

SOLDABILIDADE DO AÇO AISI 304L PELOS PROCESSOS ARAME TUBULAR
E MIG/MAG

Alexandre Fraga Viana

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

Aprovada por:

Prof. Ari Sauer Guimarães, D. Sc.

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

Dr. Hector Reynaldo Meneses Costa, D. Sc.

Dr. Marcelo de Siqueira Queiroz Bittencourt, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
ABRIL DE 2003

VIANA, ALEXANDRE FRAGA

Soldabilidade do aço AISI 304L pelos processos arame tubular e MIG/MAG [Rio de Janeiro] 2003

XI, 77p. 29,7cm (COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2003)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Soldagem do aço AISI 304L pelo processo MAG com 100% de CO₂ ;
2. Economia do gás de proteção na soldagem MIG/MAG e arame tubular;
3. Soldagem de aço inoxidável austenítico por GMAW e FCAW

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Nuclep – Nuclebrás Equipamentos Pesados S.A. – pela oportunidade e confiança depositada em mim para a obtenção deste título.

Agradeço aos colegas da empresa onde trabalho Artur Luiz Maia Balthazar, Marco Antônio Luiz, Fernando Luiz Ribeiro Portes, Magno Alexandre de Jesus e Werlan de Oliveira Martins, que mais ativa e diretamente me auxiliaram na execução deste trabalho.

Agradeço aos professores Ari Sauer Guimarães e João da Cruz Payão Filho pela ajuda e compreensão.

Agradeço às empresas Air Liquide do Brasil, pela doação dos gases de soldagem, e Eutectic, pela cessão do arame tubular, ambos empregados nessa pesquisa.

Agradeço aos colegas de turma Antônio Alves e Vicente Brás Trindade pelo auxílio dispensado ao longo da elaboração desta tese.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

SOLDABILIDADE DO AÇO AISI 304L PELOS PROCESSOS ARAME TUBULAR
E MIG/MAG

Alexandre Fraga Viana

Abril/2003

Orientadores: Ari Sauer Guimarães
João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este trabalho demonstra a possibilidade de soldagem do aço AISI 304L utilizando o processo semi-automático MAG, com 100% CO₂, sem nenhum comprometimento da solda. Constataram-se: não sensitização da solda nem da zona afetada termicamente; valores elevados de resistência mecânica; ótimo aspecto visual dos cordões e facilidade em depositá-los. Os resultados apontam para equiparação dos processos MIG/MAG e arame tubular, levando-se em conta a qualidade obtida.

Outra conclusão relevante foi de que as reduzidas vazões de gás não acarretaram nenhuma alteração perceptível nas soldas realizadas, propiciando grande economia nos gastos com gás de proteção.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

WELDABILITY OF AISI 304L STEEL BY FLUX-CORED AND MIG/MAG
PROCESSES

Alexandre Fraga Viana

April/2003

Advisors: Ari Sauer Guimarães
João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

This work shows the possibility of welding the AISI 304L steel utilizing the MAG semi-automatic process, with 100% CO₂, without none weld compromising. It was certified: no weld nor HAZ sensitization; high values of mechanical strength; beads of excellent visual aspects and facility in depositing them. The results point to MIG/MAG and flux cored weldings equiparation, considering the achieved quality.

Another outstanding conclusion was that the reduced gas flows didn't bring about any perceptible change in performed welds, propiciating large economy in costs with shielding gases.

ÍNDICE

I	INTRODUÇÃO	1
II	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
II.1	PROCESSO DE SOLDAGEM: ARAME TUBULAR	2
II.1.1	Introdução	2
II.1.2	Características	2
II.1.3	Aplicação	3
II.1.4	Equipamentos	4
II.1.5	Materiais de Adição	6
II.1.5.1	<i>Arames</i>	7
II.1.6	Modos de Transferência	7
II.1.7	Gases de Proteção	8
II.1.8	Parâmetros de Soldagem	11
II.1.9	Comparação entre Arame Tubular e Demais Processos de Fabricação	12
II.2	AÇO INOXIDÁVEL	13
II.2.1	Características Gerais	13
II.2.2	Classificação	13
II.2.3	Metal de Adição do 304L	14
II.3	AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO	15
II.3.1	Propriedades Gerais	16
II.3.2	Composição e Estrutura	16
II.3.3	Alívio de Tensões em Soldas	18
II.3.4	Aço 18-10: A Estrutura	18
II.3.5	Propriedades Mecânicas das Juntas a Baixas e Altas Temperaturas	19
II.3.6	O Aço AISI 304L	19
II.3.7	Ferrita	20
II.3.7.1	<i>Diagrama de Schaeffler</i>	20
II.3.7.2	<i>Diagrama de De Long</i>	23

II.3.7.3	<i>Outros Diagramas para Predição da Quantidade de Ferrita nos Metais de Solda</i>	23
II.3.7.4	<i>Teor de Ferrita do 304L e do 308L</i>	26
II.4	PROBLEMAS NA SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	27
II.4.1	Trincas a Quente em Aços Austeníticos	27
II.4.1.1	<i>A Influência da Ferrita</i>	28
II.4.1.2	<i>A Influência dos Elementos-Liga</i>	31
II.4.1.3	<i>A Influência do Processo e Procedimento de Soldagem</i>	32
II.4.1.4	<i>A Influência do Efeito Térmico com Múltiplas Camadas</i>	32
II.4.1.5	<i>A Influência do Nitrogênio como Gás de Proteção</i>	32
II.4.1.6	<i>A Influência do Formato da Poça de Fusão</i>	33
II.4.2	Trincas de Reaquecimento	33
II.4.3	Fissuras	34
II.4.4	Fase Sigma	35
II.4.5	Corrosão Intergranular	37
II.4.6	Corrosão Incisiva em Aços Estabilizados	43
III	MATERIAIS E MÉTODOS	44
III.1	MATERIAIS	44
III.2	MÉTODOS	44
III.2.1	Introdução	44
III.2.2	Ensaio Realizados	47
III.2.3	Procedimento Experimental	50
IV	RESULTADOS	53
IV.1	ASPECTOS VISUAIS DA SOLDA	53
IV.2	MACROESTRUTURA	53
IV.3	CORROSÃO INTERCRISTALINA	54
IV.4	CICLO TÉRMICO DA SOLDA	56
IV.5	FERRITA DELTA	56

<i>IV.6</i>	<i>TEMPO DE SOLDAGEM</i>	58
<i>IV.7</i>	<i>FASE SIGMA</i>	59
<i>IV.8</i>	<i>COMPOSIÇÃO QUÍMICA</i>	59
<i>IV.9</i>	<i>ENSAIOS MECÂNICOS</i>	61
<i>IV.10</i>	<i>TRINCA A QUENTE</i>	62
<i>IV.11</i>	<i>MICROESTRUTURA</i>	64
V	DISCUSSÃO	66
VI	CONCLUSÕES	71
VII	BIBLIOGRAFIA	72
VIII	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	77

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura II.1 – Bico de tocha para arame autoprottegido	5
Figura II.2 – Sistema de classificação de arame tubular para aço inoxidável	6
Figura II.3 – Condutividades elétrica e térmica dos gases	11
Figura II.4 – Corte vertical de um diagrama Fe-Cr-Ni de ligas com baixíssimo teor de carbono e 18% de cromo	17
Figura II.5 – Diagrama de Schaeffler	21
Figura II.6 – Diagrama de De Long	24
Figura II.7 – Diagrama constitucional para soldas em aço inoxidável incluindo as fronteiras dos modos de solidificação	25
Figura II.8 – Diagrama de Schaeffler modificado pela taxa de resfriamento	26
Figura II.9 – Susceptibilidade ao trincamento por solidificação de aços inoxidáveis austeníticos	30
Figura II.10 – Gráfico correlacionando a quantidade de fissuras com o número de ferrita para diversas especificações de aço inoxidável	34
Figura II.11 – Diagrama de fases Fe-Cr, mostrando a região de incidência de fase sigma	36
Figura II.12 – Faixa de sensitização para os aços AISI 304	39
Figura II.13 – Velocidades limites de resfriamento contínuo para que não ocorra ataque intergranular	40
Figura II.14 – Zona visível de precipitação de carbonetos, paralela aos cordões de solda	41
Figura II.15 – Micrografias de metais-base em zonas próximas ao cordão de solda	42
Figura III.1 – Distribuição dos corpos-de-prova na amostra	45
Figura III.2 – Corpo-de-prova de trincamento a quente	46
Figura III.3 – Distribuição dos termopares na amostra	47
Figura III.4 – Corpo-de-prova de dobramento lateral	49
Figura III.5 – Corpo-de-prova de tração	49
Figura IV.1 – Macrografia da amostra 7	54
Figura IV.2 – Corpos-de-prova do teste de corrosão intercristalina	55
Figura IV.3 – Ciclo térmico da amostra 1	56

Figura IV.4 – Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura	57
Figura IV.5 – Corpos-de-prova de dobramento	62
Figura IV.6 – Vistas transversal e superior do corpo-de-prova de trinca a quente	63
Figura IV.7 – Micrografias	65

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela II.1 – Gás de proteção e tipo de corrente elétrica para arames tubulares de aço inoxidável	5
Tabela II.2 – Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis recozidos	14
Tabela II.3 – Composição química dos depósitos dos metais de solda para arames tubulares empregados no aço 304L	15
Tabela III.1 – Parâmetros de soldagem das amostras	52
Tabela IV.1 – Teor de ferrita e relação entre tempos de deposição e total de soldagem	58
Tabela IV.2 – Composição química das amostras soldadas	60
Tabela IV.3 – Resultados dos ensaios de tração	61

I INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos, dentre eles o tipo AISI 304L, são amplamente empregados em diversos tipos de indústrias, tais como: química, farmacêutica, petroquímica e celulósica. A soldagem é um meio de fabricação muito comum, cabendo ao processo arame tubular papel de destaque pela sua alta taxa de deposição, facilidade de soldagem fora de posição e qualidade da solda. Entretanto, seu custo, no Brasil, ainda é elevado comparado ao da soldagem de aço inoxidável realizada com arame sólido, ou MIG/MAG.

Este estudo compara ambos os processos sob os pontos de vista metalográfico, químico e mecânico, como tantos realizados até hoje, porém com uma característica peculiar: a investigação da possibilidade de obtenção de resultados satisfatórios na soldagem MIG/MAG, recorrendo a misturas gasosas com teores crescentes de CO₂. Este gás, tido como facilitador da sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos, provou ser capaz de oferecer ótimas soldas para o aço AISI 304L, sem nenhum tipo de problema, mesmo quando aplicado gás CO₂ puro. Além da alternância dos gases, suas vazões foram drasticamente reduzidas sem provocar qualquer alteração perceptível nos resultados.

II REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 PROCESSO DE SOLDAGEM: ARAME TUBULAR

II.1.1 Introdução

A soldagem por arame tubular é um processo a arco elétrico que utiliza metal de adição contínuo – arame – e cuja proteção do arco e da poça de fusão contra a contaminação atmosférica – principalmente oxigênio e nitrogênio – é garantida, ou exclusivamente pelo fluxo contido em seu interior, ou pelo gás adicional fornecido externamente.

A primeira modalidade de proteção, soldagem autoprottegida, se dá através da decomposição e vaporização do núcleo de fluxo pelo calor do arco. A segunda, com proteção gasosa, lança mão de um gás protetor adicional à ação do fluxo. Em ambos os casos, existe um fino revestimento de escória, protetor do metal de solda em solidificação.

Normalmente, o processo em questão, também conhecido pela abreviatura FCAW – do inglês “flux cored arc welding”, é empregado na modalidade de soldagem semi-automática, onde a tocha é manipulada pelo soldador. Entretanto, há a versão automatizada, em que o operador aplica os parâmetros e monitora continuamente a operação.

II.1.2 Características

Os benefícios da soldagem por arame tubular são, principalmente, a alta produtividade, propiciada pela soldagem contínua, e os benefícios metalúrgicos, garantidos pelo fluxo. O arame tubular pode ser encarado como um processo com aspectos de três outros, quais sejam: eletrodo revestido, MIG/MAG e arco submerso. Isso porque, abreviadamente, possui: fluxo como substituto do revestimento do eletrodo, fornecimento contínuo do arame – às vezes com proteção gasosa – e, por último, escória protetora do metal depositado [1].

É um processo que aceita todas as posições de soldagem graças aos minúsculos diâmetros de arames e composições diversas existentes atualmente [2].

Nos arames que utilizam proteção gasosa externa, grande parte do nitrogênio do ar é excluída. Mas, por outro lado, o oxigênio permanece no metal de solda, seja proveniente do ar atmosférico, como aditivo ao gás de proteção – normalmente argônio - seja da dissociação do gás dióxido de carbono, formando oxigênio e monóxido de carbono.

No método com autoproteção, confia-se nos constituintes desoxidantes e denitrificantes contidos no fluxo e no metal do arame para a obtenção de solda de boa qualidade e não na proteção gasosa gerada da vaporização do fluxo, já que o metal transferido à poça, através do arco, fica fora do fluxo. Deve-se a isso ser o processo autoprotetido utilizado em ambientes com altas correntes de ar [1], tais como soldagens em campo e em oficina com sistema de ventilação forçada, para conforto dos trabalhadores [3]. Além disso, é recomendado para altas intensidades de corrente, altas taxas de deposição e nas posições plana e horizontal, onde oferece velocidade de soldagem mais elevada que o MIG/MAG. Apresenta relativamente baixa penetração, evitando-se nas soldas de topo. O elevado nível de fumos a torna inadequada para ambientes fechados [4].

Comparativamente ao eletrodo revestido, altas correntes podem ser usadas, mesmo com arame de pequeno diâmetro, graças à proximidade do contato e do arco elétrico até a peça. Diferentemente da vareta de eletrodo revestido, onde o longo e variável comprimento entre o contato elétrico e a ponta do eletrodo limita a corrente utilizada devido ao aquecimento por resistência elétrica. Neste caso, altas correntes e, portanto, altas taxas de deposição danificariam o revestimento [5].

II.1.3 Aplicação

A escolha de qual método de arame sólido se usar – com ou sem gás de proteção – dependerá dos tipos de eletrodos que se acham disponíveis, das propriedades mecânicas requeridas na junta soldada e do tipo de junta.

A maior virtude do processo arame tubular está na alta produtividade, quando comparado com o eletrodo revestido, e, conseqüentemente, no menor custo por quilo de metal depositado nas juntas que oferecem possibilidade de soldagem contínua, além do fácil acesso da tocha na junta e do equipamento no local. A taxa de deposição e a eficiência são elevadas, esta pela redução de perda das pontas do metal de adição [1].

O arame tubular é utilizável em ampla faixa de espessuras do metal-base, contando-se a partir de 1,5mm, além de ser aplicável em numerosos casos, quando empregada a proteção gasosa, competindo com os processos MIG/MAG e arco submerso [2].

Nos aços inoxidáveis, o processo tem emprego na fabricação de modo geral, nos revestimentos, na união de metais dissimilares e no reparo de fundidos.

Como desvantagens em relação ao eletrodo revestido, se têm o alto custo do equipamento e as complexidades na preparação e no controle do mesmo, além da restrição de usá-lo à distância do alimentador de arame. Comparando-o ao MIG/MAG, temos, comumente, o inconveniente da remoção de escória entrepasses.

Nos passes de raiz, é habitual substituir-se arame tubular por MIG/MAG [1].

II.1.4 Equipamentos

A tocha é um dos itens existentes, disponíveis nas seguintes versões: com suprimento de gás de proteção, ou não, e com refrigeração à água ou a gás, sendo esta última mais leve e compacta. Os bicos de tochas para arames autoprotetidos têm guias com isolamento (figura II.1) para garantir uma extensão do arame mínima capaz de prover a proteção gasosa requerida. Uma extensão maior é usada para permitir uma taxa de deposição mais alta, já que o arame sofre aquecimento, por efeito Joule, proporcional à distância percorrida pela corrente elétrica no próprio arame (técnica do “stick-out”) [1].

Há ainda tochas equipadas com extratores de fumos, localizados a uma distância tal da ponta do bico que não atrapalhe a estabilidade da nuvem de gás protetor mas que aspire os fumos gerados [1].

A fonte, normalmente em corrente contínua, trabalha com polaridade reversa (eletrodo positivo), semelhante à de MIG/MAG [1], e com voltagem ou corrente constante (tabela II.1). No primeiro caso, mais usual em arame tubular, uma pequena variação de voltagem provoca grande variação de corrente e, conseqüentemente, de mesma magnitude na taxa de queima do arame. No segundo, o fornecimento de energia está interligado a um sensor de voltagem instalado no alimentador de arame [2].

