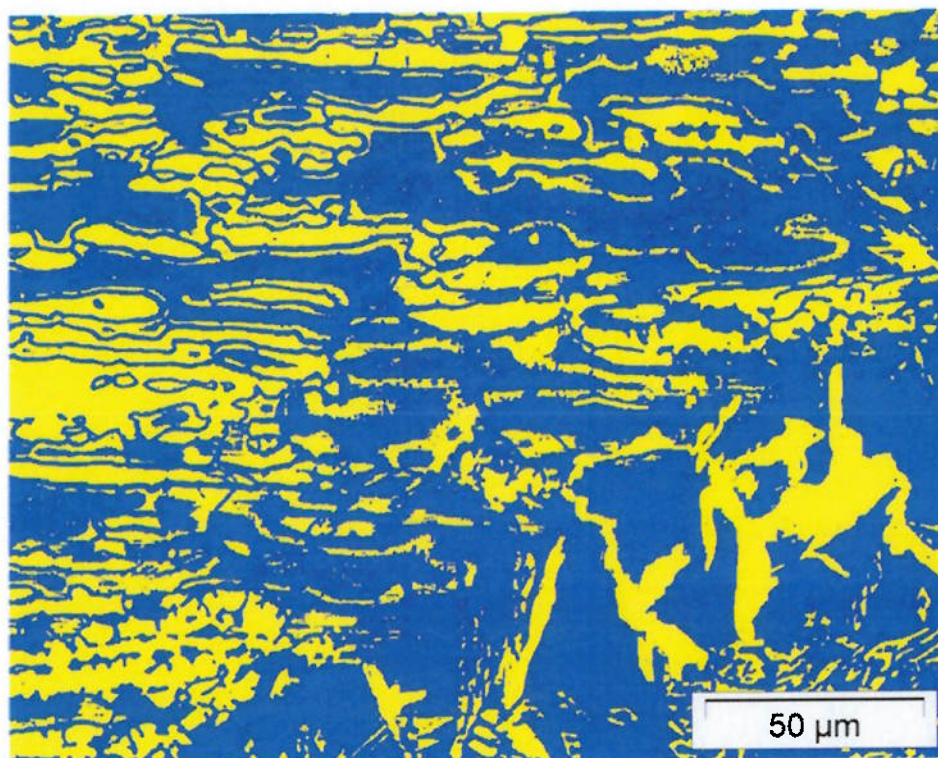


**Figura 5.13:**Micrografia para contagem de ferrita da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o processo MIG pulsado. Ferrita 66%.

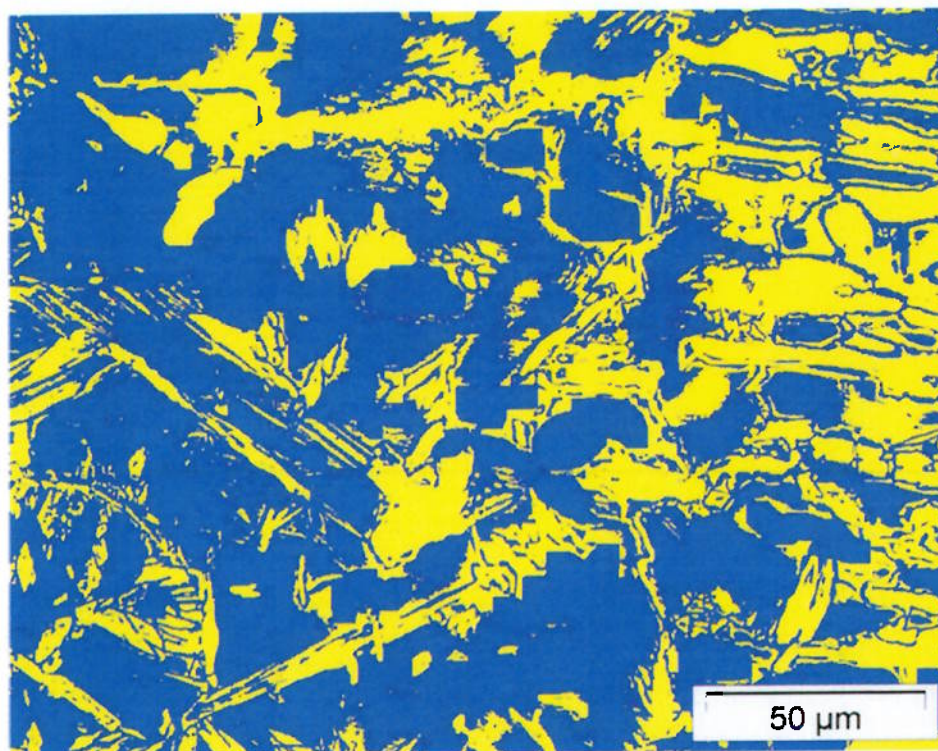


**Figura 5.14:**Micrografia para contagem de ferrita da face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 52%.



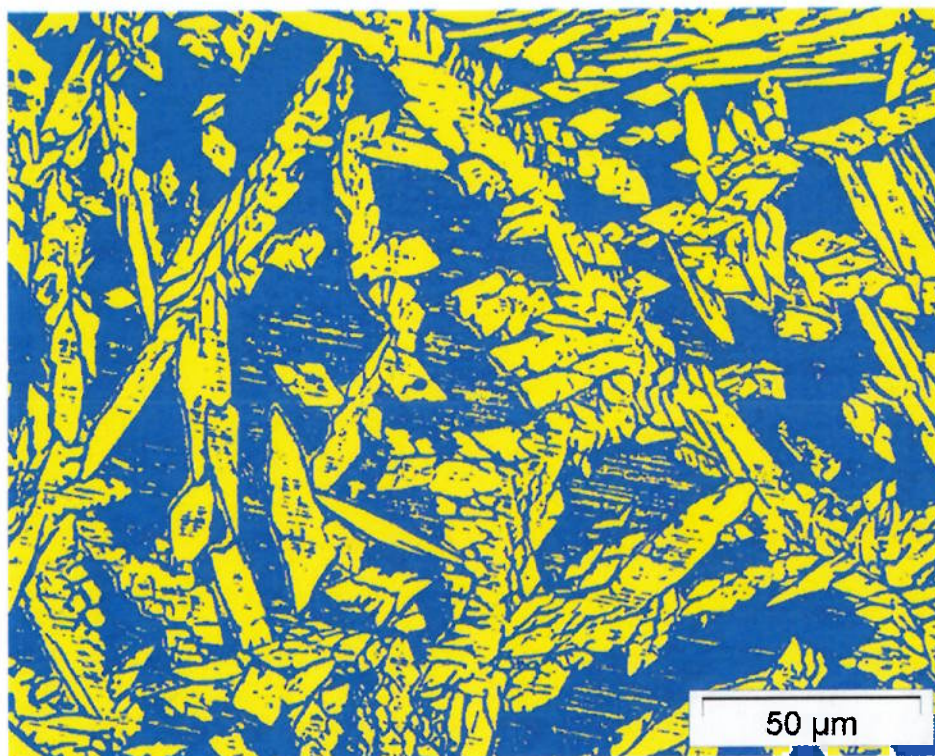


**Figura 5.15:**Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima à face do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 63%.