Quando a soldagem é automática, a fonte deverá ser mais robusta que quando semi-automática para atender a ciclos de trabalho de 100%, arames de maiores bitolas e altas taxas de alimentação [1].

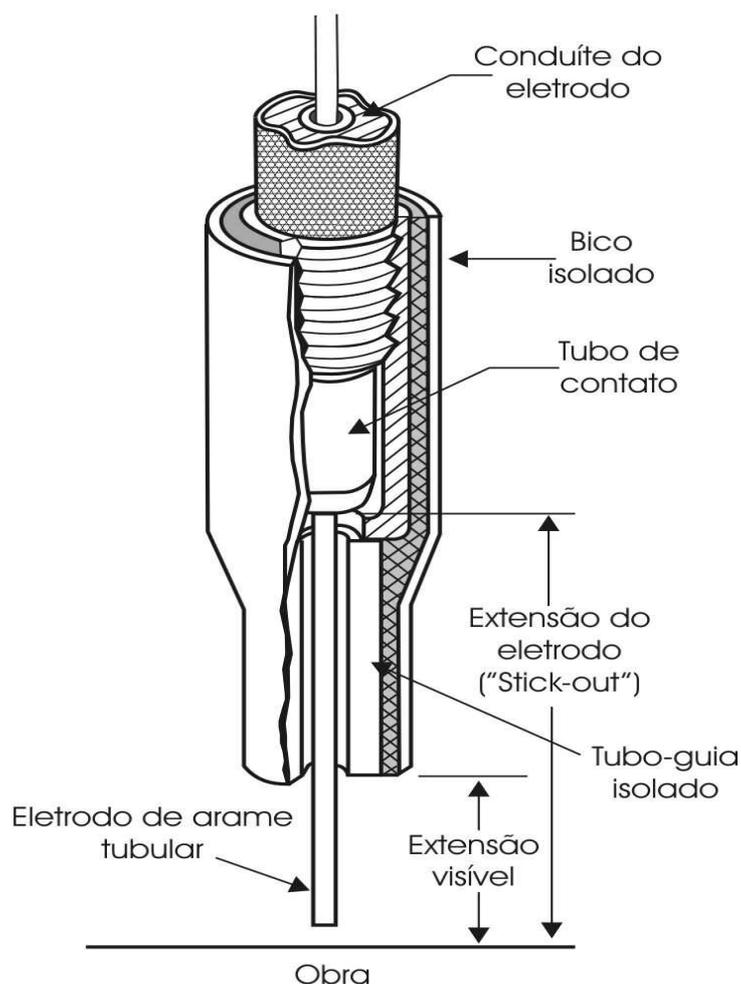


Figura II.1 - Bico de tocha para arame autoprottegido [1]

Tabela II.1 - Gás de proteção e tipo de corrente elétrica para arames tubulares de aço inoxidável [6]

CLASSIFICAÇÃO AWS (A), (B)	GÁS DE PROTEÇÃO (C)	CORRENTE E POLARIDADE ELÉTRICAS
EXXXTX-1	CO ₂	CC/EP
EXXXTX-3	SEM(AUTOPROTEGIDO)	CC/EP
EXXXTX-4	75-80%Ar + RESTO CO ₂	CC/EP
EXXXTX-G	NÃO ESPECIFICADO	NÃO ESPECIFICADO

(A) As letras "XXX" estão relacionadas ao número do código AISI como, por exemplo, 308 ou 309, enquanto que o "X" após o "T", designa a posição de soldagem: o "0" indica posição plana ou horizontal e o "1", todas as posições . (B) A partir da AWS A5.22-95, a classificação 98%Ar + 2%O₂ foi extinta porque se descobriu que a combinação da escória formada com este gás era inapropriada. (C) O requisito para o uso dos gases de proteção, para efeito de classificação, não deve ser usado para restringir o uso de outros gases de uso industrial, se recomendados pelo fabricante.

II.1.5 Materiais de Adição

As variadas combinações de elementos componentes do núcleo possibilitam produzir cordões de solda de variados formatos, a taxas de deposição e em posições diversas, com arames sob diferentes misturas de gases de proteção e para diversos metais de solda.

O fluxo, principal integrante do arame tubular, tem as seguintes propriedades:

- prover propriedades mecânicas, metalúrgicas e de resistência à corrosão do cordão de solda;
- retirar impurezas do metal fundido;
- proteger e dar forma ao cordão de solda através da escória e
- reduzir os respingos e propiciar uma deposição uniforme do cordão de solda graças à estabilização do arco.

A classificação dos arames tubulares para aço inoxidável segue a AWS 5.22 (aços ao cromo e ao cromo-níquel resistentes à corrosão) (figura II.2) e baseia-se na composição química do metal de solda depositado, do meio protetor a ser empregado – tipo de gás e se é com autoproteção, ou não – e das características da corrente [1] (tabela II.1).

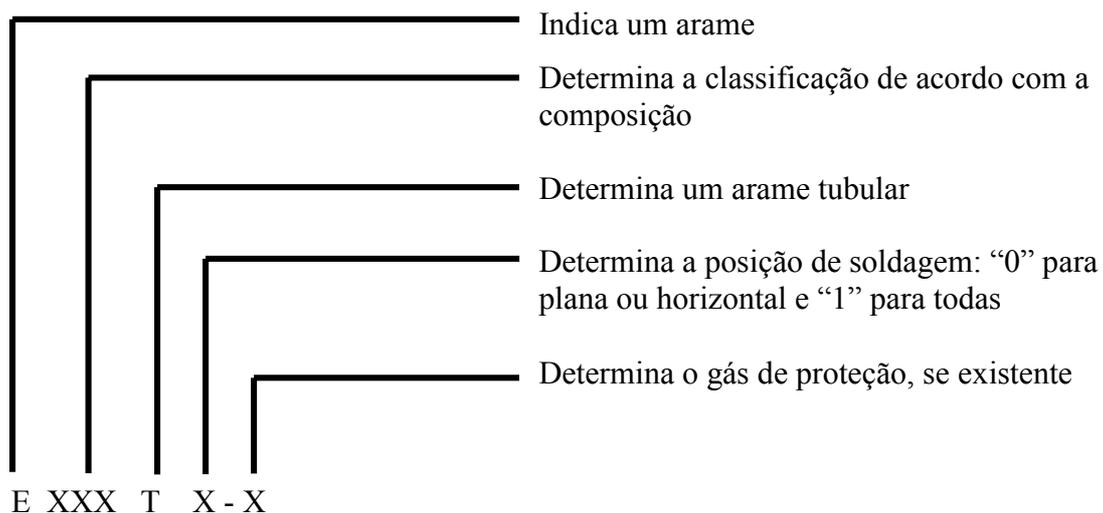


Figura II.2 - Sistema de classificação de arame tubular para aço inoxidável [6]

II.1.5.1 Arames

Eles podem ser divididos em três classes de acordo com o tipo de formador de escória presente: com fluxo rutilico, com fluxo básico ou com núcleo metálico.

Os arames rutilicos são mais versáteis, particularmente quanto à posição de soldagem.

Os básicos e metálicos são vantajosos em termos de propriedades mecânicas, níveis de hidrogênio difusível, taxas de deposição e eficiência. A principal desvantagem do fluxo básico e do núcleo metálico é a restrita faixa de intensidades de corrente para operação satisfatória e sua inadequabilidade para soldagem fora de posição. Uma forma de superar essas deficiências de comportamento está no uso de fontes pulsadas [7].

II.1.6 Modos de Transferência

O metal de adição pode ser transferido do eletrodo para a peça de duas formas: contactando-a e estabelecendo um curto-circuito ou deslocando gotas de metal através do arco elétrico sob ação de força eletromagnética ou gravitacional. No primeiro caso, a transferência é dita por curto-circuito, enquanto no segundo, globular ou spray, dependendo do tamanho das gotas [8] e das características de transferência [1].

A classificação do IIW (International Institute of Welding) ainda prevê outra forma chamada “guiada pela escória” (slag-protected), aplicável ao processo por arame tubular [9].

O processo a arco pulsado é uma transferência spray que ocorre graças a pulsos espaçados regularmente no tempo [5].

Os aços inoxidáveis devem ser soldados nos modos spray, curto-circuito e pulsado.

A transferência por curto-circuito é aplicável a baixas espessuras e soldas fora-de-posição ou com grandes aberturas devido ao baixo aporte de calor. Para se reduzir o elevado número de respingos, controla-se a variação da intensidade de corrente, ajustando-se a indutância da fonte de soldagem [8], que, por sua vez, influencia também na fluidez da poça de fusão [5].

A mistura de gás recomendada para o aço inoxidável é He-Ar-CO₂. Na soldagem multipasse, Ar- CO₂ afetaria a resistência à corrosão. Apesar disso, o gás de

proteção pouco influi no modo de transferência por ele se dar, somente, durante o curto-circuito entre o eletrodo e a peça [8].

Já a extensão livre do arame deve ser a menor possível [5] pois o seu aumento resulta num correspondente aumento da resistência elétrica e da taxa de fusão do arame, formando gotas maiores, e na redução da taxa de curto-circuito, desestabilizando o processo [4]. A transferência globular é caracterizada por gotas de maior diâmetro que o eletrodo e por respingos. A proteção com CO₂ conduz a esse tipo de transferência, independente do valor da intensidade de corrente, além de gerá-la de forma não axial.

Aumentando-se a intensidade de corrente numa mistura predominantemente inerte com 80% de Ar/He atinge-se o modo spray, onde a transferência se dá com finas gotas axialmente direcionadas [8]. Há, ainda, um limite superior de corrente para que a transferência passe de axial para rotativa, indesejável pela geração de salpicos em todas as direções [10].

A transferência por spray tende a produzir penetração relativamente profunda no centro do cordão de solda, enquanto que as globular e por curto-circuito, rasa e larga [8].

II.1.7 Gases de Proteção

Os gases de proteção atuam, principalmente, sobre a estabilidade do arco, a transferência metálica e a microestrutura [11], impedindo que a região soldada contamine-se com o ar atmosférico. Secundariamente, os gases influem nas características operacionais e geométricas do cordão [12].

Potencialmente, argônio e hélio são os gases protetores mais eficientes, visto serem inertes. Na Europa e nos Estados Unidos, misturas contendo teores elevados de hélio têm sido utilizadas na soldagem de aços austeníticos inoxidáveis, visando a aumentar a fusão do metal de base, particularmente na transferência por curto-circuito. No Brasil, o elevado custo desse gás inibe seu emprego [12]. Por sua vez, o argônio é mais adequado para soldagem de materiais finos, com baixa condutividade térmica e, especialmente, fora de posição. Além do mais, permite transferência spray, diferentemente do hélio [5].

Abaixo, estão relacionados alguns gases normalmente acrescidos ao argônio e suas influências na soldagem de aços inoxidáveis. Eles são:

- oxigênio: a norma AWS excluiu o O_2 como gás protetor de arames tubulares de aço inoxidável [6];
- hidrogênio: confere pouca estabilidade ao arco, possibilitando contaminação do metal de solda e, por conseguinte, perda de cromo e ganho de nitrogênio pelo contato, respectivamente, com o oxigênio e o nitrogênio do ar. Aumenta o aporte de calor devido ao seu baixo potencial de ionização [11]. Possui a mais alta condutividade térmica dentre todos os gases (figura II.3), estreitando o arco e aumentando a concentração de energia, vinculada, por sua vez, a uma maior penetração nos aços inoxidáveis. Além disso, detém alta entalpia e propriedade redutora, combinando com o oxigênio e evitando a formação de óxidos.

Mesmo em baixos teores, a adição do hidrogênio ao argônio aumenta em até 30% a quantidade de metal fundido na soldagem MIG de aços inoxidáveis [13];

- nitrogênio: diminui o teor de ferrita por ser austenitizante [11], chegando a alterar o modo de solidificação do metal de solda, tornando-o austenítico e susceptível a trincas de solidificação. Nos aços austeníticos e do tipo dúplex, podem aumentar a resistência mecânica, em várias temperaturas, e a resistência a corrosão [12].

É usado como aditivo, normalmente, e serve para controlar a penetração na junta soldada [8];

- dióxido de carbono: é o gás mais utilizado devido a seu baixo custo e sua alta penetração [1], que é diretamente proporcional ao teor do gás [14]. Às altas temperaturas do arco elétrico, o CO_2 gera O_2 , que é neutralizado pelos materiais desoxidantes adicionados ao núcleo do arame. Há também a dissociação do monóxido de carbono em oxigênio e carbono, podendo este alterar o teor de carbono do metal de base [1].

Estabiliza o arco e melhora a geometria do cordão [12], bem como, melhora a transferência metálica, eleva o respingo e propicia soldas com boas propriedades mecânicas [5]. Não provoca sensitização da junta soldada nem ganho ou perda de carbono na poça de fusão de aços austeníticos inoxidáveis, mesmo a 100% de CO_2 [15].

Aumentando-se o teor de CO_2 , reduzem-se os teores de manganês e silício, devido à combinação desses com o oxigênio [12].

Quando usado sozinho, apresenta penetração em forma de bacia funda, preferencial à do argônio puro, em forma de dedo. Além disso, a área de penetração é 50% maior que a proporcionada pela mistura Ar-O₂ para uma mesma corrente.

Quando se deseja alta resistência ao impacto, preferem-se misturas Ar-CO₂ a CO₂ puro [4].

A proteção gasosa com CO₂ puro apresenta condutividade térmica mais elevada que o argônio (figura II.3), proporcionando tensão do arco mais elevada e, conseqüentemente, aporte de calor maior para corrente e comprimento de arco constantes. Quando adicionado ao hélio ou mistura hélio-argônio, propicia transferência por curto-circuito ou pulsada e quando, ao argônio, spray axial [8].

Para o arame tubular soldado com mistura 75%Ar-25%CO₂, produz-se metal de solda com resistências a tração e escoamento superiores que o produzido com 100% CO₂. Quando se usam misturas com gás inerte nos eletrodos específicos para proteção com CO₂ geram-se soldas com excessiva composição de Mn, Si e outros desoxidantes, alterando as propriedades mecânicas [1].

- hélio: favorece a fusão do metal de base e melhora as características geométricas do cordão de solda, particularmente a penetração [12]. Dificilmente se atinge a transferência por spray empregando-se hélio puro, a não ser que se adicione 20%, ou mais, de argônio [10]. Por ser mais leve, a solda com hélio consome menos gás quando comparada à com argônio [5], mantendo-se a vazão, especialmente na posição sobrecabeça.

Nas misturas de gases, um maior percentual de gás inerte – argônio ou hélio – aumenta a eficiência dos desoxidantes contidos no núcleo devido à menor quantidade de gás oxigênio existente na nuvem do arco [1]. O argônio pode ser também empregado como gás de purga para proteger a poça de fusão e a região aquecida do contato com o oxigênio e o nitrogênio, enfraquecedores do material [5].

Os gases ativos, tais como CO₂ e N₂, produzem muitos salpicos [10].

A proteção dada pelos gases auxiliares (não provenientes da queima do fluxo) viabiliza a transferência do metal pelo modo spray às custas de altas densidades de corrente, gerando elevada penetração na junta, indispensável para a soldagem de materiais espessos.

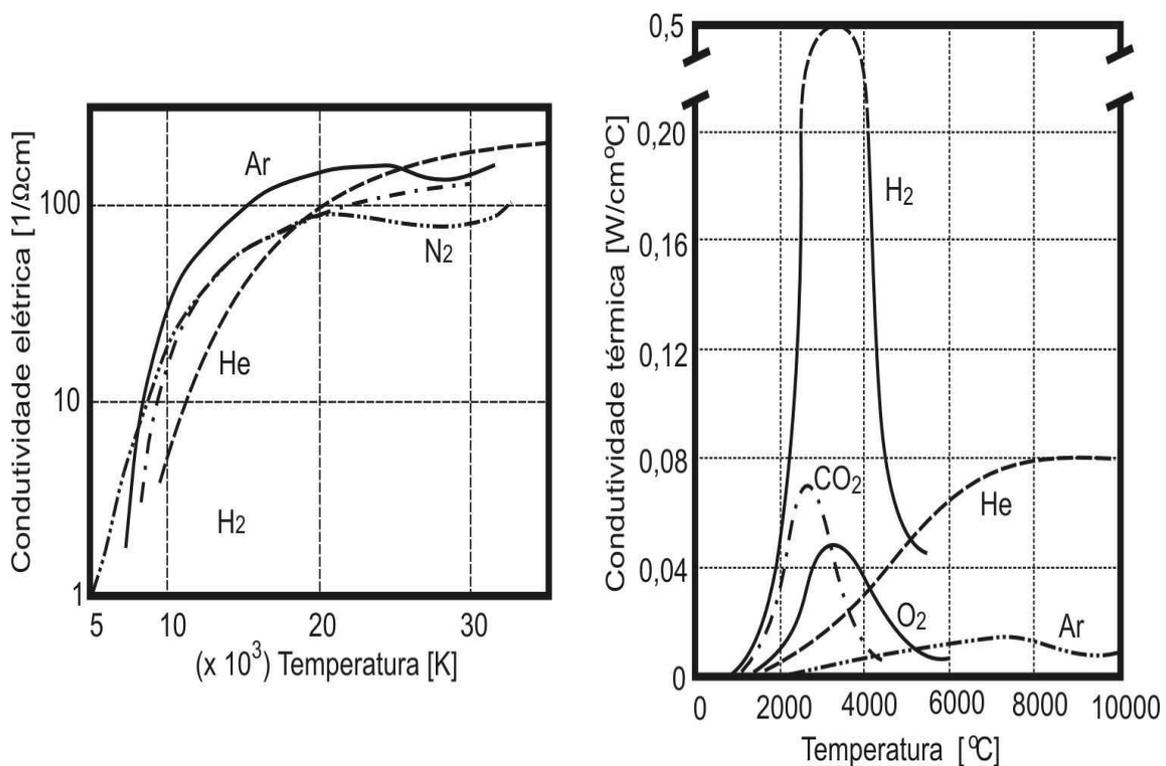


Figura II.3 - Condutividades elétrica e térmica dos gases

O modo curto-circuito é produzido por densidades de corrente menores e, por isso, está mais adequada às seções finas.

A qualidade da solda feita por autoproteção é inferior à com proteção gasosa em razão da maior contaminação do depósito de solda pela atmosfera, apesar da presença de elementos desoxidantes e formadores de gás no núcleo de fluxo do arame, afetando a ductilidade e a tenacidade ao impacto, principalmente a baixas temperaturas [2].

II.1.8 Parâmetros de Soldagem

As juntas e os procedimentos de soldagem empregados dependerão se o método é com autoproteção ou com gás de proteção adicional. Basicamente, quando se usa gás de proteção aproveita-se a vantagem de alta penetração, projetando-se juntas com aberturas e ângulos menores e narizes maiores que os usados normalmente no eletrodo revestido, sem comprometimento do acesso e do manuseio da tocha, inclusive na raiz, e sem alteração do comprimento livre do arame – *stick-out* – nos sucessivos passes [1].

Pela elevada penetração, comparada ao eletrodo revestido, os cordões de filete nas posições plana e horizontal podem ser reduzidos na largura de 2 a 3 mm, sem comprometimento da qualidade.

Algumas sugestões de juntas e seus parâmetros para aços inoxidáveis soldados com arame tubular autoprotégido se encontram na tabela 5.5 do *Welding Handbook*, 7ª edição, volume 2, 1978.

Normalmente lança-se mão desse método para a soldagem de revestimento ou de filete, nas posições plana e horizontal, ou de topo, só na plana [1].

A maior taxa de deposição do arame tubular apresenta a desvantagem de acarretar maior tendência à distorção, que poderá ser minimizada controlando-se a velocidade de soldagem e os demais parâmetros [2].

O aumento excessivo do comprimento do arco, e, conseqüentemente da voltagem, na soldagem com arames autoprotégidos em aço inox propiciará a captura do nitrogênio no metal de solda, que, por ser estabilizador de austenita, reduzirá o conteúdo de ferrita, aumentando a suscetibilidade de ocorrência de fissuras [1].

II.1.9 Comparação entre Arame Tubular e Demais Processos de Fabricação

O arame tubular é menos versátil que eletrodo revestido, requer equipamento mais caro, além de gás de proteção, em alguns casos. No entanto, é cerca de três vezes mais veloz que o eletrodo revestido e mais apropriado a aplicações com grande volume de produção. Além disso, proporciona maior penetração com gás de proteção, gerando menores cordões para mesma resistência de junta e, conseqüentemente, substancial economia do metal de adição.

Relativamente ao arco submerso, o arame tubular é equivalente, tendo maior influência na escolha a posição e o comprimento de soldagem.

Comparativamente a outros meios de fabricação, consegue-se obter por arame tubular produtos com composição de elementos e faixa de ferrita não facilmente alcançáveis, por exemplo, em produtos forjados em aço inox. Como curiosidade, pode-se citar que uma variação de três volts no arco elétrico pode resultar numa alteração de mais de dez FN – *ferrite number* – no depósito. Com autoproteção, os parâmetros de soldagem devem ser rigorosamente controlados para se obter o FN desejado, dado importantíssimo na prevenção de trincas, como será visto [2].

II.2 AÇO INOXIDÁVEL

II.2.1 Características Gerais

A resistência especial à corrosão dos aços inoxidáveis resulta da presença de um filme fino de óxido hidratado na superfície do metal estabilizado pelo cromo. Nesta situação, diz-se estar apassivado. O filme varia na sua composição de liga para liga e de acordo com o tratamento a que esteja submetido, tais como laminação, decapagem e tratamento térmico. Ele é contínuo e autocicatrizante, isto é, se rompido, repara-se por si próprio quando exposto ao ar ou agente oxidante [16]. Tem como principal elemento o cromo, por ser facilmente oxidável. Caso essa camada protetora seja removida pelo contato com um meio redutor, por exemplo, o aço inox se equipara ao aço ao carbono quanto à sua resistência a corrosão, que já é notada a partir dos 5% de cromo. No entanto, somente os aços com composição igual ou superior a 12% são considerados inoxidáveis [17]. O níquel, nos aços ao alto cromo, aumenta a resistência do aço a certos meios não geradores de oxigênio [16], além de influenciar na estrutura metalúrgica, nas características mecânicas e na soldabilidade [17].

II.2.2 Classificação

Os aços inoxidáveis são divididos em ferrítico, austenítico, martensítico e endurecidos por precipitação, baseado em fatores composicionais, microestruturais e cristalográficos.

A base para seu estudo é o Diagrama de Fases Ferro-Cromo (figura II.11).

- *CLASSE FERRÍTICA*: consiste de uma microestrutura de ferrita alfa com estrutura cúbica de corpo centrado em que o cromo varia de 14,5 a 27%. Esse aço não pode ser endurecido por tratamento térmico por possuir uma única fase (α) na região acima dos 12% de cromo, entretanto, pode ser trabalhado a frio e recozido. Possui boa resistência a oxidação e corrosão e é aplicado em serviços a altas temperaturas [18].
- *CLASSE MARTENSÍTICA*: endurece por tratamento térmico graças à transformação da austenita em martensita, similarmente ao que ocorre nos aços-carbono. A região do Diagrama de Fases contendo austenita pode ser ampliada pelo acréscimo de carbono. O tratamento térmico consiste, normalmente, num encharcamento na faixa de austenita,

seguido de têmpera para formar martensita e, finalmente, revenimento. É menos resistente a corrosão que o ferrítico [18].

- *CLASSE AUSTENÍTICA*: formada pela adição de um elemento de face centrada (níquel, manganês ou nitrogênio), que provoca a ampliação da região com austenita do Diagrama Ferro-Cromo, chegando à supressão de formação de fase ferrita alfa quando, por exemplo, um mínimo de 8% de níquel é acrescido.

A austenita é não-magnética. As ligas austeníticas mais comuns são os aços Fe-Ni-Cr, conhecidos como série 300 (o aço AISI 304L está incluso).

Não são endurecidos por tratamento térmico mas por trabalho a frio, ou seja, deformação plástica [18].

- *CLASSE ENDURECIDA POR PRECIPITAÇÃO*: essa categoria oferece uma combinação de propriedades inalcançáveis noutras ligas, combinando resistências mecânica e a corrosão e facilidade de serem trabalhadas. O método de endurecimento por precipitação, ou envelhecimento, confere aumentos de dureza e de resistência num metal através do tratamento térmico efetuado em três fases: solubilização, resfriamento rápido e reaquecimento controlado. Inicialmente, dissolvem-se certos elementos ou compostos normalmente insolúveis à temperatura ambiente. Em seguida, resfria-se bruscamente para, finalmente, reaquecer-se o metal supersaturado a uma temperatura de envelhecimento relativamente baixa por volta de uma hora [5].

II.2.3 Metal de Adição do 304L

Os eletrodos revestidos usados para soldar o 304L são o E308L e o E347 [16].

As propriedades mecânicas dos aços 308L e 347 são [16]:

Tabela II.2 - Propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis recozidos [16]

CLASSIFICAÇÃO AISI	VALORES			
	<i>alongamento</i> %	<i>resistência a</i> <i>tração (ksi)</i>	<i>redução área</i> %	<i>tensão de</i> <i>escoamento (ksi)</i>
308L (barra)	60	80	70	30
347 (chapa)	40	75	–	30

Para os arames tubulares, temos seus correspondentes E308LT-X e E347T-X, cujas composições químicas são [2]:

Tabela II.3 - Composição química dos depósitos dos metais de solda de arames tubulares empregados no aço 304L [2]

CLASSIFI- CAÇÃO	ELEMENTOS										
	C	Cr	Ni	Ta	Nb	Mn	Si	P	S	Cu	Mo
E308LT-X	0.03	18.0	9.0			0.5					
	- 0.04	- 21.0	- 11.0	-	-	- 2.5	1.0	0.04	0.03	0.5	0.5
E347T-X		18.0	9.0			0.5					
	0.08	- 21.0	- 11.0	(*)	(*)	- 2.5	1.0	0.04	0.03	0.5	0.5

(*) – $(8x\%C) < (\%Ta + \%Nb) < 1.00\%$

II.3 AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO

O aço inoxidável austenítico é usado em mais de 90% das construções soldadas em aço inoxidável graças à sua boa soldabilidade [119]. Comparativamente aos aços-carbono comuns ou baixa-liga e aços inoxidáveis da série 400, os aços da série 300, austeníticos, têm mais baixos pontos de fusão, resistência elétrica mais elevada, condutividade térmica mais reduzida e coeficiente de expansão maiores. Por isso, necessitam de menor aporte de calor: a condutividade térmica menor concentra o calor numa menor área adjacente à solda. Já a elevada expansão térmica resulta em empeno ou distorção, principalmente nas seções finas [33].

As diferentes características de expansão na soldagem de metais dissimilares, usando metais de adição à base de aços inoxidáveis austeníticos, causarão tensões.

A limpeza da área a ser soldada é importante a fim de evitar porosidade e absorção de carbono, recomendando-se, além de outras medidas, a utilização de escovas de aço inoxidável e não as de aço-carbono, que poderiam contaminar a superfície de ferro, oxidando-a [33].

Diferentemente das classes ferrítica e martensítica, a austenítica contém níquel como o segundo maior elemento-liga. Seu efeito – normalmente entre 10 e 20% – é suprimir a transformação da austenita, tornando-a lenta, e, por fim, estabilizando a mesma austenita abaixo da temperatura ambiente.

Por esses aços serem fundamentalmente austeníticos, essencialmente não apresentam magnetismo, não estando, por sua vez, sujeitos ao sopro magnético durante a soldagem. Na verdade, a ferrita é a fase responsável pelo magnetismo [20].

II.3.1 Propriedades Gerais [21]

- Alta ductilidade e tenacidade, inclusive a baixas temperaturas;
- Endurecimento por trabalho a frio, sem ocasionar fragilidade;
- Inexistência de limite elástico, no sentido estrito;
- Boa resistência mecânica a altas temperaturas graças às composição e estrutura;
- Boa soldabilidade, dispensando preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem.

II.3.2 Composição e Estrutura [21]

O diagrama constitucional ferro-cromo-níquel mostrado na figura II.4 é para uma liga com 18% de cromo e menos de 0.03% de carbono.

Geralmente, os aços austeníticos têm níquel suficiente a ponto de manterem-se totalmente austeníticos desde a temperatura ambiente até aproximados 1150⁰C. Para as ligas com 18% de cromo, valores de níquel a partir de 8% são suficientes para atender a essa situação.

Devido à elevada resistência mecânica da austenita a altas temperaturas, os trabalhos a quente (laminação e forjamento) com esses aços devem ser efetuados a altíssimas temperaturas, que, entretanto, podem denunciar presença de ferrita suficiente a ponto de comprometer a facilidade na realização desse tipo de serviço. Aumentando-se o conteúdo de níquel, desloca-se o surgimento da ferrita delta para temperaturas cada vez mais elevadas.

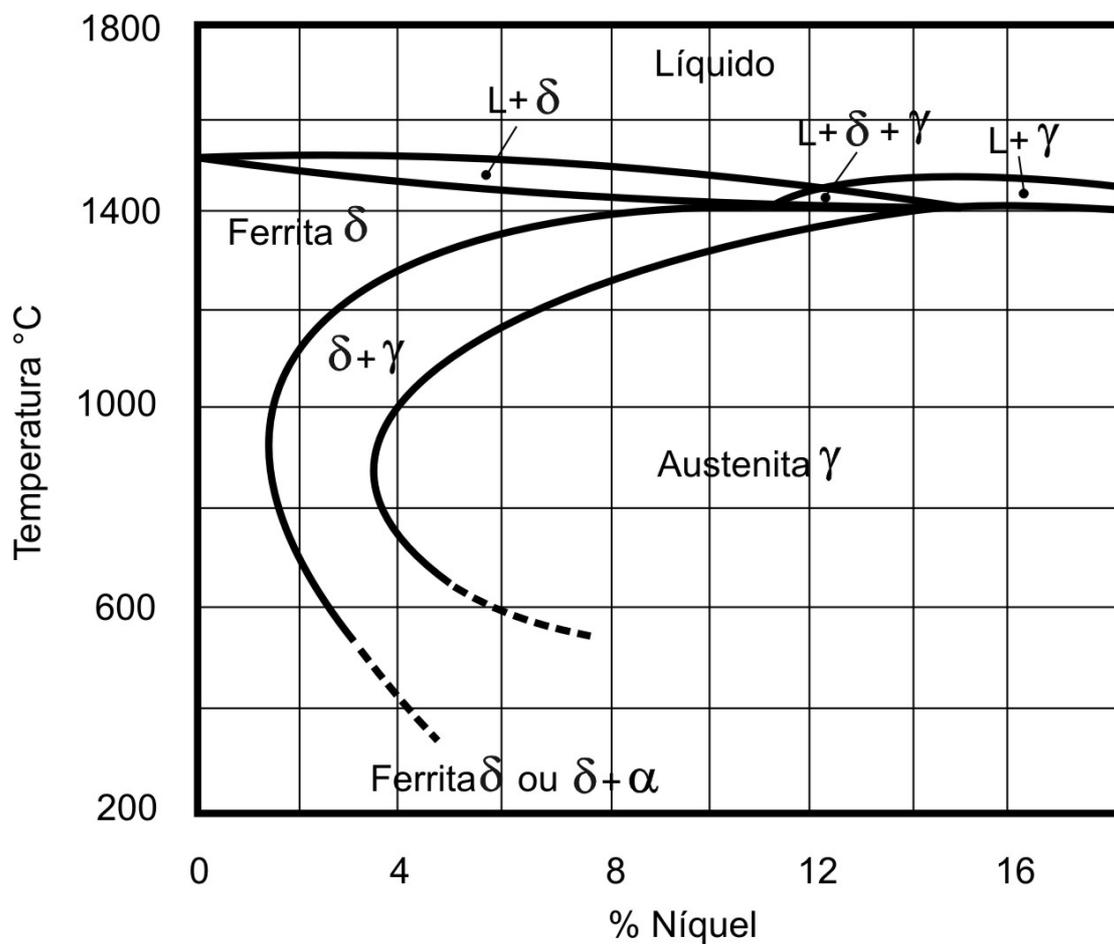


Figura II.4 - Corte vertical de um diagrama Fe-Cr-Ni de ligas com baixíssimo teor de carbono e 18% de cromo [17]

Com relação ao carbono, sua solubilidade na austenita decresce juntamente com a temperatura. Mas se seu conteúdo é inferior a 0.03%, esse efeito tem pouca importância metalurgicamente. Entre 0.03 e 0.15%, o carbono está plenamente solúvel no aço acima de temperaturas de 1000°C, mas durante um lento resfriamento, ou simplesmente uma breve permanência entre 500 e 900°C, carbonetos de cromo podem precipitar, prejudicando certas propriedades de serviço desses aços, particularmente suas plasticidade e resistência a corrosão.

Essa é uma das razões do emprego desses aços após tratamentos de solubilização a 1000-1100°C sucedidos de arrefecimento rápido no ar ou n'água. O encharcamento a altas temperaturas permite a recristalização do metal após operações de deformação plástica, além da solubilização do carbono. O resfriamento rápido previne a precipitação de carbonetos e garante, ao metal, estrutura totalmente austenítica equiaxial, associada a ótimas ductilidade e resistência a corrosão.