**Figura 5.16:**Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima à face do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com MIG pulsado. Ferrita 63%.



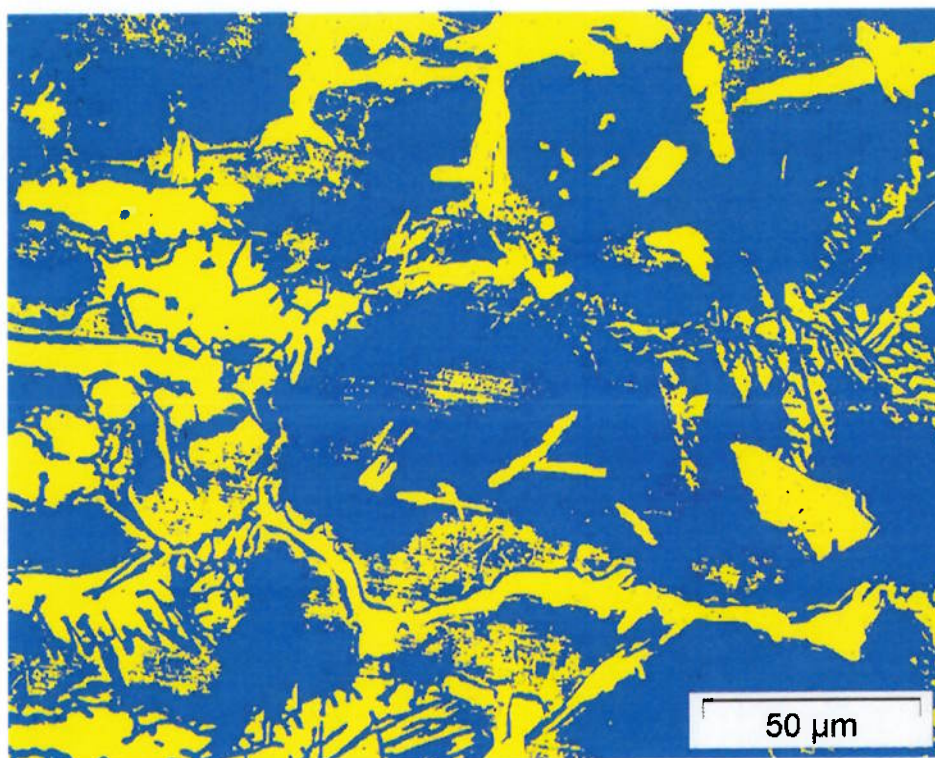


**Figura 5.17:** Micrografia para contagem de ferrita da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 52%.

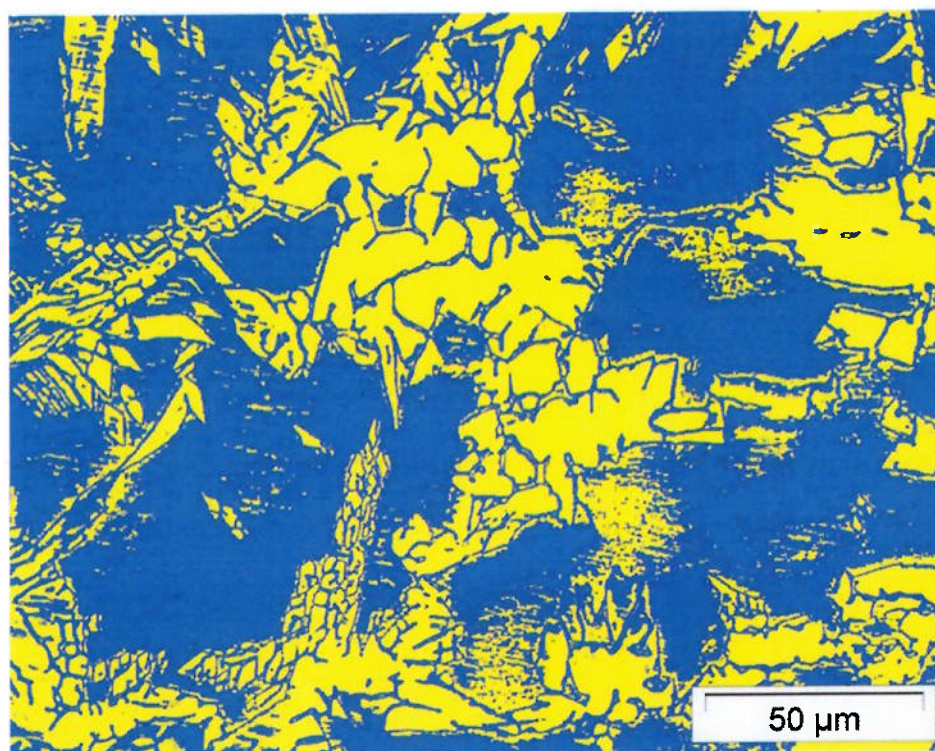


**Figura 5.18:** Micrografia para contagem de ferrita da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 47%.



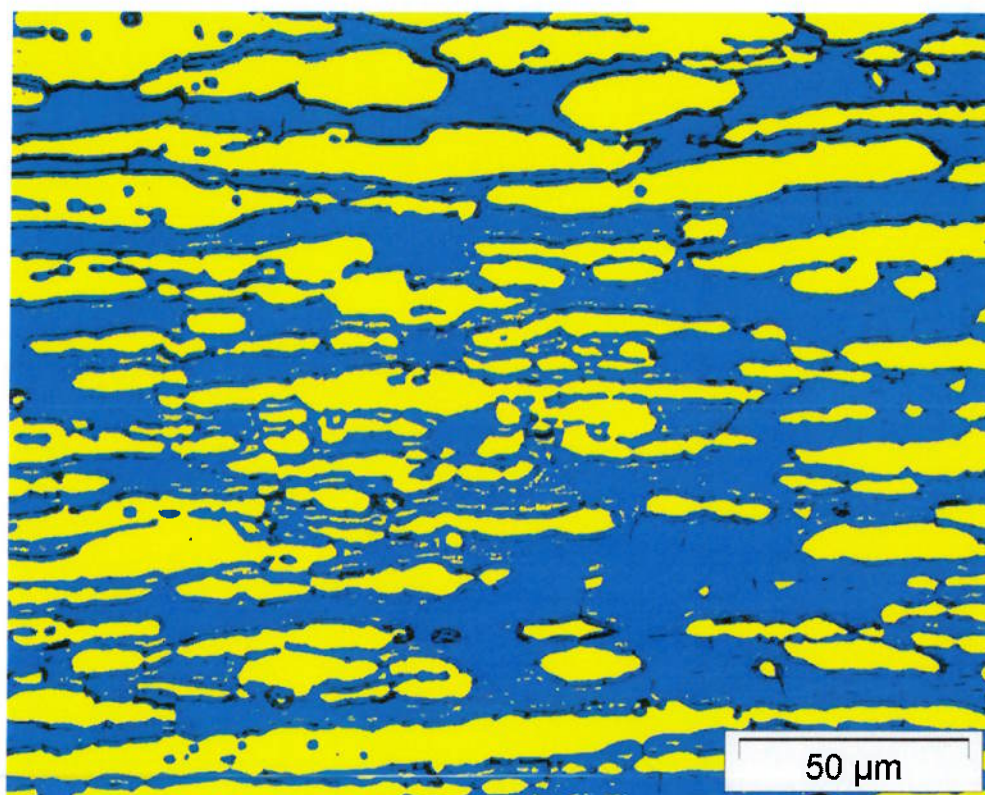


**Figura 5.19:** Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste A, soldada na raiz e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 64%.



**Figura 5.20:** Micrografia para contagem de ferrita da ZAC, próxima da raiz do metal de solda, do conjunto soldado de teste B, soldada na raiz com o processo MIG STT e enchimento com o MIG pulsado. Ferrita 59%.





**Figura 5.21:** Micrografia para contagem de ferrita do CP referente ao metal base, extraído do sentido transversal ao sentido de laminação da chapa original. Ferrita 54%.

### 5.7 Análise da resistência à corrosão.

Após às 72h de exposição à uma temperatura controlada de 20°C, em solução de cloreto férrico, conforme Norma ASTM – G-48 – método A, os CP`s foram retirados e examinados e os resultados estão compilados na tabela 5.5.

**Tabela 5.5:** Resultados do ensaio de corrosão, após 72h à 20°C.

Corpo de prova	Processos de soldagem na Raiz	Dimensões (esp.X larg.X comp.) (mm)	Área (m2)	Massa (g)		Perda de Massa (g/m2)	Pitting
				Antes do ensaio	Depois do ensaio		
CP A	MIG pulsado	4,8 x 25 x 50	0,003215	47,295	47,295	0,0000	isento
CP B	MIG STT	5,3 x 25 x 50	0,003178	49,3078	49,3078	0,0000	isento

O ensaio foi realizado a uma temperatura ambiente de aproximadamente 21°C (+/- 1°).

Para a visualização das áreas dos CP's quanto à presença de "pittings", foi utilizado um microscópio óptico com aumento de 20 vezes.

Foram medidas as respectivas massas de cada CP, através da balança de precisão, e onde foi constatado que não houve perda de massa após o ensaio em nenhum dos CP's, conforme tabela 5.5.

Adicionalmente aos resultados das caracterizações das juntas soldadas, foi possível avaliar o desempenho dos processos através da análise dos dados, referentes aos parâmetros de soldagem, utilizados em ambos, conforme as tabelas 4.6 e 4.7.

Foi possível constatar algumas diferenças importantes com relação a energia de soldagem (Heat Input), conforme a tabela 5.6, e a potência média aritmética do arco elétrico, conforme a tabela 5.7, entre os processos.

**Tabela 5.6:** Energia de soldagem média em cada passe de soldagem para ambos os processos.

Processos	Energia de Soldagem (KJ/mm)			
	Passes de soldagem			
	Raiz	1º. Ench.	2º. Ench.	3º. Ench.
<b>Pulsado</b>	0,64	0,46	0,64	0,49
<b>STT</b>	0,75	0,51	0,72	
<b>Diferença</b>	17,19%	10,87%	12,50%	

A energia de soldagem, no passe de raiz, executado pelo processo MIG com transferência controlada foi da ordem de 17% maior, comparado ao MIG pulsado, conforme tabela 5.6.

A figura 5.22, apresenta o gráfico do comportamento da energia de soldagem, em ambos os processos em todos os passes para o preenchimento total das juntas.

Neste momento, vale uma observação sobre a análise da informação referente a potência do arco em ambos os processos. Segundo os autores [34, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100], para os tipos de transferência metálica por curto-circuito e pulsada, o método mais adequado para o cálculo da potência elétrica do arco é através da potência instantânea.



Esta conclusão foi baseada nos resultados estatísticos obtidos através de experimentos e justificados através do Teorema da Esperança, que compararam os métodos de cálculos de potência elétrica do arco (Potência Média Aritmética, Potência Eficaz, Potência Instantânea e Potência Instantânea (Root Mean Square – RMS, ou em português, Raiz Média Quadrática)), em dois níveis distintos. O processo de soldagem utilizado foi o MIG para os modos de transferência metálica curto-circuito, globular, goticular (spray) e pulsada.

Neste trabalho não foi possível realizar os registros das tensões e correntes de soldagem em medições instantâneas de forma a possibilitar o cálculo mais adequado.