II.3.3 Alívio de Tensões em Soldas [21]

Devido à baixa condutividade térmica, ao alto coeficiente de expansão e às ótimas propriedades mecânicas a altas temperaturas dos aços inoxidáveis austeníticos, as soldas em materiais espessos podem estar sujeitas a elevadas tensões internas, além das externas.

Entretanto, devido à sua excelente ductilidade e insensibilidade a trincas e concentradores de tensões, esses aços adaptam-se bem tensões aplicadas, dispensando tratamento de alívio de tensões pós-soldagem.

II.3.4 Aço 18-10: A Estrutura [21]

As soldas desses metais geralmente apresentam estrutura austeno-ferrítica quando resfriadas à temperatura ambiente, diferentemente da estrutura total austenítica após tratamento de hipertêmpera aplicada aos 1000⁰C.

No resfriamento, a partir do estado líquido, a estrutura passa a ser constituída, substancialmente, de ferrita delta. Caso o aço permaneça suficiente tempo na faixa de temperaturas de ocorrência de transformações, a estrutura passará para austenita. Isso normalmente não ocorre com as soldas pelo rápido resfriamento, semelhante a uma têmpera, causando a retenção de ferrita até a temperatura ambiente, sendo sua quantidade proporcional à taxa de resfriamento e à quantidade existente na alta temperatura.

Ademais, a segregação, durante a solidificação, gera variações composicionais, governando a distribuição de ferrita no metal de solda resfriado.

Esses tipos de ligas podem causar simultânea formação de ferrita tanto nos eixos dendríticos, quanto nos intervalos interdendríticos.

A excelente ductilidade dos aços 18-8 reside na não transformação da austenita em martensita. Essa propriedade dispensa aplicação de preaquecimento e tratamento térmico após a soldagem, como já fora mencionado anteriormente. Além disso, não apresenta rápido crescimento de grãos a altas temperaturas graças ao agregado ferrita-austenita .

II.3.5 Propriedades Mecânicas das Juntas a Baixas e a Altas Temperaturas [17]

Diferente dos aços martensítico e ferrítico, o 18-10 e outros aços mais ligados não são frágeis a baixas temperaturas, desde que os contornos de grãos não contenham carbonetos precipitados, que, por sua vez, acarretarão ligeira redução de tenacidade.

A resistência mecânica a altas temperaturas é boa. Devido a isso, são largamente empregados para aplicações desse gênero, diferentemente dos martensíticos. Além disso, as soldas apresentam baixa suscetibilidade à fragilização e possuem resistência a fluência semelhante a do metal-base.

II.3.6 O Aço AISI 304L

É um aço inoxidável austenítico, isto é, apresenta-se quase que somente como austenita no estado sólido, restando à ferrita delta uma estreita aparição a altas temperaturas, bem próximas da linha *solidus*. Além disso, é um aço de extrabaixo teor de carbono, para evitar a sensitização durante a soldagem [17], endurecido por trabalho a frio [22] e empregado na fabricação de equipamentos de processamento químico e de alimento [21]. Sua composição química é: 0.03%C, 2.00Mn, 18.0-20.0Cr, 8.0-12.0Ni, 1.00Si, 0.045P e 0.03S [23]. Suas propriedades mecânicas são apresentadas abaixo [21]:

- resistência à tração – 81000 psi;
- tensão de escoamento a 0.2% - 39000 psi;
- alongamento com 2” – 55%;
- dureza – 79 HRB e
- temperaturas máximas, ao ar, em serviços contínuo e intermitente, respectivamente – 1650 °F (850 °C) e 1550 °F (900 °C).

As propriedades térmicas, aproximadas, são [17]:

- condutividade térmica – 0.035 C.G.S. (aço-carbono – 0.140 C.G.S.)
e

- coeficiente de expansão térmica – $17 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ (aço-carbono – $12 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$).

II.3.7 Ferrita

O controle do conteúdo de ferrita delta no metal de solda dos aços inoxidáveis é importante. Frequentemente o número de ferrita (FN), que traduz a quantidade de ferrita existente no material, serve como indicador da resistência ao trincamento a quente, observado em muitos aços da série 300. O acréscimo de ferrita influi negativamente na tenacidade desses mesmos aços, principalmente quando submetidos a temperaturas criogênicas [24].

A mudança de processo de soldagem – TIG, MIG/MAG (pulsado ou não), plasma, arco submerso – não demonstrou apreciável variação do valor de FN, ao passo que, nos processos manuais com baixo aporte de calor, a modificação macroestrutural é elevada.

Características elétricas como voltagem e intensidade de corrente afetam o conteúdo de ferrita, devido à perda de cromo e à captura de nitrogênio, apresentando queda de 2 FNs por acréscimo de 1V ou 25A [25] ou queda de 5 a 0,5% de ferrita para acréscimo de 22 a 34V, segundo Boekholt [26].

II.3.7.1 Diagrama de Schaeffler

Ele é o principal instrumento de previsão da microestrutura do metal de solda quando a composição química do mesmo é conhecida. Sua importância para os aços inoxidáveis é comparada à do diagrama Fe-C para os aços-carbono (figura II.5).

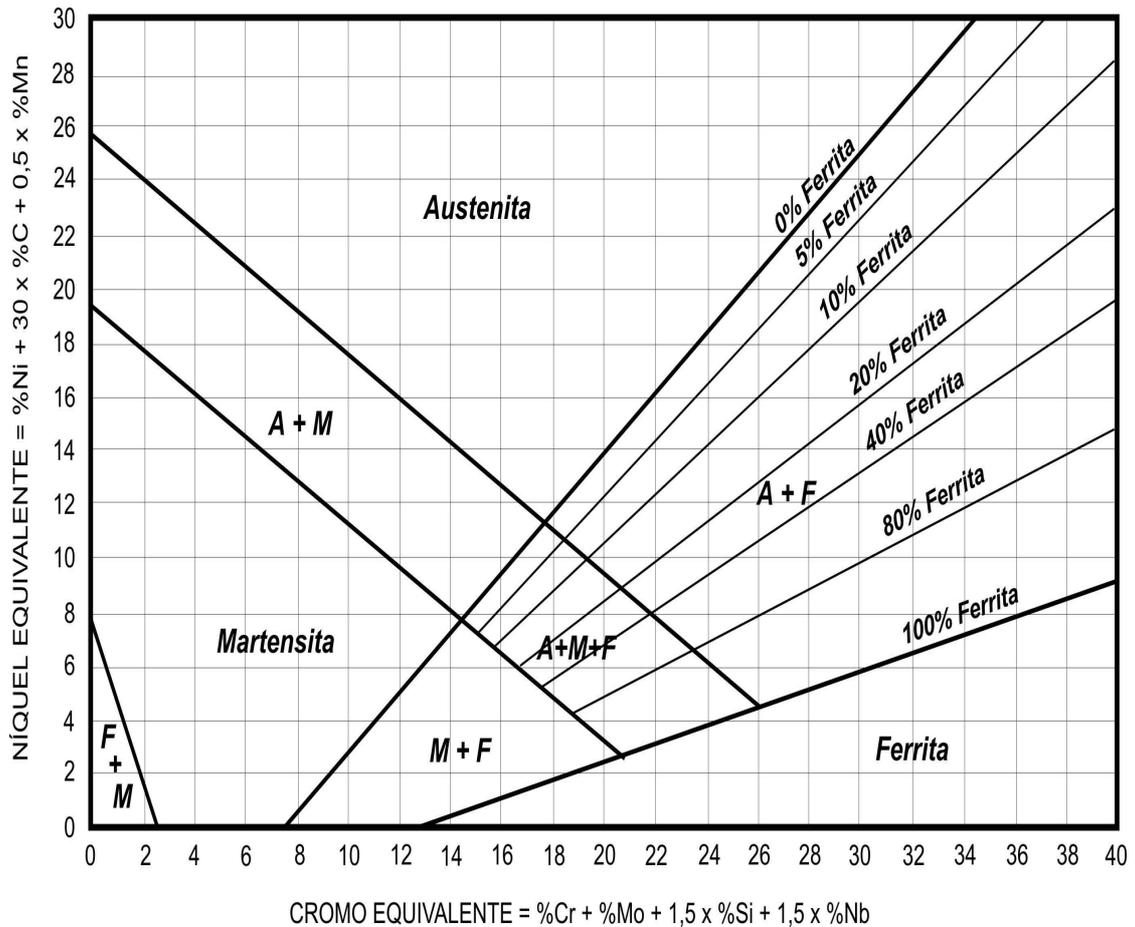


Figura II.5 - Diagrama de Schaeffler [28]

Todos os elementos enquadram-se em duas categorias: gamágenos e alfégenos. À primeira pertencem, principalmente, níquel, carbono, nitrogênio, manganês e cobre. À segunda, cromo, silício, molibdênio, tungstênio, nióbio e titânio [27].

Abaixo, relacionam-se resumidamente as principais características de alguns dos elementos supramencionados:

- níquel – principal gamágeno;
- nitrogênio – em teores superiores a 0.07%, pode ser considerado como elemento-liga; pode ser usado como substituto do carbono sem o inconveniente da precipitação de carbonetos apresentada pelo carbono;
- cromo – principal alfégeno;
- silício – melhora a resistência a corrosão sob tensão nos aços 18-8;
- molibdênio – melhora as resistências a corrosão, em meios úmidos, e a quente nos aços 18-8;

- tungstênio – melhora a resistência mecânica a temperaturas elevadas e
- nióbio e titânio – fixam o carbono, evitando a corrosão intergranular [27], através da formação de carbonetos a altas temperaturas [17]. Servem para refinar grão [27].

As indicações fornecidas pelo Diagrama de Schaeffler não devem ser consideradas como absolutas mas referências. O teor de ferrita diminui com a redução da velocidade de resfriamento porque a ferrita delta é metaestável a temperaturas elevadas, bem como com a redução do tempo de permanência nestas últimas [27]. Entretanto, demonstrou-se experimentalmente que o Diagrama permite a previsão do conteúdo de ferrita nas soldas com precisão suficiente para a maioria dos casos [17].

Os cordões de solda dos aços 18-8 geralmente contêm de 0 a 20% de ferrita delta após o resfriamento final [17].

Cabe ressaltar que o método mais simples e comum de se conhecer a estrutura de um inoxidável é a metalografia, método empregado por Schaeffler. Segundo ele, a acurácia maior, além da maior importância do Diagrama, ocorria na região austeno-ferrítica, em torno da família 18-8: era da ordem de +/- 4% de ferrita.

Várias são as causas dessa incerteza, tais como:

- o método de metalografia quantitativa é falho nos aços austeno-ferríticos devido à distribuição da ferrita em torno dos pequeníssimos grãos austeníticos, dificultando a medição;
- os metais de base e de adição contêm composição química dentro de uma faixa, ajudando na imprecisão e falta de acurácia;
- a heterogeneidade da composição química, proveniente da segregação, acarreta concentrações localizadas de ferrita;
- o ganho ou a perda de elementos de liga durante a soldagem e
- a confecção do Diagrama foi baseada na soldagem com eletrodo revestido de 4,76mm de diâmetro.

Em 1956, quando o diagrama fora revisado utilizando medições magnéticas para a determinação do teor de ferrita, a incerteza dos 18-8 passou para +/- 3%.

Métodos mais modernos, precisos e de fácil aplicação na medição de ferrita são: Raios-X, método magnético de calibração e de permeabilidade magnética, pelo efeito Mössbauer. O segundo deles é o mais utilizado devido a sua simplicidade.

Como o teor de ferrita é proporcional à resposta ferromagnética, foi criado o número de ferrita (FN) para representar a centésima parte do magnetismo encontrado na ferrita pura.

Em pequenos teores, isto é, 8%, o FN equivale à percentagem de ferrita. Para valores maiores e, portanto, discrepantes, a metalografia fornece valores mais satisfatórios.

A medida de ferrita pelo FN é muito mais precisa que a obtida pela leitura do Diagrama, sendo, daí, recomendável a determinação desses teores pela medição direta a partir de corpos-de-prova soldados nas condições de estudo[27].

II.3.7.2 Diagrama de De Long [27]

Neste diagrama a medida de ferrita é baseada no FN, além de focar só a região mais importante do Diagrama de Schaeffler, ou seja, a dos aços austeníticos. Como para os aços de menor liga, como o 304, o FN apresenta valores aproximadamente iguais ao seu teor de ferrita, pode-se tomar um pelo outro (figura II.6).

De Long estudou a influência dos vários parâmetros dos processos mais usados, como corrente, voltagem, velocidade de soldagem, etc. Englobando-os como aporte de calor, concluiu que os parâmetros poderiam variar numa ampla faixa (digamos, de 10 a 50 kJ/cm) que não influenciariam significativamente o FN presente. Realmente, a reação de transformação da ferrita delta em austenita é extremamente lenta. Stokowiec et alli concluíram que o tempo para reduzir significativamente a quantidade de ferrita delta, quando o material está a 1150⁰C, é de horas, portanto distante da operação de soldagem, onde o tempo de permanência acima desse valor é de segundos ou, no máximo, minuto. Essa conclusão leva-nos a uma aplicação mais ampla e segura do Diagrama de De Long.

II.3.7.3 Outros Diagramas para Predição da Quantidade de Ferrita nos Metais de Solda

O desenvolvimento recente dos aços inoxidáveis dúplexes, isto é, com elevados teores de ferrita e austenita, substituindo os de classe austenítica, obrigou a troca dos diagramas convencionais por outros, onde a faixa de 0 a 100FN é abrangida de forma precisa. Além disso, os coeficientes aplicados aos elementos na obtenção dos valores

de cromo e níquel equivalentes foram questionados por vários pesquisadores e, finalmente, alterados. Cabe ressaltar a ênfase que tem sido dada ao modo de solidificação na previsão da resistência ao trincamento a quente, substituindo o uso do FN. Portanto, a sensibilidade ao trincamento pode ser determinada pelo tipo de estrutura inicial de solidificação: ferrita ou austenita primárias [24].

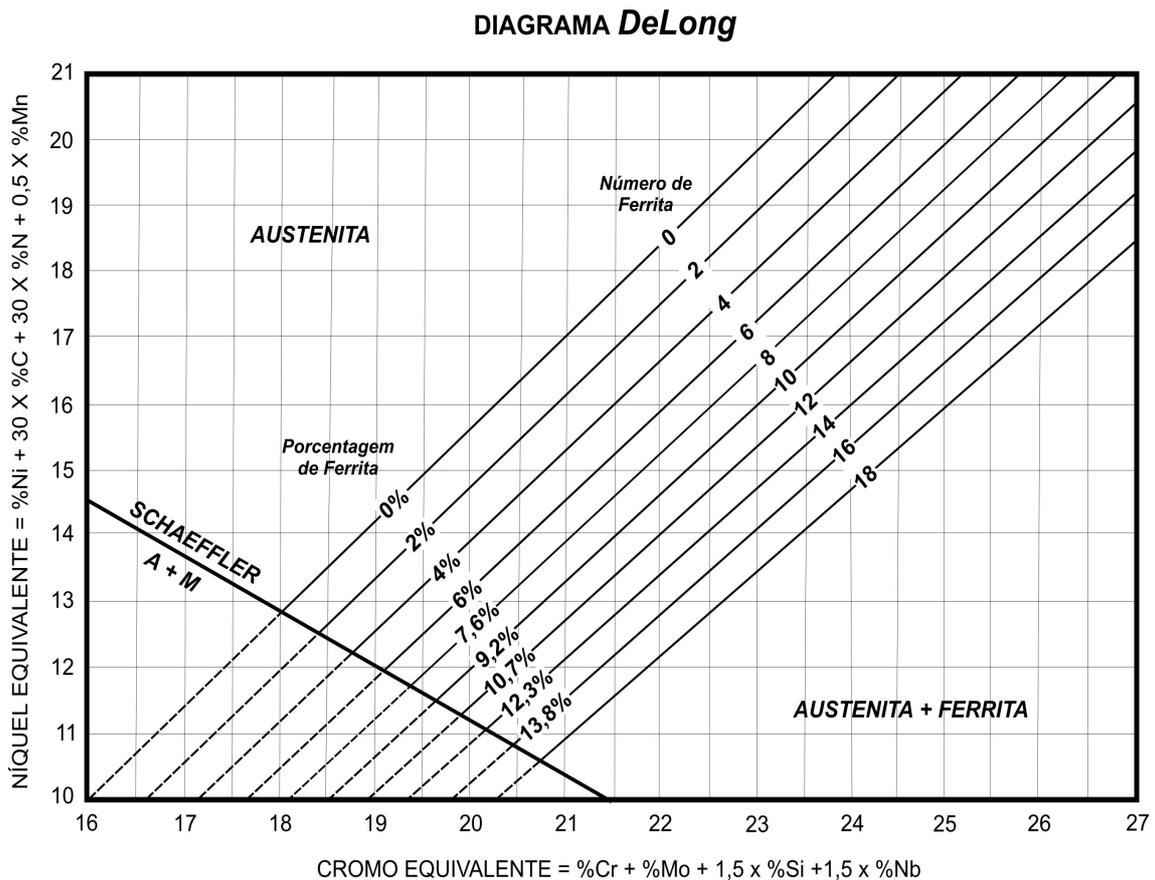


Figura II.6 - Diagrama de De Long [27]

Um desses diagramas foi proposto por Siewert et alli (figura II.7) em 1988 [24] e adotado pelo Welding Research Council (WRC) em publicação de 1992 [19].