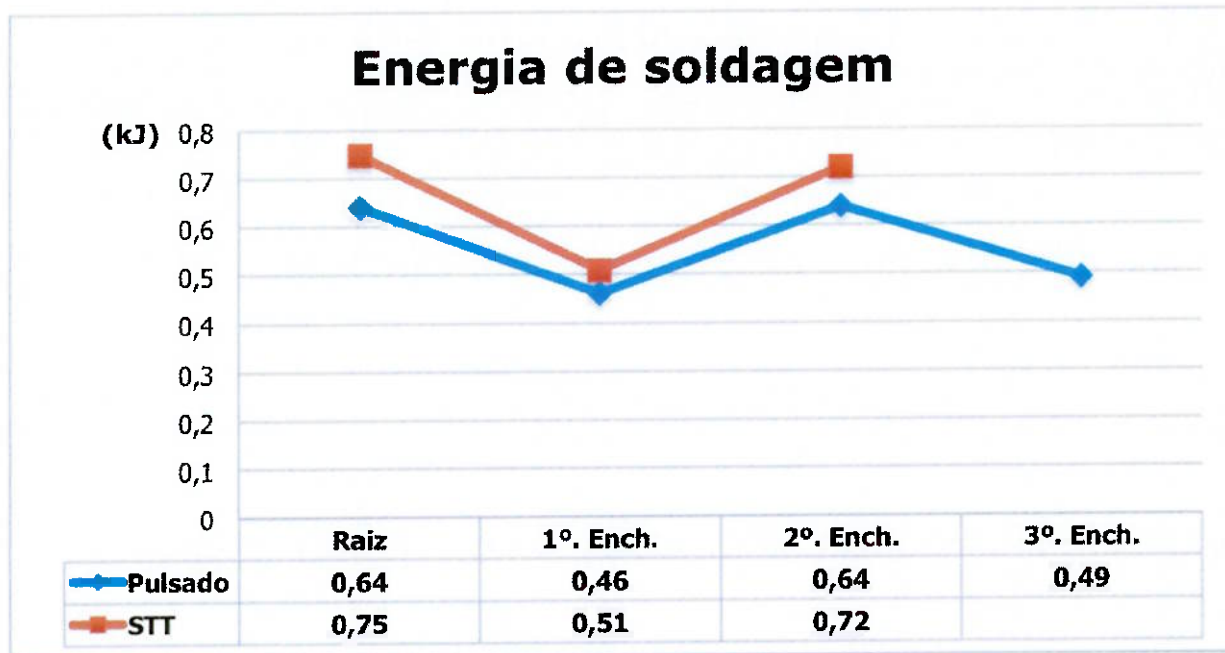
Portanto, para uma análise mais geral da potência elétrica do arco, para uma referência, foram utilizados os valores médios da tensão e corrente de soldagem, fornecidos pelo equipamento de soldagem utilizado, conforme compilados na tabela 5.7.

**Tabela 5.7:** Potência média aritmética do arco elétrico aplicada para ambos os processos.

Processos	Parâmetros			Passes de soldagem	Diferença
	Potência Média aritmética do arco (W)	Tensão Média de soldagem (V)	Corrente Elétrica Média de soldagem (A)		
Pulsado	3.861,27	24,3	158,9	Raiz	-41,88%
STT	2.244,00	18,7	120	Raiz	
Pulsado	3.702,11	23,9	154,9	1º. Ench.	-1,77%
STT	3.636,76	23,6	154,1	1º. Ench.	
Pulsado	3.724,70	23,8	156,5	2º. Ench.	-9,71%
STT	3.363,00	23,6	142,5	2º. Ench.	
Pulsado	3.697,33	23,9	154,7	3º. Ench.	N.A.
STT	0	N.A.	N.A.	3º. Ench.	

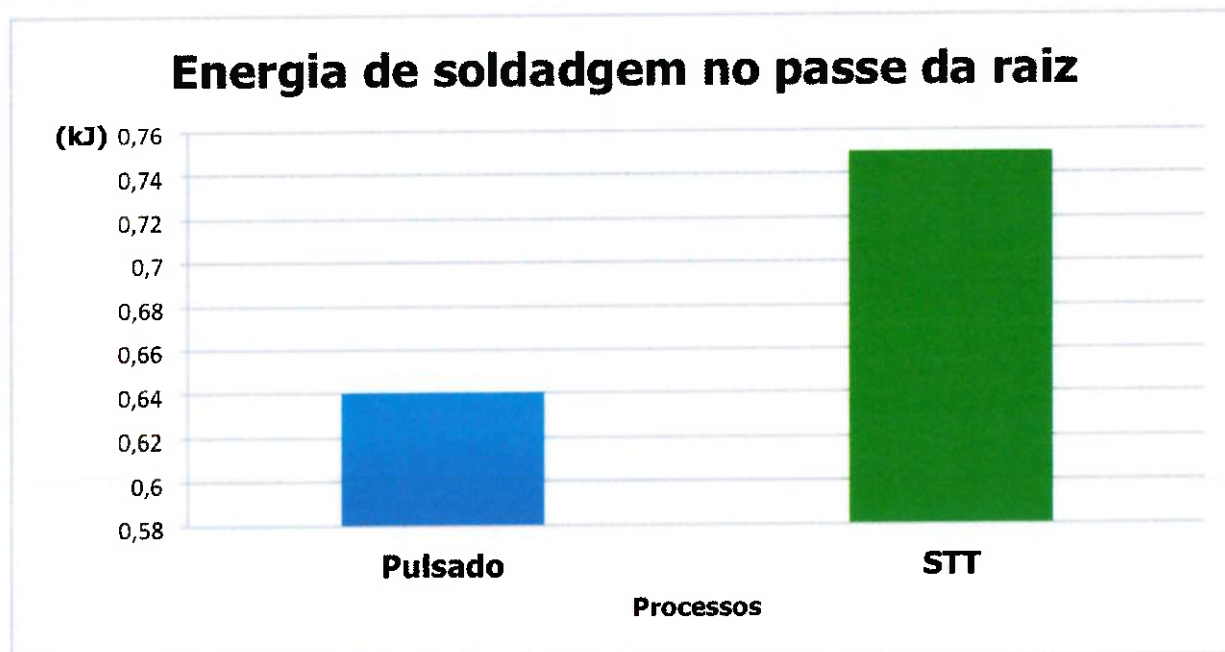
Em contra partida, no mesmo passe de raiz, a potência do arco do processo MIG com transferência controlada foi da ordem de 42% menor, comparado ao MIG pulsado, conforme tabela 5.7.

A figura 5.23, apresenta o gráfico do comparativo da energia de soldagem no passe de raiz, para ambos os processos.



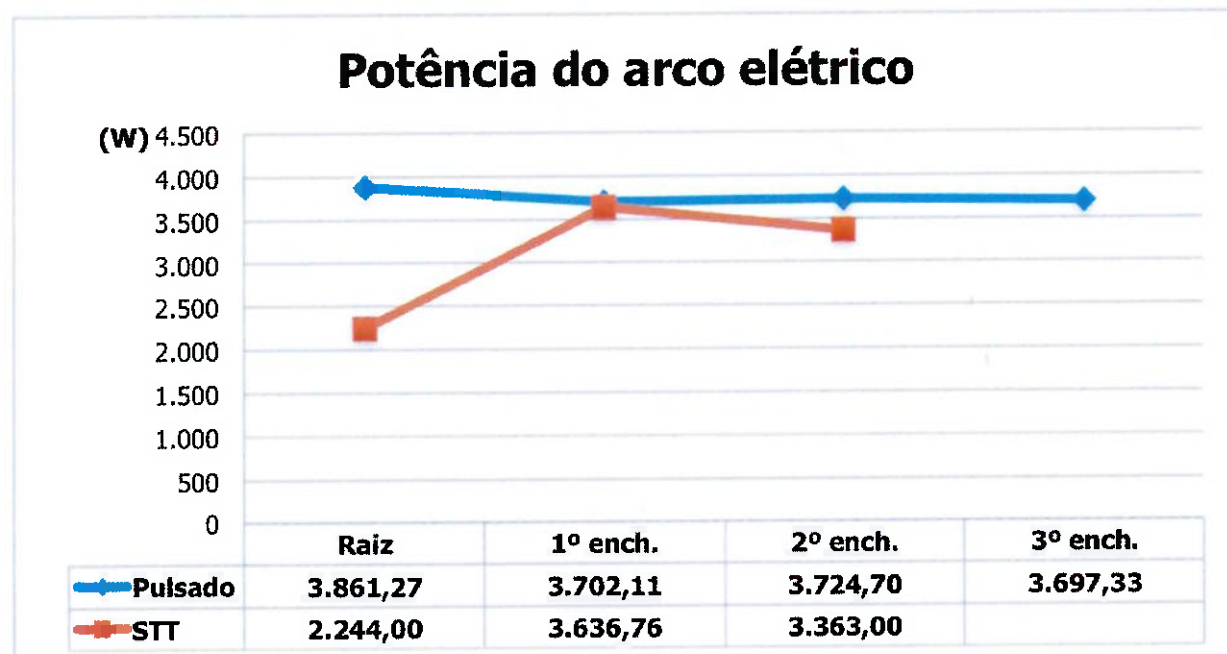
**Figura 5.22:** Comportamento da energia de soldagem, em ambos os processos, para preenchimento total das juntas soldadas.

A figura 5.24, apresenta o gráfico do comportamento da potência elétrica do arco para ambos os processos, em todos os passes para o preenchimento total das juntas.



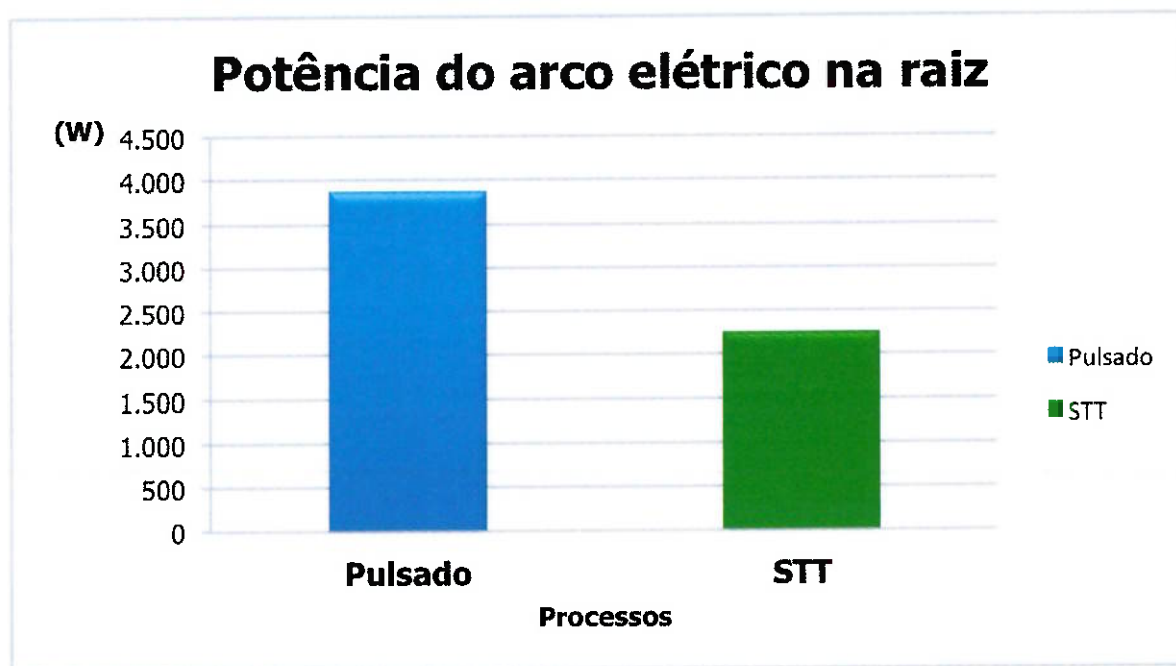
**Figura 5.23:** Comportamento da energia de soldagem, em ambos os processos, para o passe de raiz das juntas soldadas.

Através do gráfico da figura 5.24, pode-se constatar que a potência elétrica do arco, referente ao processo MIG com transferência controlada foi menor em todos os passes quando comparados ao MIG pulsado.



**Figura 5.24:** Comportamento da potência do arco elétrico, em ambos os processos, para o preenchimento total das juntas soldadas.

A figura 5.25, apresenta o gráfico do comparativo da potência do arco elétrico, no passe de raiz para ambos os processos.



**Figura 5.25:** Comportamento da potência do arco elétrico, em ambos os processos, no passe de raiz das juntas soldadas.

Analisando os dados sobre a energia de soldagem e a potência elétrica do arco, em ambos os processos, e tendo em vista que o processo MIG com transferência controlada possibilitou trabalhar com menor nível de tensão e corrente de soldagem,

no passe de raiz, este fato nos sugere que a menor demanda da quantidade de calor fornecida pelo arco elétrico fez com que os efeitos indesejáveis, consequentes da energia térmica imposta pela fonte foram amenizados, conforme evidenciados através dos resultados dos ensaios e exames para as caracterizações das juntas soldadas, apresentados anteriormente.