Noutro trabalho, o Diagrama de Schaeffler foi testado quanto a sua confiabilidade quando o metal de solda fosse submetido a um a rápida solidificação, atentando-se para os efeitos gerados na sua microestrutura e, conseqüentemente, no diagrama [29].

Para isso, ampla gama de aços inoxidáveis austeníticos foi submetida à soldagem a laser com diversas velocidades, cobrindo larga faixa de taxas de resfriamento dos metais de solda [29].

Constatou-se, então, que, para os aços investigados, as microestruturas variaram de dúplex (austenita e ferrita) para totalmente austenítica ou ferrítica, indicando que as taxas de solidificação e de resfriamento pós-solidificação influenciaram profundamente a microestrutura e que os diagramas convencionais são inadequados para resfriamento rápido [29].

Os aços do tipo 304, 308, 347 e 316, possuidores de estrutura austenítica e ferrítica na soldagem convencional, apresentaram somente austenita na soldagem a laser, para velocidades de soldagem elevadas, ou seja, taxas de resfriamento também elevadas [29].

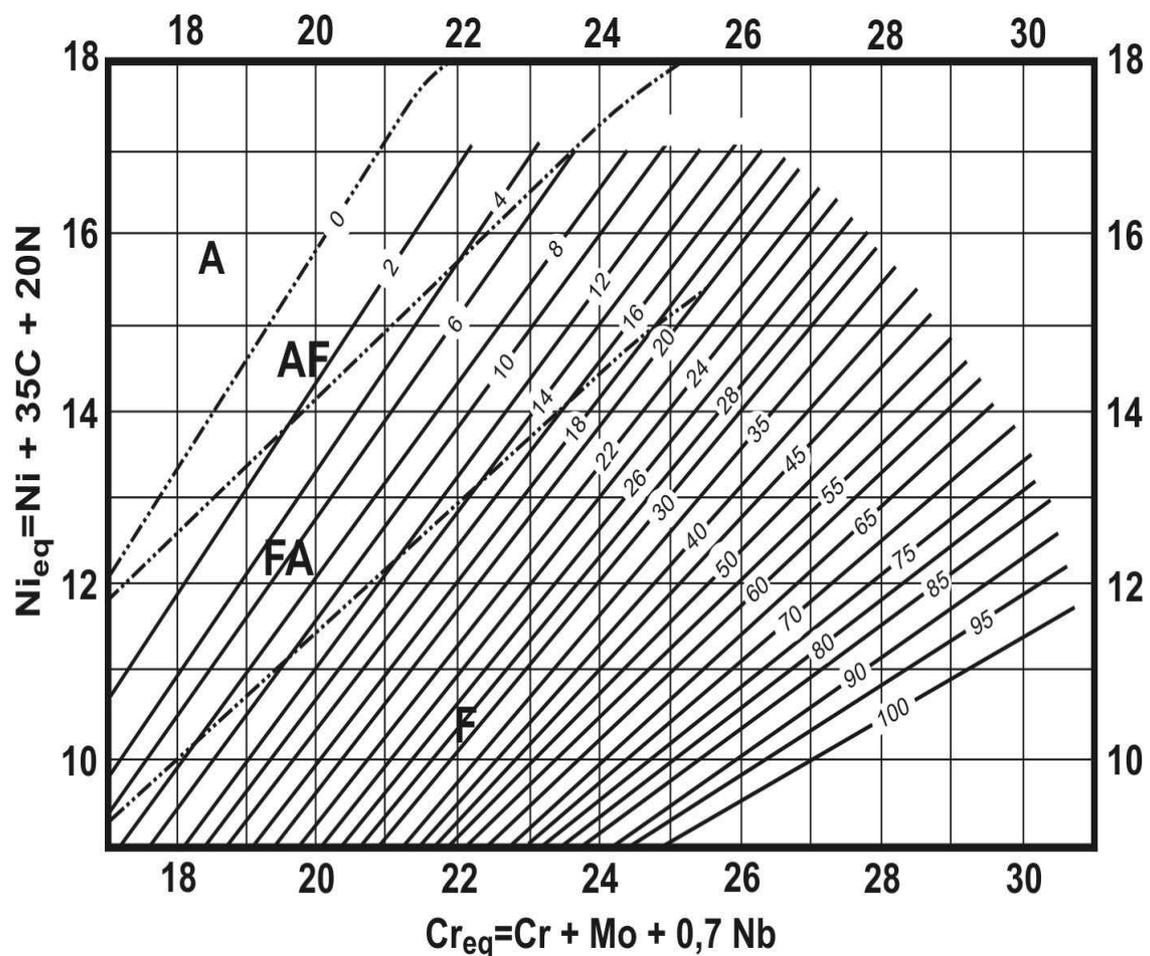


Figura II.7 – Diagrama constitucional para soldas em aço inoxidável incluindo as fronteiras dos modos de solidificação [24]

O reflexo do aumento da taxa de resfriamento no Diagrama de Schaeffler foi a proporcional convergência das linhas de 0 a 100% de ferrita, como pode ser visto na figura II.8 [29].

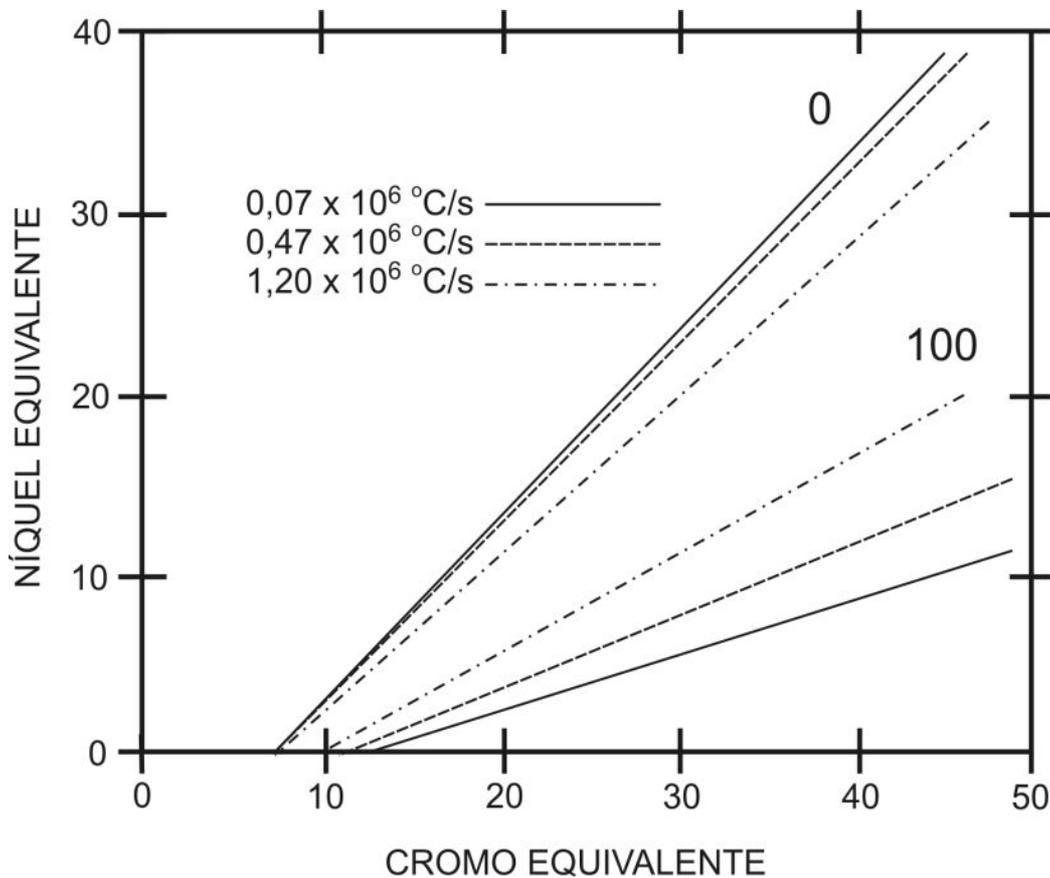


Figura II.8 – Diagrama de Schaeffler modificado pela taxa de resfriamento [29]

II.3.7.4 Teor de Ferrita do 304L e do 308L

Depois de calculados os valores de cromo e níquel equivalentes, de acordo com as equações existentes para cada tipo de diagrama, obtiveram-se os seguintes teores de ferrita delta para o aço AISI 304L:

- 5% para o Diagrama de De Long;
- 8% para o Diagrama de Constituição para Fundidos de Inox e
- 7% para o Diagrama de Schaeffler.

Metais de solda obtidos a partir de metais de adição tipo 308 geralmente solidificam como ferrita primária, transformando-se em austenita durante o resfriamento mas retendo alguma ferrita na microestrutura final.

Normalmente as soldas com 308 apresentam de 5 a 10% de ferrita, sendo que a quantidade varia diretamente proporcional à taxa de resfriamento. Da mesma forma comporta-se o teor de níquel presente na ferrita e, inversamente, o de cromo [30].

II.4 PROBLEMAS NA SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

II.4.1 Trincas a Quente em Aços Austeníticos

Algumas constatações podem ser feitas em todos os casos de trincas desse tipo em aços inoxidáveis austeníticos e, em menor escala, em martensíticos e austeno-martensíticos. Elas são:

- as trincas ocorrem a temperaturas acima de 1150-1250⁰C;
- seu tipo é intergranular;
- normalmente estão localizadas na zona fundida, embora possam surgir na ZTA e
- geralmente são superficiais, podendo ser detectadas mediante ensaios de líquido penetrante (inox) e partículas magnéticas;

Todas as teorias existentes concordam em dois aspectos:

- em altas temperaturas, ao solidificar-se a liga, ocorre segregação, ou seja, o metal solidificado inicialmente é mais rico em ferro, enquanto o último (interdendrítico ou intergranular) possui composição química diferente. É a chamada fase segregada ou pré-fusível e
- as tensões oriundas da contração encontram-se sempre presentes durante o resfriamento da junta soldada.

A estrutura da zona fundida, de granulação grosseira e orientada devido à epitaxia e ao crescimento competitivo dos grãos, favorece a formação de trincas. Particularmente nos aços austeníticos, a falta de modificação alotrópica no estado sólido

implica numa estrutura grosseira e orientada, mesmo na soldagem multipasse. Dessa forma, a fase segregada, que já possui tendência a se colocar na região interdendrítica, será mais intensamente segregada pela pouca área de contorno de grãos, comparativamente a de granulação fina, possuidora de área de contorno de grão bem superior [27] [31].

De forma geral, pode-se evitar a formação de quaisquer trincas de soldagem nos aços inoxidáveis puramente austeníticos – os mais susceptíveis – empregando-se baixo aporte de calor (alta velocidade de soldagem com baixa energia proveniente de arcos elétricos curtos), reduzindo a dimensão da poça de fusão e a extensão das camadas inferiores atingidas [32]. O aumento da poça de fusão resulta numa zona mais larga de escoamento plástico, causando um volume de metal mais extenso a expandir e, subsequente, a contrair, aumentando as tensões de trincamento [33]. Já, com elevado aporte de calor, a subestrutura de solidificação tende a ser grosseira, resultando numa rede de ferrita bastante espaçada [34]. Outros meios eficazes são a minimização das restrições, projetando-se juntas para baixa sujeição, e a manutenção de elementos residuais a baixas concentrações [16].

Não só a zona fundida mas também a ZAC estão sujeitas à formação de trincas nos aços austeníticos, principalmente na região mais próxima da zona de fusão, que experimenta temperaturas de 1300 a 1450°C. As trincas são sempre intergranulares e ocorrem na presença de um líquido presente existente ao longo dos contornos de grãos, cuja procedência se dá por dois motivos: 1) redução da temperatura de solidificação nos contornos devido à segregação de elementos de baixos pontos de fusão, tais como fósforo e enxofre e 2) facilidade com que o líquido da zona de fusão pode penetrar nos contornos.

A susceptibilidade ao trincamento da ZAC está ligada à presença de impurezas na composição dos aços e, por conseguinte, nos filmes que rodeiam os grãos, como também está associada às tensões térmicas impostas à mesma [35].

II.4.1.1 A Influência da Ferrita

As soldas totalmente austeníticas são as mais suscetíveis a trincamento a altas temperaturas, sendo que essa tendência decresce à proporção que a quantidade de ferrita aumenta, havendo um valor crítico de ferrita remanescente no metal de solda, após resfriamento, a partir do qual o metal torna-se insensível ao trincamento [17].

O efeito da ferrita pode ser explicado por algumas teorias, dentre as quais:

- os elementos nocivos normalmente são ferritizantes sendo, portanto, dissolvidos em maior grau na ferrita que na austenita, isolando esta última dos seus efeitos nocivos. Os principais são: P, Si, S, Nb e O. Observa-se sempre o início das trincas a quente em regiões totalmente austeníticas, isto é, livre de ferrita;
- a ferrita gera novas superfícies de grãos ferrita-austenita adicionalmente às austenita-austenita, espalhando o *filme líquido* por uma superfície muito maior e reduzindo seu efeito nocivo;
- os aços que contêm ferrita apresentam menor faixa de solidificação que os puros em austenita, reduzindo a segregação, refinando os grãos e, conseqüentemente, gerando maiores áreas de contorno de grãos;
- pelo menor coeficiente de dilatação térmica da ferrita, a contração é reduzida, reduzindo as chances de trincamento [16] e
- a resistência à deformação a altas temperaturas da ferrita é bem inferior à da austenita. Portanto, a presença da primeira, em quantidade satisfatória, aliviará as tensões de contração mais rapidamente [17].

Durante o modo de solidificação que apresenta austenita primária, cromo, silício, enxofre e fósforo são rejeitados para o líquido, elevando a concentração desses elementos no sólido final, ao longo dos contornos de grãos.

Já durante a solidificação como ferrita delta primária, considerável menos quantidade de enxofre e fósforo é rejeitada para o líquido, adicionalmente ao enriquecimento de manganês e silício, facilitando a formação de sulfatos e fosfatos.

O carbono, por sua vez, não é segregado significativamente nas formas ferrita nem austenita primárias [36].

A quantidade de ferrita necessária para evitar-se o trincamento depende da composição do metal de solda que, por sua vez, deve proporcionar uma relação mínima entre cromo e níquel equivalentes de 1,35 a fim de garantir que o modo de solidificação apresente ferrita primária (no metal de adição tipo AISI 308 é de 1,6) [30] [37]. A figura II.9 mostra a susceptibilidade ao trincamento variando-se a razão $[Cr/Ni]_{eq}$ [19]. Nas ligas 18-10, 2-3% de ferrita são suficientes, estando o material desoxidado e contendo menos de 0.6% de silício e 0.03% de enxofre e fósforo. Esse teor de ferrita pode ser reduzido se o metal de solda contiver 1-3% de tungstênio ou, principalmente,

molibdênio. Com índices mais elevados de silício, enxofre, fósforo ou outros elementos detrimenais, o conteúdo de ferrita deve subir para evitar o trincamento. Como exemplo, nos aços austeníticos inoxidáveis contendo 0.6-1% de nióbio, a ferrita deve exceder a 5% para se obter soldas sãs [17].

A ferrita desempenha importante papel na prevenção de trincas a quente na ZAC quando presente nos contornos de grãos. Isso dependerá do modo de solidificação, que, por sua vez, está relacionado à composição da liga, principalmente das quantidades de níquel e cromo. Os aços austeníticos que apresentam ferrita primária no resfriamento tendem a formar facilmente ferrita nos contornos de grãos, reduzindo a tendência ao trincamento. A quantidade de ferrita aumentará à medida que a velocidade de resfriamento e o tempo de permanência na faixa de temperatura de formação de ferrita também aumentem [35].

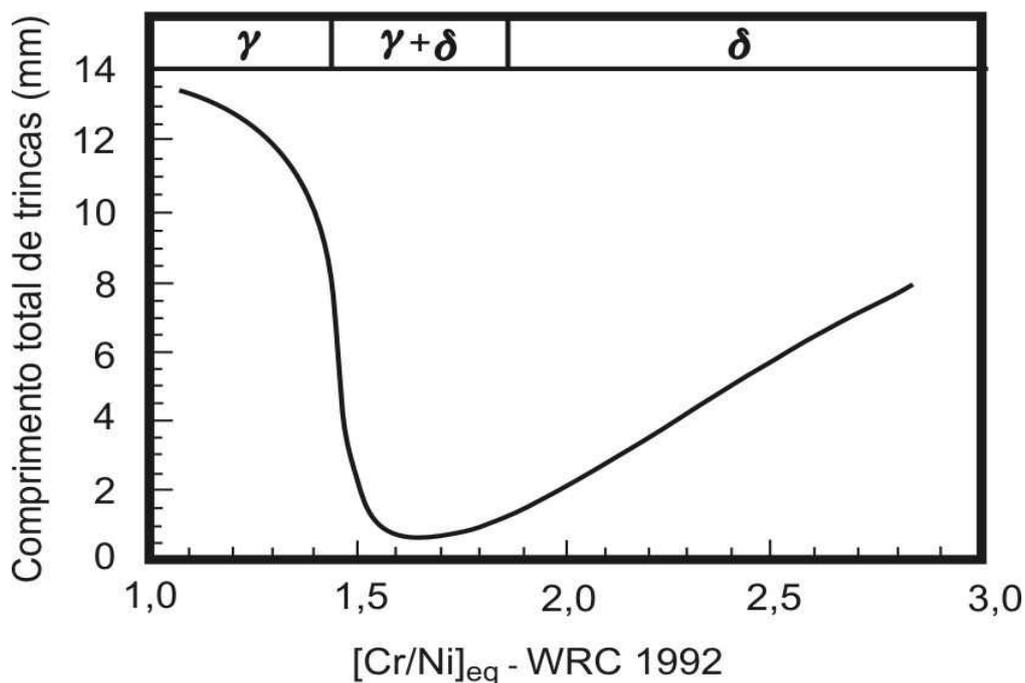


Figura II.9 – Susceptibilidade ao trincamento por solidificação de aços inoxidáveis austeníticos [19]

II.4.1.2 A Influência dos Elementos-Liga

Os elementos-liga nocivos, em ordem crescente, são Ni, Ta, Si, Ti e Nb. Os benéficos, Cr, W, Mn, Mo e N. Além desses, outros elementos também contribuem favoravelmente na formação de trincas, tais como zircônio, boro, enxofre, fósforo e oxigênio.

O silício, por exemplo, tem forte efeito, devendo contrabalançar-se seu teor com o do carbono na razão C/Si aproximada a 0.5; diminuindo-se esse valor, aumenta-se a tendência à fissuração rapidamente [27]. Para percentual de Si inferior a 0.3, o metal permanece muito viscoso dificultando o aflorar das inclusões não-metálicas no cordão de solda. Ao contrário, para valores superiores a 0.7, o risco de trincamento a quente aumenta devido à excessiva fluidez da poça de fusão, ocasionando seu espalhamento lateral e a conseqüente falta de penetração no metal-base. Os aços austeníticos refratários comumente contêm mais de 1% de silício para melhorar sua resistência a oxidação a altas temperaturas, elevando muito, por outro lado, a possibilidade de geração de trincas a quente.

O carbono tem forte efeito nos aços totalmente austeníticos, sendo baixa a sensibilidade ao trincamento para valores inferiores ou iguais a 0.02%, e alta para teores superiores, até o limite de 0.08% [17].

Níveis de 5-10% de manganês diminuem as trincas a quente pela facilidade desse elemento em combinar-se com o enxofre, perdendo, por outro lado, resistência a corrosão [36].

O nióbio é bastante prejudicial, sendo melhor evitá-lo no consumível, se possível [27]. Os aços estabilizados com nióbio, pela adição de 0.6-1%, devem formar pequenas quantidades de eutéticos causadores de trincas [17]. Entretanto, para elevados teores de nióbio, reduz-se a susceptibilidade ao trincamento acrescentando-se carbono: 0,10%C é suficiente para aços com alto teor de nióbio. Por outro lado, quando o teor de nióbio é baixo – 0,26% ou menos –, as trincas produzidas são pequenas e o acréscimo de carbono não demonstra nenhum efeito. Mesmo para 5% de ferrita delta, o metal de solda e a ZAC têm elevada susceptibilidade ao trincamento a quente para teores de nióbio entre 0,30-0,40% [38].

II.4.1.3 A Influência do Processo e Procedimento de Soldagem

Processos diferentes produzem tendências diferentes ao trincamento. Sabe-se que esse comportamento não é devido a mudanças na composição química nem na microestrutura do metal de solda para metal de adição e aporte de calor iguais, apesar de as condições de contorno de grão estarem aparentemente alteradas, conforme a tendência ao trincamento indica, devido ao modo de deposição [32].

II.4.1.4 A Influência do Efeito Térmico com Múltiplas Camadas

O metal de solda submetido a múltiplos ciclos térmicos tem propensão ao trincamento aumentada nos metais austeníticos graças, em parte, à liquação dos contornos de grãos da região da ZAC, segregada nos vários ciclos térmicos [32].

II.4.1.5 A Influência do Nitrogênio como Gás de Proteção

A adição de N₂ ao gás de proteção reduz a quantidade de ferrita delta nas soldas austeníticas [39]. No entanto, para teores acima de 2%, o metal de solda torna-se saturado com nitrogênio, além de o FN não se reduzir mais, atingindo o limite inferior. Isso é importante desde que adições acima de 2% influenciariam o arco, desestabilizando-o. Além disso, foi verificado que a redução do FN, através do acréscimo de N₂ ao gás, não afetou a tendência ao trincamento do metal de base, tendo sido este resultado observado em solda autógena do aço tipo 304L com somente 0,004% de enxofre, portanto com baixa impureza [32].

Por outro lado, outro estudo mostrou que à medida que se muda o modo de solidificação de ferrita delta primária para austenita primária, aumenta-se a susceptibilidade ao trincamento a quente. Isso pode ser conseguido pela adição de nitrogênio, até 3%, ao argônio do gás de proteção, quando é alcançada a saturação de trincamento da solda autógena por TIG [39].

O efeito do nitrogênio é particularmente importante desde que, aumentando-se o comprimento do arco, através da extensão livre do arame, aumenta-se a quantidade de nitrogênio no metal de solda depositado [36].

II.4.1.6 A Influência do Formato da Poça de Fusão

A concentração de tensão geométrica e a alteração morfológica no crescimento de grão ao longo das bordas da poça de fusão, durante a solidificação, contribuem na susceptibilidade ao trincamento [33].

II.4.2 Trincas de Reaquecimento

Tem-se observado esse tipo de trinca em aços inoxidáveis austeníticos de grandes seções. Aparecem tanto na ZTA quanto na ZF de juntas soldadas aprovadas em ensaios não-destrutivos. Quando em uso ou em alívio de tensões ocorre a trinca, geralmente intergranular e em regiões livres de ferrita.

Essas trincas são originadas a partir de fissuras ou microtrincas formadas no estado sólido pelo mecanismo de segregação de fases, invisíveis pelos ensaios rotineiros [17].

Demonstrou-se que a causa está relacionada à presença de finos carbonetos de nióbio e, em proporção menor, titânio, intergranulares, causadores de decoesão dos grãos submetidos tanto a tratamento térmico de alívio de tensões como a serviços em alta temperatura. A precipitação de carbonetos é acelerada quando presentes tensões plásticas, recomendando-se, portanto, a redução das tensões de soldagem [40].

Alguns cuidados podem ser tomados para evitar esse tipo de trinca, tais como:

- eliminar fissuras em cordões de solda, desbastando ou esmerilando-os antes de submetê-los a altas temperaturas, como no alívio de tensões;
- tratar termicamente, a temperaturas mais altas (950°C), para precipitação sem muita fragilização, seguido de resfriamento rápido;
- preaquecer a temperaturas mais elevadas;
- usar metais de adição de baixa resistência a quente e
- optar por chanfros em U ou V a fim de reduzir o tensionamento [41].

II.4.3 Fissuras [41]

Segundo De Long, trincas e fissuras parecem estar bem relacionadas nas soldas de aços inoxidáveis, geralmente uma acompanhando a outra. A diferença, porém, é que as trincas a quente ocorrem longitudinalmente, enquanto as fissuras, transversalmente à solda e à direção de maior tensão residual. O consenso é que elas se formam no reaquecimento, quando se deposita um passe seguinte. Elas se localizam na ZTA de cada passe, que normalmente está na ZF global.

Um teste de fissuração por dobramento foi criado para estudar a influência do número de ferrita na tendência à ocorrência de fissuras e que nos leva às seguintes conclusões:

- o número de fissuras decresce com o aumento da FN até, praticamente, se anular num determinado valor de FN, variável para cada tipo de aço (figura II.10);

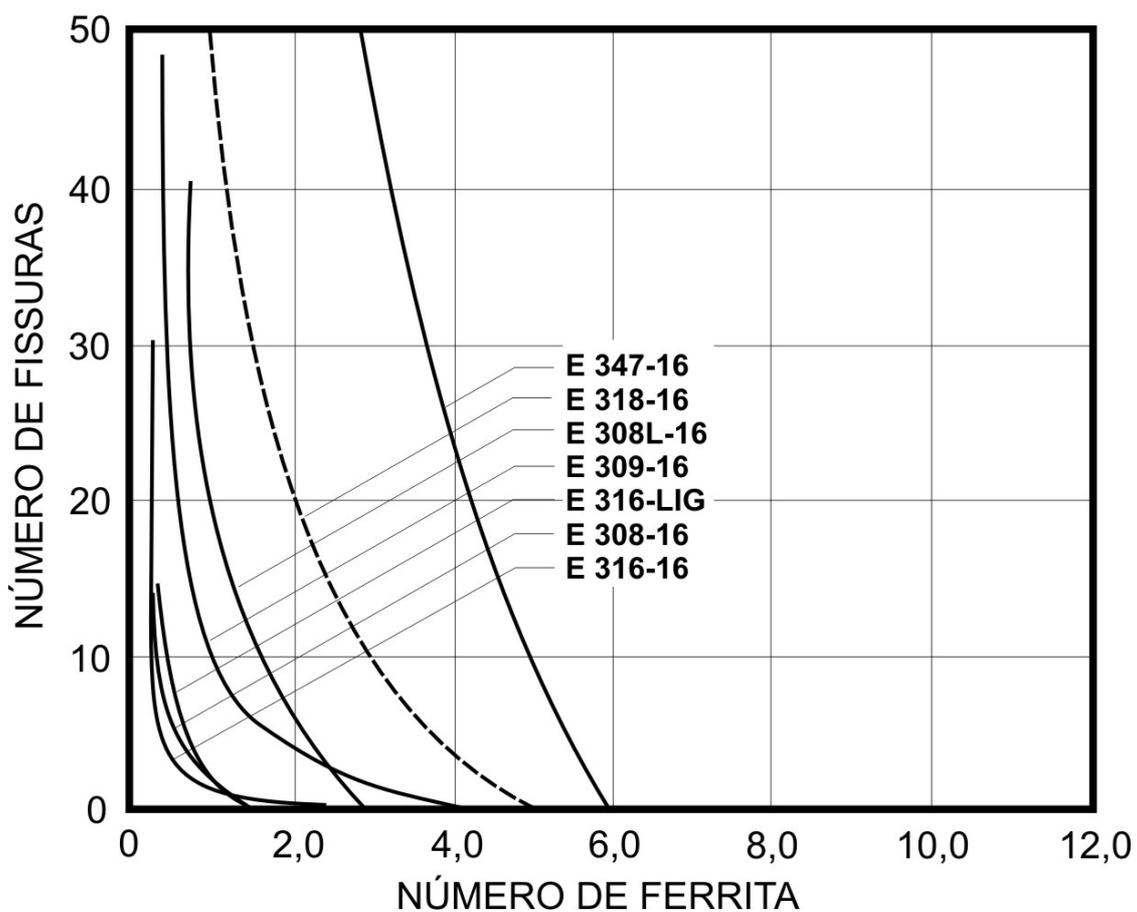


Figura II.10 - Gráfico correlacionando a quantidade de fissuras com o número de ferrita para diversas especificações de aço inoxidável

[27]

- para certo grau de restrição da solda, há um valor de FN mínimo para cada composição de metal depositado;
- extrapolando-se esses FNs mínimos das fissuras para as trincas a quente, onde a segregação é maior, pode-se evitar as trincas com elevada margem de segurança e
- as fissuras foram encontradas em locais isentos de ferrita, ainda que o FN médio fosse 3.

II.4.4 Fase sigma

A fase sigma é um precipitado intermetálico com a seguinte composição química: 55%Fe, 29%Cr, 5%Ni e 11%Mo [41]. Forma-se a altas temperaturas (550-900⁰C) em aços ferríticos, em regiões ferríticas de ligas austeníticas ou mesmo na austenita [27]. São duras, frágeis e, caso presente em quantidade significativa, reduz a ductilidade e a tenacidade do metal, aumenta sua dureza [17] e reduz sua resistência a corrosão pela remoção de cromo e molibdênio da matriz austenítica [42]. Bastam 3% de fase sigma para se ter redução de mais de 50% na tenacidade ao impacto à temperatura ambiente [43].

Sua formação requer a difusão de vários elementos, necessitando, por conseguinte, de temperaturas acima dos 550⁰C, onde a taxa de difusão é elevada. No entanto, entre 550 e 600⁰C, necessitar-se-ia de milhares ou dezenas de milhares de horas para que a formação de fase sigma acarretasse conseqüências mecânicas aparentes [17]. A 750⁰C, a transformação em fase sigma é bem mais rápida, iniciando-se a partir de trinta segundos, à exceção dos metais de solda contendo cobre [44].

A formação de fase sigma é favorecida pela presença em alta proporção de formadores de ferrita no aço. Caso, por exemplo, um aço austenítico inoxidável não tenha nenhum outro formador de ferrita na sua composição além do cromo, serão necessários mais de 20% deste último para formar fase sigma, conforme ilustrado na figura II.11. Aumentando-se a proporção de formadores de ferrita, aumenta-se também a quantidade de fase sigma a ser formada, além de acelerar o processo [17]. Acrescenta-se a isso o fato de alterarem-se os patamares superior e inferior da faixa de temperaturas de existência da fase sigma: Nb, Si e Mo ampliam a faixa comparados a Cu e Va, quando presentes no metal de solda do aço 18-8 [44].

Elevados índices de carbono e níquel diminuem a tendência de geração de fase sigma: o carbono age formando carbonetos de cromo, molibdênio e tungstênio,

indisponibilizando esses elementos para a formação de outras fases, enquanto o níquel retarda a difusão de formadores de ferrita na austenita, retardando a precipitação dos compostos intermetálicos. O manganês age da mesma maneira que os formadores de ferrita na geração da fase sigma [17]. O molibdênio tem a maior tendência a formar fase sigma seguido do silício, tungstênio, vanádio e nióbio, decrescentemente no aço 18-8. Por outro lado, o cobre retarda a transformação da ferrita delta em fase sigma [44].