Outro fato, apresentado pelo processo MIG com transferência controlada, está associado também com o menor nível de corrente de soldagem, no passe de raiz, que possibilitou uma menor velocidade de soldagem, e favoreceu a obtenção de uma junta isenta de defeitos.

A maior energia de soldagem, obtida no processo MIG com transferência controlada, quando comparado ao MIG pulsado, no passe de raiz, porém ambas dentro da tolerância especificada, foi benéfica para a obtenção do balanço final, satisfatório, das frações volumétricas de ferrita e austenita da junta soldada pelo mesmo.

## **6. CONCLUSÕES.**

1. O processo MIG (GMAW) com transferência controlada, apresentou os melhores resultados quando comparado ao MIG pulsado, entretanto, ambos mostraram-se eficientes para aprovação das juntas soldadas de acordo com as normas da indústria de óleo e gás.
2. Os resultados obtidos através do ensaio Charpy, mostraram maior homogeneidade da junta soldada utilizando-se o MIG com transferência controlada, quando comparada com a junta soldada utilizando-se o MIG pulsado.
3. O processo MIG com transferência controlada permite trabalhar com corrente significativamente menor que o MIG pulsado no passe de raiz, o que permite uma menor velocidade de soldagem, evitando defeitos na junta.
4. As frações volumétricas de ferrita obtidas na junta soldada através do processo MIG com transferência controlada, são mais próximas de 50% (condição ótima) do que na junta soldada com o processo MIG pulsado.
5. Não observou-se diferença na resistência à corrosão por "pitting" nas juntas soldadas com os diferentes processos

## **7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.**

1. Repetir as soldagens com os mesmos processos e materiais, utilizando um equipamento totalmente automatizado, para verificar a influência sobre a qualidade das juntas soldadas quando os parâmetros de soldagem são mantidos mais constantes em ambos os processos.
2. Repetir as soldagens utilizando os mesmos processos, porém substituindo o metal base por uma outra qualidade de aço inoxidável, como por exemplo, os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis ferríticos e comparar as qualidades das juntas soldadas obtidas por ambos os processos.



## **8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:**

1. <http://www.iconeong.org.br/energiaeletrica.htm>.
2. <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros/senai/fundamentos/53>.
3. Revista Solução – Publicação institucional da ESAB Brasil abril/2005.
4. MARQUES, P. V. - Tecnologia da Soldagem. Belo Horizonte: ESAB, 1991. 352 p.
5. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, p. 1 - 8, 9 - 30, 99 – 132, 1995. 494 p.
6. APPS, R.L. – Welding Process and Applications ; in Proc. Conf. Weld, Proc. Plant., London, Mar. 1970, Inst. Merch. Eng. and Welding Institute.
7. OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. – Engenharia de Soldagem e Aplicações; Livros Técnicos e Científicos Editora, Rio de Janeiro, p. 1-6, 1982.
8. LINNERT GEORGE E. – Welding Metallurgy Carbon and Alloy Steels – Volume I Fundamentals – GML Publications Hilton Head Island, South Carolina U.S.A. – Publishing by American Welding Society, Miami Florida, U.S.A. – 4<sup>th</sup> Edition – 963 p.; p. 445 – 501, p.653 - 703.
9. UDIN, H.; FUNK, E.R. & WULFF, J. – Welding for Engineers; John Wiley & Sons Inc., N.Y., 1954, p. 136 – 69.
10. LANCASTER, J. F., BEng, CEng, FIM, Hon F Weld I– The physics of fusion welding part 1: The electric arc in welding - IEE REVIEW PROCEEDINGS, Vol. 134, Pt. B, No. 5, September 1987 - p. 233 – 254.
11. LANCASTER, J. F., BEng, CEng, FIM, Hon F Weld I – The physics of fusion welding part 2: Mass transfer and heat flow - IEE REVIEW PROCEEDINGS, Vol. 134, Pt. B, No. 5, September 1987 - p. 297 – 316.

12. HARRIS, W. J. – Physics in Welding – part II; Weld. Eng., vol. 54, n° 1, 1967, p. 66 - 68.
13. QUITES, A. M. & DUTRA, J.; - Tecnologia da Soldagem a Arco Voltáico; EDEME, 1979, p.33 – 41.
14. JACKSON, C. E. – The Science of Arc Welding; - Weld. J., vol. 39, n° 3, p. 129s - 40s; n° 4, p. 177s – 90s; n° 5, p. 225s – 30s, 1960.
15. BARROS, S. M. – Processos de Soldagem; Petrobrás, 1976, p.4 - 6.
16. LANCASTER, J. F. – The Metallurgy of Welding, Brazing and Soldeuring; American Elsevier Publishing Co.; 1965; p. 38 - 44.
17. MASUBUCHI, K. – Welding Engineer; MIT, USA, 1970, cap. 3, p. 1 -72.
18. ASM – Metals Handbook; vol. 6, 10ª.ed., 1993, p.15 - 270.
19. LANCASTER, J.F.: Energy distribution in argon-shielded welding arcs, Br.Weld. J. 1954, 1, pp.412-426.
20. ANDO, K. and NISHIKAWA, J.: Studies on anode and cathode energy of TIG arc. International Institute of Welding Document 212-158-68, 1968.
21. JACKSON, C.E.: The science of arc welding, ibid., 1960, 39, pp.129s-140s; 177s-190s; 225s-230s.
22. GOLDMAN, K.: 'Electric arc in argon' in 'Physics of the Welding Arc' (Institute of Welding London, 1966).
23. ALLUM, C.J.: 'Power dissipation in the column of a TIG welding arc', J. Phys. D 1983, 16, pp. 2149-2165.
24. TANIGUCHI, C. – Princípios de Engenharia de Soldagem; EPUSP – DEN, 5a. Ed., 1982, p. 60 – 133, p. 96 - 132.
25. PINTARD, J. – Caractéristiques de la Fusion et du Transfert dans le Procédé MIG de Sondage de l'Acier sous Argon; Sond. Tec. Conn., vol. 21, n° 9/10, 1967, p. 381-93.

26. COOKSEY, C.J. & MILNER, D. R. – Metal Transfer in Gas-Shielded Arc Welding; Physics of the Welding Arc Symposium, Institute of Welding, London, 1966, p. 123-32.
27. ISHIZAKI, K.; OISHI, A. & KUMAGAI, R. – A Method of Evaluating Metal Transfer Characteristics of Welding Electrodes; Physics of the Welding Arc Symposium, Institute of Welding, London, 1966, p. 148-55.
28. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H.; TANIGUCHI, C. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, p. 359 - 370, 1995. 494 p.
29. WASZINK, J. H. & GRAAT, L. H. J. – Experimental Investigation of the Forces Acting on a Drop of Weld Metal; Weld. J., vol. 62, nº 4, 1983, p. 108-16.
30. LYTTLE, K.A. et al. Physics of welding. In: American Welding Society. The Welding Handbook. V. 1, 8ª Ed., USA, 1987. Cap. 2, p. 32-63.
31. GLICKSTEIN, S. S. et al. Heat flow in welding. In: American Welding Society. The Welding Handbook. V. 1, 8ª Ed., USA, 1987. Cap. 3, p. 65-87.
32. BRANDI, S. D. – Apostila de Especialização em Engenharia de Soldagem - SLD026 – Metalurgia da Soldagem, 106 p. - Universidade de São Paulo. São Paulo: 2013, p. 28.
33. NUNES, A. C. JR. – An Extended Rosenthal Weld Model – Welding Research Supplement, June 1983, p. 165-s – 170-s.
34. SCOTTI, A., PONOMAREV. V. – Soldagem MIG/MAG : melhor entendimento, melhor desempenho. São Paulo :Artliber Editora, 284 p., p.96 – 108; p.121 – 156; p.187 - 235.
35. LESNEWICH, A. – Control of Melting Rate and Metal Transfer in Gas-Shielded metal Arc Welding; Weld. J. L.; vol. 37, nº 8, p. 343s 0 53s; nº 9, p.418s – 25s, 1958.
36. ASM – Metals Handbook; vol. 2, 7ªed., 1978.
37. WILSON, J.L.; CLAUSSEN, G.G. & JACKSON, C.E. – The Effect of  $I^2R$  Heating on Electrode Melting Rate; Weld. J., vol. 34 nº 1, 1956, p.1s – 8s.

38. BRANDI, S. D. – Análise da Transferência Metálica na Soldagem a Arco Elétrico com eletrodo revestido. São Paulo, 1988, 172p. Tese (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
39. SCHELLHASE, M. – Der Schweisslichtbogen – ein Technologisches Werkzeug, 1ª. Ed., Duesseldorf Alemanha Federal, DVS, 1980.
40. BAUM, L. & FICHTER, V. – Der Schutzgas Schweisser – teil II: MIG/MAG – Schweißen; DVS, 2ª.ed., 1981.
41. TEUBEL, G.P. – A Soldagem Elétrica sob Gás de Protetor – parte I e II; apostila da UDS.
42. LINCOLN ELECTRIC CO. – Gas Metal Arc Welding Guide – GS-100; dez 1985.
43. GRANJON, H. - Fundamentals of Welding Metallurgy. Abinton Publishing, England, 1991.
44. RAMÍREZ-LONDOÑO, A. J. – Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex., Dissertação de Mestrado – Escolar Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 1997 – 151 p.
45. ATAMERT, S., KING, J. E. Super duplex stainless steel - part 1: heat affected zone microstructures. Materials Science and Technology. v. 8, n.10, p. 896-911, 1992.
46. DIRENE FILHO, H.; GONÇALVES E SILVA, H. R.; DUTRA, C. J. – Comparação do Processo MIG/MAG em Transferência por Curto-Circuito com Controle de Corrente (CCC) com o Processo STT na Soldagem de Passes de Raiz em Dutos – XXXVIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem – Ouro Preto, MG, Brasil, 2012, 14p.
47. ROSADO, T.; ALMEIDA, P.; PIRES, I.; MIRANDA, R.; QUINTINO, L. – Innovations in Arc Welding. – 5º Congresso Luso-Moçambique de Engenharia – 2º Congresso de Engenharia de Moçambique. – Maputo. – 2008, 18p.

48. THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. (CLEVELAND, OH). Waveform Control Technology™ – RapidArc™ – High Speed GMAW Welding Process Catalog: NX-2.8 01/05, Jan/2005.
49. THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. (CLEVELAND, OH). Power Wave® STT® Modele, Advanced Process Welders Catalog: NX-2.20, Publication-E5.190, Maio/10.
50. DERUNTZS, D. B. – Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer® Welding to Industry. Journal of Industrial Technology, vol. 19, nº 4, 2003.
51. BRANDI, S. D. - Estudo da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W. 1.4462 (UNS S31803). São Paulo, 1992, 292 p. Tese de doutorado, – Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
52. BRANDI, S. D. – Considerações sobre a Metalurgia da Soldagem de Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex. - Caderno Técnico Metalurgia & Materiais, São Paulo, 1997. 6p.
53. LIPPOLD, J. C. – Introduction to the Selection of Stainless Steels. ASM Metals Handbook, vol. 6 – Welding, Brasing and Soldering, 1993, p.1110 - 1111.
54. LIPPOLD, J. C.; NOBLE, D. N. – Selection of Wrought Duplex Stainless Steels. ASM Metals Handbook, vol. 6 – Welding, Brasing and Soldering, 1993, p.1111 - 1268.
55. CHARLES, J.; CHEMELLE, P. – The history of duplex developments, nowadays DSS properties and duplex Market future trends. – 8<sup>th</sup> Duplex Stainless Steels conference, october/2010, Beaune, France, p.50.
56. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. – Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Wiley-Interscience – A. John Wiley & Sons, INC., Publication, 2005, p. 353.
57. AOKI, I. V. – Apostila Metalurgia da Soldagem – Conceitos fundamentais – parte corrosão. Departamento de Engenharia Química – LEC – Laboratório de Eletroquímica e Corrosão da Universidade de São Paulo, 2013, p.73.

58. VICENTE, A. de Albuquerque. – Práticas para Soldagem para Aços Inoxidáveis Duplex. Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2013, p.45.
59. IMO. – Practical Guideline for the Fabrication of Duplex Stainless Steel. 2<sup>a</sup> ed., 2009, Published by the International Molybdenum Association (IMO), London, UK, p.64.
60. RAMÍREZ-LONDOÑO, A. J. – Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex., Dissertação de Doutorado – Escolar Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 2001 – 241 p.
61. APERAM – ACESITA – Aços Inoxidáveis aplicações e especificações. Material disponível no site <http://www.abinox.org.br/biblioteca-tecnica-apostilas.php>; acesso 24 de novembro de 2013.
62. AWS STANDARD — American Welding Society - AWS A5.9/A5.9M:2006; An American National Standard
63. AWS – Gas Metal Arc Welding. In: American Welding Society. The Welding Handbook. Vol. 2, 8<sup>a</sup> Ed., USA, 1991. Cap. 4, p. 110-154.
64. ASTM INTERNATIONAL – Designation: A240/A240M-10 – Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. American Society for Testing and Materials, Abril-2010.
65. METRODE WELDING CONSUMABLES – Data Sheet B-61 – 25%Cr Superduplex – Zeron<sup>®</sup> 100 - revisão 07-2007; p.1-5.
66. ASTM INTERNATIONAL – Designation: E 340 - 06 – Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys. American Society for Testing and Materials, 2006.
67. ASTM INTERNATIONAL – Designation: E 92 - 07 – Ensaio de Dureza Vickers. American Society for Testing and Materials, 2007.