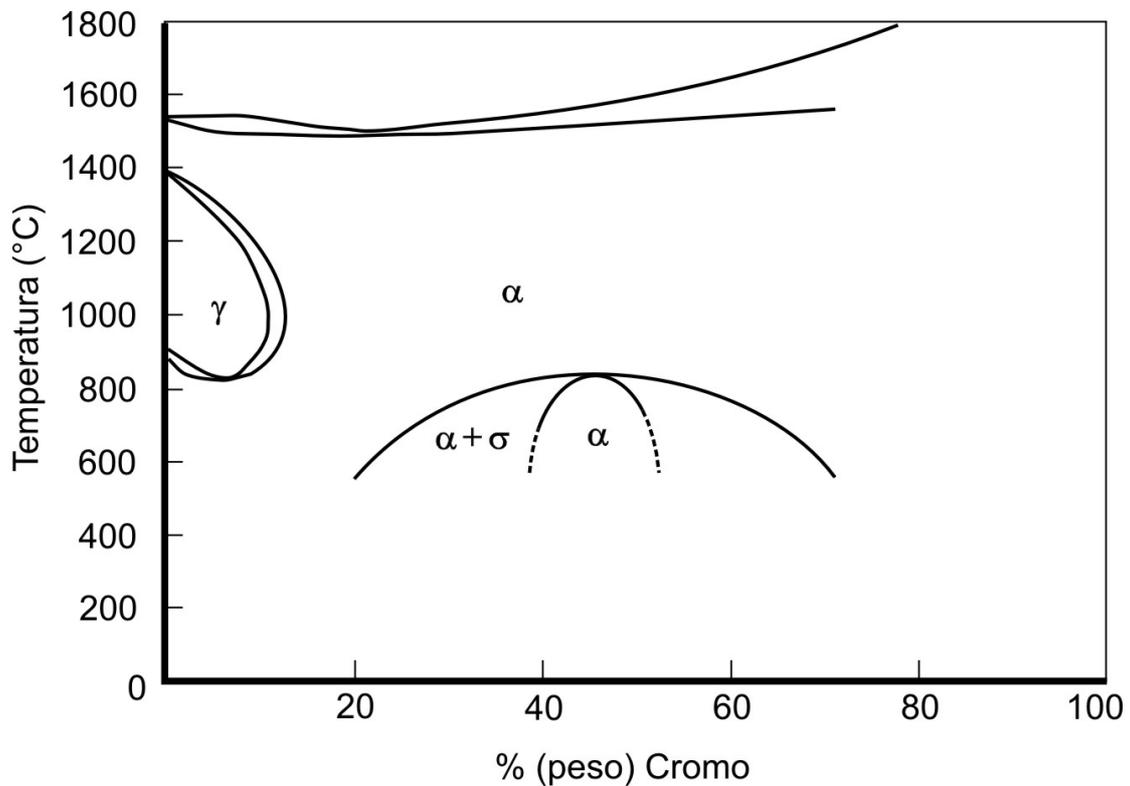


Figura II.11 - Diagrama de fases Fe-Cr, mostrando a região de incidência de fase sigma [23]

A estrutura da solda pode facilitar a formação de compostos intermetálicos nos aços através da segregação durante a solidificação, elevando localmente a concentração de formadores de ferrita e, conseqüentemente, a formação de fase sigma, dispensando uma intensa difusão. Quando, inclusive, o depósito de solda contém alta proporção de elementos aceleradores da formação de compostos intermetálicos, a ferrita presente nos

primeiros cordões de solda é transformada em fase sigma pelo reaquecimento proporcionado pelos passes subsequentes [17].

Nos tratamentos térmicos prolongados entre 600 e 900⁰C, ou mais acima, em que elementos adicionais estão presentes, como teores elevados de cromo nas ligas 18-10 ou formadores de ferrita (Mo, W, Ti, Nb, etc.), forma-se fase sigma pela decomposição de ferrita delta.

A formação desses compostos intermetálicos causa a perda de tenacidade ao entalhe em todas temperaturas sem, entretanto, comprometer por total a resistência ao entalhe graças à austenita não transformada [17].

No caso do 18-10, a fragilização resultante da decomposição da ferrita só se torna relevante quando esta atinge quantidade tal a ponto de permitir a formação de uma rede contínua, dando meios à fase sigma gerada de criar um caminho para a fratura frágil através do material [17]. Redes contendo mais de 6% de ferrita delta foram observadas como produtoras de redes contínuas de fase sigma durante a completa decomposição [43].

O risco de fragilização por fase sigma pode ser reduzido mantendo o teor de cromo do metal depositado em baixos níveis [17].

A ductilidade pode ser consideravelmente restaurada aquecendo-se a 1040⁰C por 10 minutos [45].

A fase sigma pode ser destruída após tratamento térmico a temperaturas acima de 1000-1050⁰C sem, entretanto, imunizar o material contra novas precipitações de fase sigma [27].

II.4.5 Corrosão Intergranular

Os inoxidáveis austeníticos submetidos a temperaturas de 420-870⁰C podem sofrer precipitação de carbonetos, principalmente de cromo [27] ($M_{23}C_6$: 35%Fe, 60%Cr, 2%Ni e 3%Mo [41]). Essa transformação é chamada de sensitização. Os fatores mais importantes desse fenômeno são composição química do material, tempo e temperatura a que está submetido. O diagrama para o aço 18-8 em função do teor de carbono mostra que há uma temperatura de dissolução abaixo da qual ocorre precipitação de carbonetos [27].

A composição química do material é o fator mais importante na cinética de precipitação: nitrogênio, manganês, titânio e nióbio (os dois últimos, estabilizadores)

diminuem a precipitação de carbonetos de cromo enquanto que carbono, níquel, molibdênio, cromo e silício aumentam [14].

O local preferencial de precipitação dos carbonetos é a interface ferrita-austenita devido à maior concentração de cromo e molibdênio na ferrita e de carbono na austenita, seguido dos contornos de grãos e de maclas. No primeiro, a baixa solubilidade e a alta difusão do carbono na ferrita (comparada ao do cromo [46]) torna a precipitação mais propícia nessa fase [47]. Nos contornos, a precipitação é favorecida pelas condições energéticas elevadas e pela alta concentração de elementos intersticiais formadores de fases secundárias [41].

Precipitando-se os carbonetos, a região da matriz vizinha fica empobrecida em cromo [27] pela baixa velocidade de difusão do cromo nos aços austeníticos nessa faixa de temperaturas [17]. Conseqüentemente, tal região fica menos resistente ao ataque de certos ácidos, causadores do arrancamento de grãos, podendo atingir a desintegração do material nalguns casos. Dentre os mais importantes estão os ácidos sulfúricos, sulfonítricos, fluonítricos, nítricos a quente e certos ácidos orgânicos a quente [27].

O tamanho de grão também influencia a cinética de precipitação: quanto maior for o grão, mais rápida é a precipitação porque ocorre uma diminuição da quantidade de contornos disponíveis por unidade de volume. Na soldagem, encontramos essa situação na ZAC, que é a região crítica [47].

A sensitização requer cada vez mais tempo à medida que a temperatura cai, como seria esperado pelas leis da difusão. Entretanto, quando o tempo excede o necessário para a ocorrência de precipitação, haverá coalescência desses grãos com a sucessiva difusão do cromo, equalizando-o. A recuperação da resistência a corrosão é mais rápida para as temperaturas mais próximas do patamar superior da faixa de sensitização. A reversão da sensitização pela exagerada exposição à temperatura é conhecida por estabilização [17].

A sensibilidade à corrosão intercrystalina depende de vários fatores, como:

- teor de carbono;
- teores de cromo e níquel (FN);
- granulação do aço;
- tempo e temperatura de exposição (figura II.12);
- outros elementos-liga e

- encruamento pelo trabalho a frio [27].

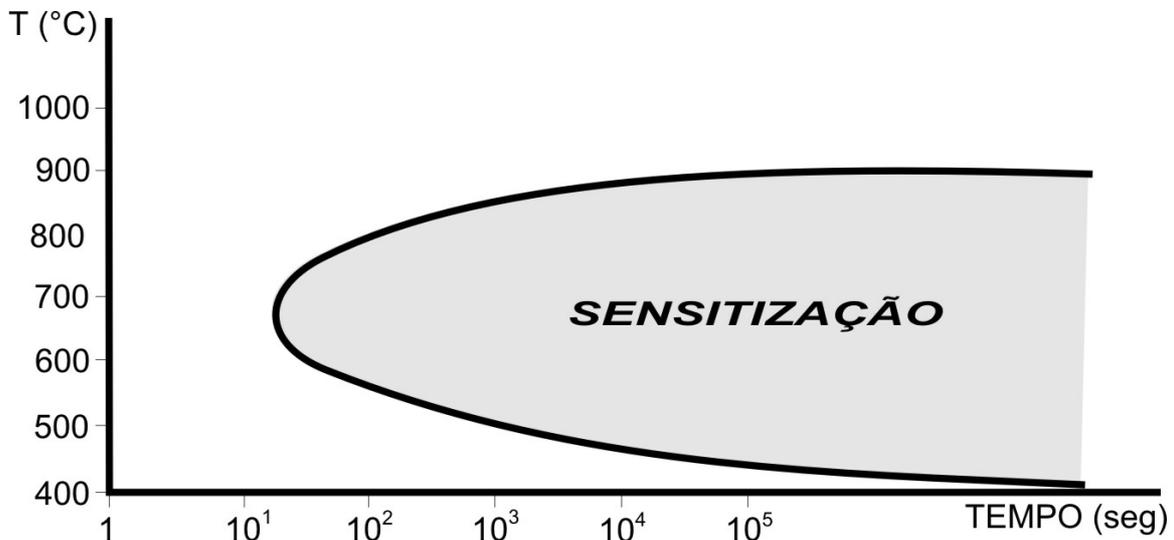


Figura II.12 - Faixa de sensitação para os aços AISI 304 [27]

O grau de sensitação induzido pela soldagem varia, em grande parte, com o aporte de calor. Os processos a arco elétrico com alta velocidade de soldagem produzem pouca quantidade de sensitação [16].

Uma estrutura puramente austenítica, por exemplo, está muito mais sujeita à sensitação que outra estrutura austenoferrítica [27]: isso se deve à estrutura cristalográfica do metal. A ferrita, por ser de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) apresenta difusão atômica extremamente rápida, permitindo o rápido “reabastecimento” das regiões empobrecidas durante as precipitações – contornos de grãos – pelos elementos das regiões centrais do grão, equilibrando a composição química microestrutural [41].

Nas juntas soldadas, há uma região da ZTA que está mais sujeita a sensitação. Dependendo da velocidade de resfriamento, o tempo de permanência na faixa de temperaturas onde ocorre a precipitação dos carbonetos de cromo pode ser suficiente para provocá-la [46].

Considerando-se o diagrama TTS (tempo-temperatura-sensitação) da figura II.12, elaborado a partir de tratamentos térmicos, o intervalo de tempo necessário para a ocorrência de sensitação seria bem superior ao encontrado no processo de soldagem.

Por outro lado, a precipitação de carbonetos é muito mais rápida quando originada de resfriamento contínuo a partir de temperaturas elevadas (soldagem comparada a tratamento térmico), como confirmado pelas curvas de sensitização (figura II.13), obtidas resfriando-se corpos-de-prova a partir de 800-1000⁰C. Conclusão: a sensitização, no resfriamento, é mais rápida [46].

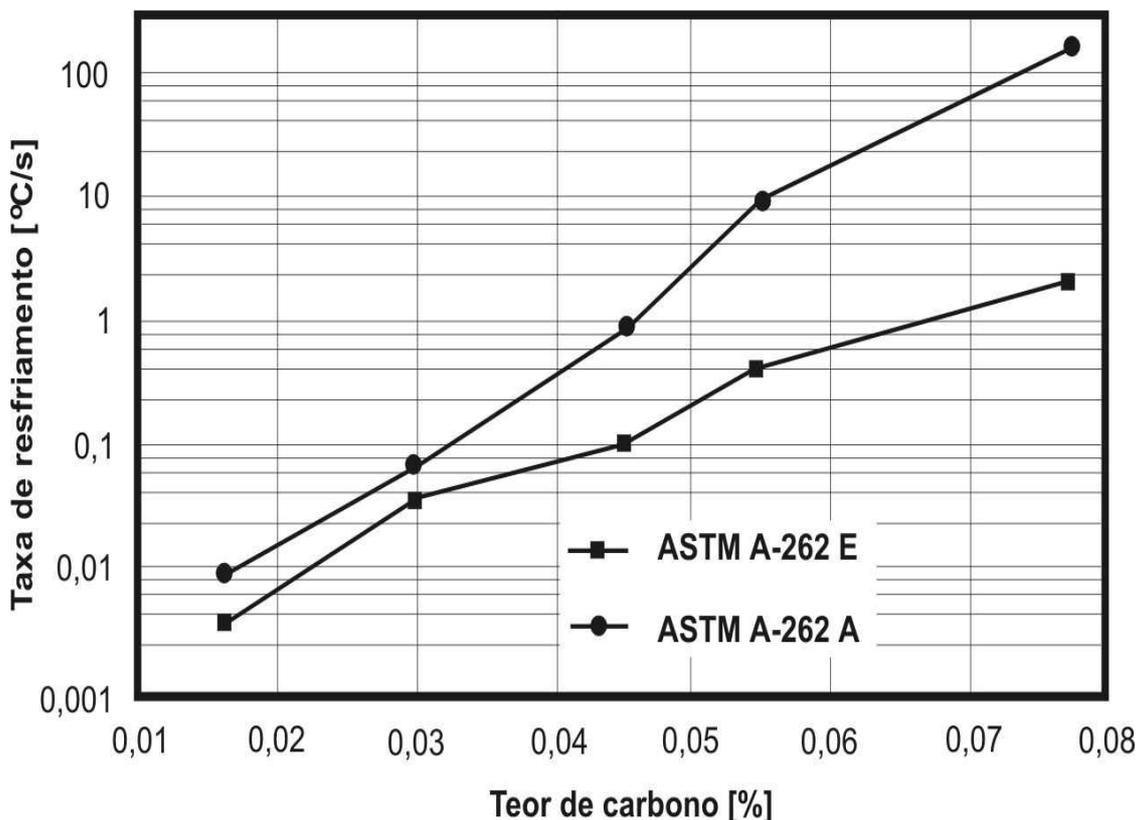


Figura II.13 – Velocidades limites de resfriamento contínuo para que não ocorra ataque intergranular [46]

Quando ocorre, a corrosão intergranular se dá numa faixa paralela e próxima ao cordão de solda, porém não adjacente (figura II.14), por ter sido a região que mais tempo ficou aquecida na faixa crítica. Isso é difícil de acontecer quando um só passe é dado, mas em soldagem multipasse, cada novo passe pode sensitizar os anteriores [27].

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis não são severamente afetadas pela sensitização, a não ser que seja sucedida da corrosão intergranular [27] ocasionada, por exemplo, pelo contato direto com um meio capaz de dissolver, ou seja, desfazer os carbonetos precipitados enquanto o equipamento estiver em serviço [22].

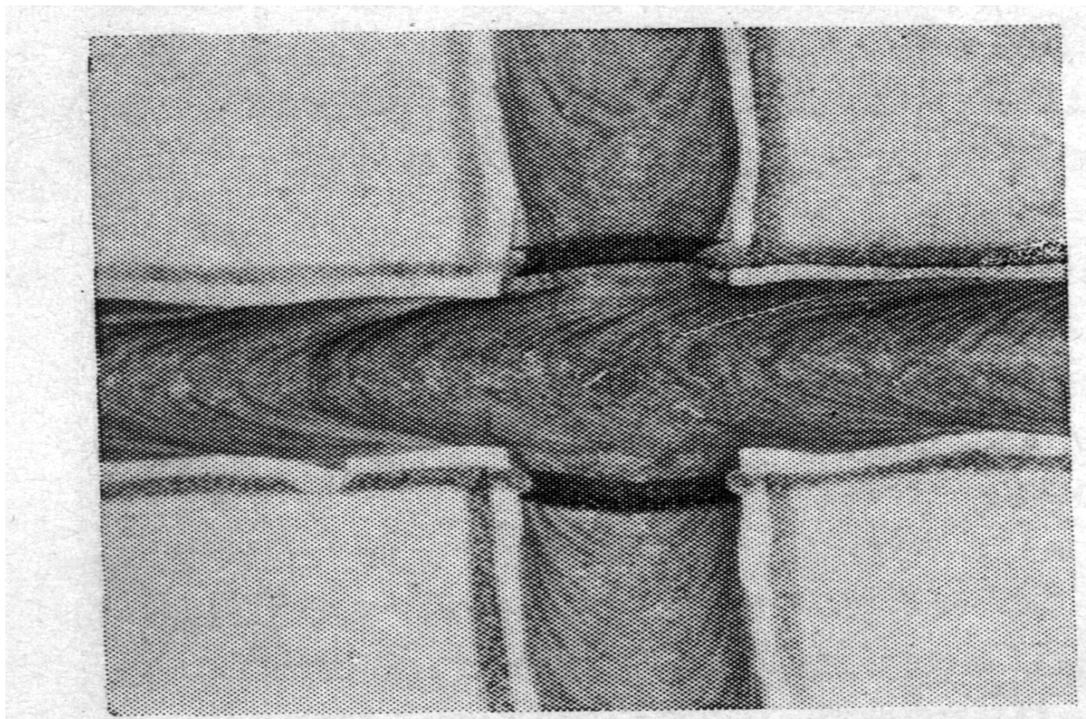


Figura II.14 - Zona visível de precipitação de carbonetos, paralela aos cordões de solda [48]

A prevenção da sensitização pode ser feita das seguintes formas:

- submetendo o material a um tratamento térmico de hipertêmpera, isto é, aquecimento entre 900 e 1150⁰C, durante um tempo suficientemente capaz de redissolver os carbonetos precipitados, seguido de rápido resfriamento. Se a peça for fina, o resfriamento pode ser ao ar; caso contrário, haverá necessidade de mergulhá-la em água ou submetê-la a um jato d'água [27]. Este tratamento produz uma estrutura austenítica homogênea [16], além de conferir ótima ductilidade e resistência a corrosão [17].