68. ASTM INTERNATIONAL – Designation: A 370 - 10 – Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. American Society for Testing and Materials, 2010.
69. ASME IX – Boiler and Pressure Vessel Code an International Code – American Society Mechanical Engineers Standards – Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators, 2010.
70. ASTM INTERNATIONAL – Designation: E 562 - 08 – Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. American Society for Testing and Materials, 2008.
71. ASTM INTERNATIONAL – Designation: G 48 - 03 – Standard Test Method for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution. American Society for Testing and Materials.
72. NORSOK STANDARD – Designation: M 601 – Welding and inspection of piping – July 2004.
73. ASTM INTERNATIONAL – Designation: E 3 - 07 – Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. American Society for Testing and Materials, 2007.
74. NACE INTERNATIONAL STANDARD – ANSI/NACE MR0175/ISO15156-1- Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S – containing environments in oil and gas production – part 1: General principles for selection of cracking-resistance materials, 2<sup>a</sup> Ed., 2009.
75. HARRIS, W. J. – Physics in Welding – part III; Weld Eng., vol. 54, n° 2, 1967, p. 80-81.
76. ASM - Metals Handbook; 8<sup>th</sup> ed., vol. 8, ASM International Park, OH, p. 291.
77. HANSEN, M., 1958 – Constitution of Binary Alloys, 2<sup>nd</sup> ed., McGraw-Hill, New York, 1958.
78. ASM – Metals Handbook; 8<sup>th</sup> ed., vol. 8, p.424.

79. LINNERT, G. E., 1957 – Welding precipitation hardening stainless steels, *Welding Journal*, 36(1): 9-27.
80. PADILHA, A. F. – Notas de aulas do curso de pós-graduação: "Recuperação e recristalização", PMT\_EPUSP. 1991.
81. GIBSON, R. C.; BROPHY, J. H. IN: 16<sup>th</sup> Sagamore Army Materials Research Conference—Ultrafine grain metais; Burke, J. J. And Weiss, V. (ed.), Syracuse University Press, p.377-394, 1969.
82. FLOREEN, S.; HAYDEN, H. W. – The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two phase stainless steel having microduplex structure. *Trans. ASM*, 61(3): 489-499, 1968.
83. KATAYAMA, S.; FUJIMOTO, T. and MATSUNAWA, A. 1985 – Correlation among solidification process, microstructure, micrisegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals. *Transactions of JWRI*, 14(1): 123.
84. SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. – The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steels welds. – *Met. Trans.*, 10A(4): 512-514, 1979.
85. DIXON, B. F. – Control of magnetic permeability and solidification cracking in welded nonmagnetic steel., *Weld. J.*, 68(5): 171s – 180s, 1989.
86. VAROL, I.; LIPPOLD, J. C., and BAESLACK, W. A., III. 1990. – Microstructure /property relationships in simulated heat-affected-zone in duplex stainless steels, in *Recent Trends in Welding Science and Technology*, S.A., David and J. M., Vitek, eds., ASM International, Materials Park, OH, p. 757-762.
87. LIPPOLD, J. C.; VAROL, I., and BAESLACK, W. A., III. 1994. – The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at (-20°C), *Welding Journal*, 73(4): 75s-79.
88. CHARLES, J., 1991 – Super duplex stainless steels: structure and properties, in *Duplex Stainless Steels*, 91, vol. 1, Les Éditions de Physique, Les Ulis, France, p.3-4.

89. BRANDI, S. D.; PADILHA, A. F. – Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. IN: II Seminário Brasileiro Inox 90, ABM, Nov. de 1990, SP.
90. SENDRIKS, A. J. – Metallurgical aspects of passivation of stainless steels. IN: Stainless Steels 84, proceedings, Chalmers University of Technology, Gotemborg, Suécia, 3-4 sept. 1984, p.125-133.
91. SALDANHA, A. do Nascimento; BATISTA, M. de Andrade; CASTANHEIRA, V. do Nascimento; SCOTTI, A. – Avaliação dos métodos de cálculo de potência elétrica em soldagem a arco – 16º POSMEC – Simpósio de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Uberlândia – Faculdade de Engenharia Mecânica, FEMEC/UFU, Uberlândia – MG, 2006.
92. BOSWORTH, M. R. – Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding With solid Wire Electrodes, Welding Journal, USA, vol. 70, n.5, p.111-117, Mai 1991.
93. NEEDHAM, J. C. – What do you Mean by Current?, Welding Institute Research Bulletin, TWI, UK, p.277-280, Ago 1985.
94. DILTHEY, U., KILLING, R. – Heat Input for Pulsed GMAW, Welding Design and Fabrication, vol.63, n.9, p.51-53, Set 1990.
95. Joseph, A. P. – Assessing the Effects of GMAW – Pulsed Parameters on Arc Power and Weld Heat Input: 2001. 104p. M.Sc. Thesis – Ohio State University, USA.
96. NETO, B., SCARMÍNIO, I. S., BRUNS, R. E., - Como fazer experimentos. 1ª ed., Campinas: Ed. UNICAMP, 1995, 401p.
97. ALLARD, D. J. – Introdução à econometria, Rio de Janeiro: Ed. GUANABARA KOOGAN, 1980. 209p.
98. SOARES, J. F., FARIA, A. A. – Introdução à Estatística, Belo Horizonte: Ed. GUANABARA KOOGAN, 1991, 378p.
99. EASTERING, K. – Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Sweden: Ed. BUTTERWORTHS, 1983. 230p.

100. MONTGOMERY, D. C., RUNGER, G. C. - Estatística aplicada e Probabilidade para Engenheiros. 2ª ed., Ed. LTC, Rio de Janeiro – Brasil, 2003. 463p.