Normalmente, prefere-se aplicar a temperatura inferior da faixa crítica a fim de minimizar empenos e evitar dificuldade na remoção de carepa. O resfriamento rápido é essencial para manter os carbonetos em solução [16];

- utilizando-se aços com baixo teor de carbono (ELC), para que, mesmo havendo sensitização, a quantidade de carbonetos precipitados seja insuficiente a

ponto de prejudicar a resistência a corrosão (figura II.15). O usual é limitar-se o teor máximo de C em 0.03%, embora com 0.04% não ocorra sensitização em aços 18-8 com espessura inferior a 5mm. De qualquer forma, um índice de 0.02% garante resistência a todos os ciclos térmicos de soldagem [27];

- utilizando-se aços estabilizados com Nb ou Ti. Esses elementos têm maior afinidade pelo C e, desde que corretamente utilizados, retêm o C, evitando a formação de carbonetos de cromo. A quantidade desses elementos varia com o teor de carbono que se tem, mas, geralmente, se usa titânio com teor de $5x\%(C+N)$ e nióbio com $8x\%(C+N)$. E
- aplicando tratamento térmico proporcionador de difusão de cromo a fim de suprir a faixa descromada [27].

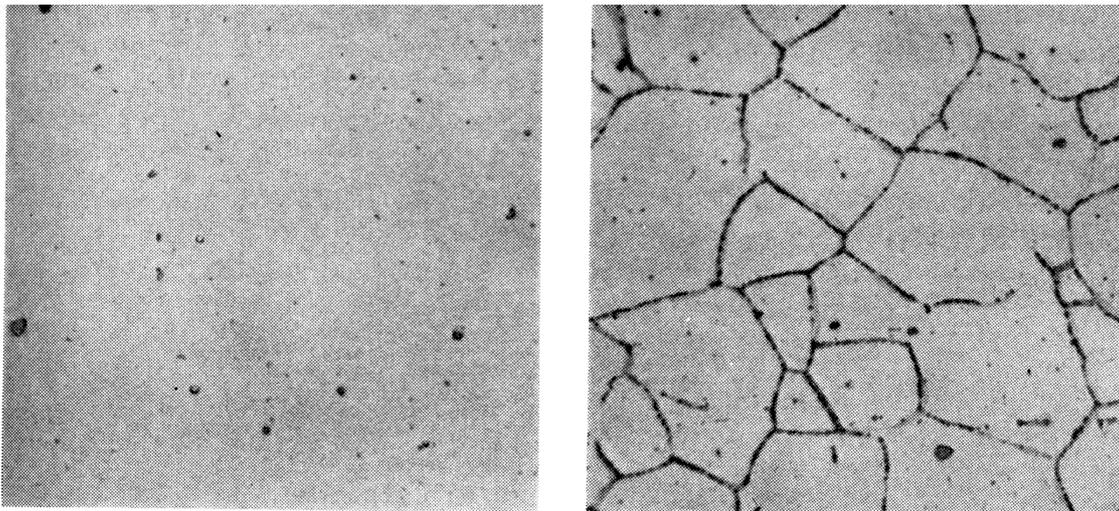


Figura II.15 - Micrografias (500x) de metais-base em zonas próximas ao cordão de solda: aços ELC e comum (respectivamente, fotos à esquerda e direita). A precipitação de carbonetos é visível no tipo com mais alto teor de carbono [48]

O risco de corrosão intercrystalina pode existir no metal de solda, seja nos cruzamentos de soldas, seja na soldagem multipasse. Neste caso, recomenda-se expor somente a última camada de solda ao meio corrosivo, já que esta não fica sensitizada [17].

Métodos de detecção da suscetibilidade do material a corrosão intergranular encontram-se na norma ASTM A262 [16].

II.4.6 Corrosão Incisiva em Aços Estabilizados

Para se evitar o problema da corrosão intergranular nos aços austeníticos, uma das formas é utilizar-se aços estabilizados ao Ti ou Nb. Nesses casos, entretanto, constatou-se que, em presença do ácido nítrico a quente, ocorria um tipo de corrosão intergranular denominada corrosão incisiva, similar à intergranular tradicional pelo fato de ambas agirem intergranularmente e aparecerem em juntas soldadas. Há, porém, diferenças básicas:

- a incisiva ocorre numa faixa muito estreita da ZTA, adjacente ao cordão, enquanto a outra surge numa faixa mais larga e distante do cordão;
- a incisiva ocorre em aços estabilizados, usados para evitar a outra e
- o histórico térmico entre as duas é diferente [27].

O carbono é prejudicial nos casos de corrosões intergranular e incisiva, sendo que, na última delas, a resistência a corrosão não pode ser restabelecida pelo tratamento térmico a temperaturas elevadas.

Uma das explicações do mecanismo da corrosão incisiva é que durante o aquecimento acima de 1300°C , os contornos de grãos do metal-base começam a fundir, formando uma fase líquida rica em carbono e titânio (ou nióbio). Durante o rápido resfriamento, essa solução solidifica-se nos contornos e um precipitado eutético é formado, provavelmente a altas temperaturas. Esse carboneto é atacado pelo ácido nítrico.

Na prática, aços inoxidáveis austeníticos ao titânio ou nióbio não devem ser empregados em construções soldadas que venham a ter contato com meios contendo ácido nítrico quente concentrado [17]

III MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 MATERIAIS

Quatro misturas de gases de proteção de solda foram empregadas neste estudo: 100% CO₂ (M1), 82% Ar + 18% CO₂ (M2), 98% Ar + 2% CO₂ (M3) e 81% Ar + 18% He + 1% CO₂ (M4). Arames sólidos AWS ER 308L, sob proteção de todas as misturas, AWS ER308LSi, sob proteção de CO₂ puro, ambos no diâmetro 0,8mm, e arame tubular AWS E 308L T1, diâmetro 1,2mm, sob proteção das misturas M1 e M2 foram as combinações escolhidas para as soldagens nos processos MIG/MAG e arame tubular, respectivamente. Chapas de aço inoxidável tipo AISI 304L foram empregadas para confecção das amostras.

III.2 MÉTODOS

III.2.1 Introdução

Amostras com comprimento, largura e espessura de 300, 254 e 12,7 milímetros, respectivamente, foram soldadas de topo, com chanfro em “V” a 60°, nariz de 1 milímetro e abertura de 1,5 milímetro, sem cobre-junta, transversalmente à direção de laminação, na posição plana e multipasse. Dessas amostras, fabricaram-se corpos-de-prova para: macro e micrografia, detecção de fase sigma, teste de susceptibilidade de corrosão intercrystalina, análise de composição química, observação em microscópio eletrônico de varredura, tração e dobramento [49]. Além disso, se reservou um trecho da amostra para eventual emergência (figura III.1). Devido à perda de material no corte dos corpos-de-prova, acréscimo de aproximados 6 milímetros por corte foram previstos e adicionados às larguras de cada corpo-de-prova, indicadas no croquis.

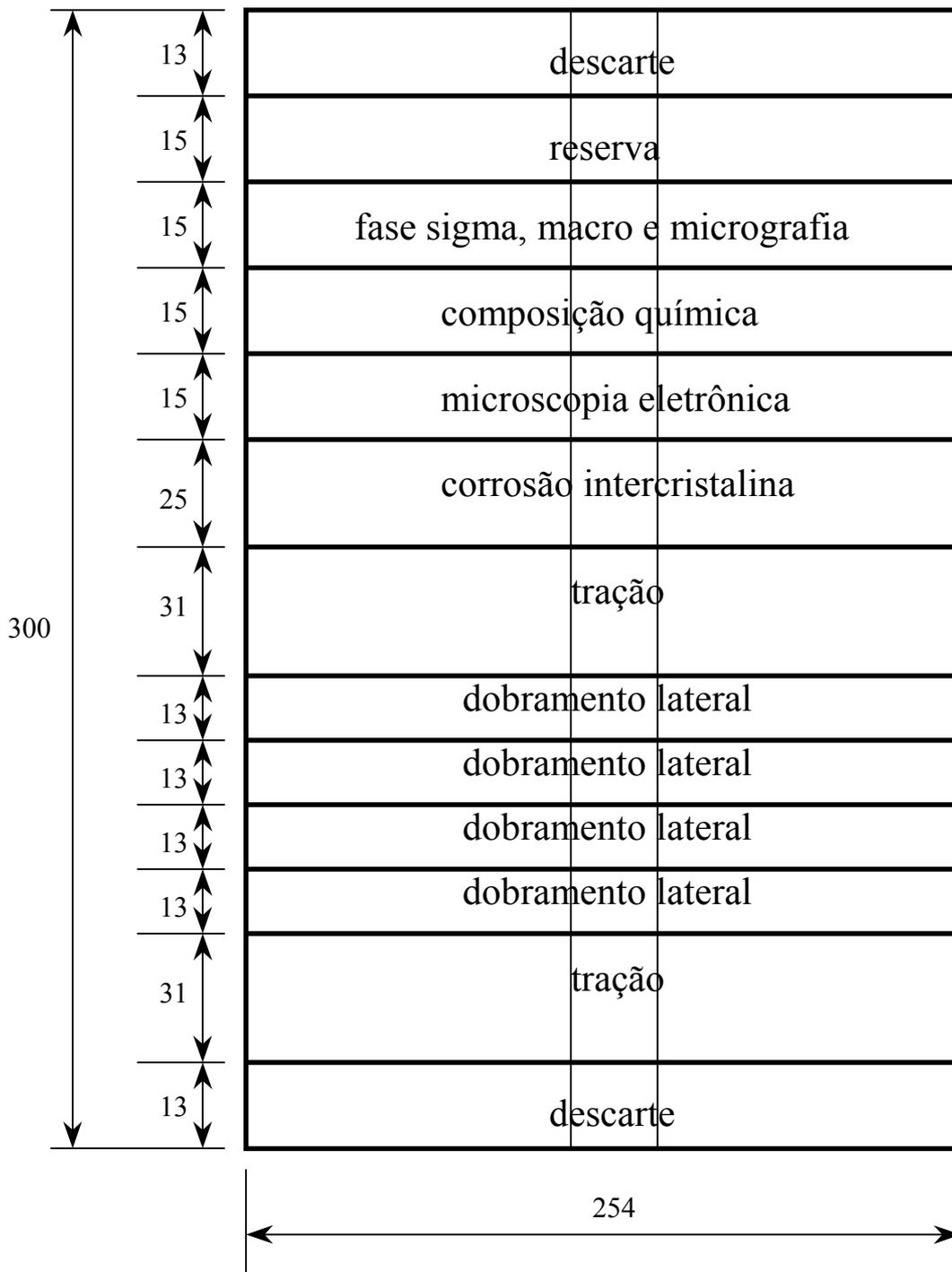


Figura III.1 - Distribuição dos corpos-de-prova na amostra [49]

Outras amostras para verificação de susceptibilidade ao trincamento a quente foram fabricadas a partir de material com idêntico metal de base porém em espessura de 25,4 milímetros. Elas constaram de uma ranhura de 60° e profundidade de 11 milímetros, usinada num círculo de diâmetro médio de 50,8 milímetros a partir de uma

chapa quadrada de 89 milímetros de lado, formada por quadrantes idênticos, de faces de contato usinadas. Após união dos quadrantes por ponteamento (figura III.2), enchia-se a ranhura com solda [50].

Fonte de energia com tensão constante e corrente contínua ESAB Digipulse 450i, na polaridade inversa, e alimentador de arame ESAB Digipulse foram usados.

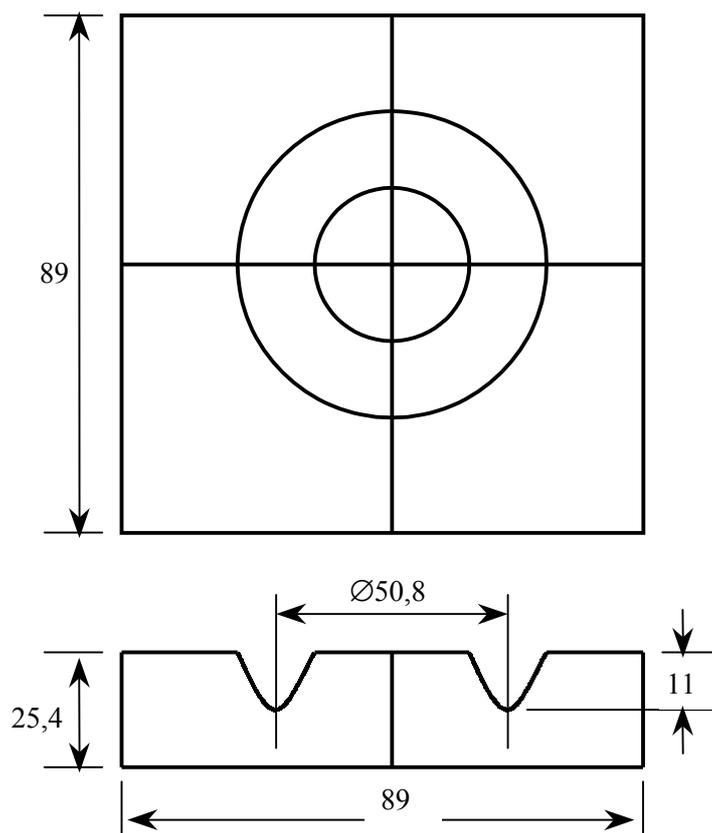


Figura III.2 - Corpo-de-prova de trincamento a quente [50]

A preparação dos chanfros (figura III.1) e das ranhuras (figura III.2) foi feita com álcool isopropílico previamente ao preenchimento com solda. A limpeza entrepassos desses cordões e a remoção de escória – no caso do arame tubular – foram efetuadas com o uso de discos de desbaste, escovas e limas rotativas, estas só nas ranhuras, próprios para aço inoxidável.

Fixaram-se termopares tipo K, de Chromel-Alumel, nas amostras chanfradas, em duas posições: na primeira (termopar 1), usou-se a face inferior, no meio do comprimento da amostra; na segunda (termopar 2), a meia-espessura da amostra, no fim

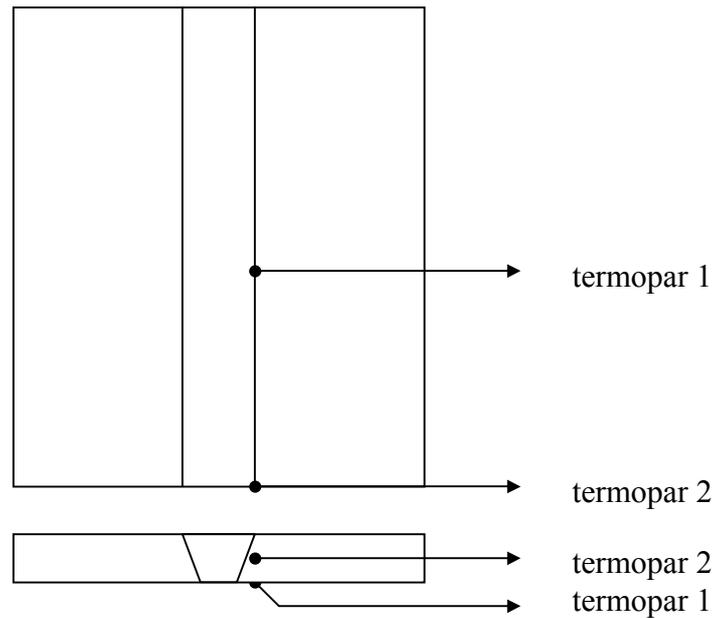


Figura III.3 – Distribuição dos termopares na amostra

do comprimento, observando-se o sentido de soldagem. Em todos os casos, os termopares foram afastados em 1 milímetro da superfície chanfrada a fim de impedir seu contato com o metal fundido e, conseqüente, dano (figura III.3).

As misturas de gases tiveram suas vazões medidas utilizando-se um fluxômetro de 12 milímetros na saída do bocal.

Na fonte de energia, ajustaram-se valores de indutância, taxa de alimentação e tensão. O primeiro foi fixado em dois (numa escala existente de zero a dez) e os demais variaram conforme o tipo de cordão depositado (de raiz ou enchimento), a mistura de gases e o modo de transferência empregados.

III.2.2 Ensaios realizados

Da amostra chanfrada (figura III.1), retiraram-se corpos-de-prova, cujos ensaios e modos de preparação adotados estão descritos abaixo, todos obedecendo ao ASTM.

A preparação dos corpos-de-prova de metalografia seguiu a E 3-95 “Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens”.

Para caracterização metalográfica das juntas soldadas, lançou-se mão de macro e micrografias. Para a macro, utilizou-se o procedimento da norma E 340-00 “Standard

Test Method for Macroetching Metals and Alloys” e a solução da E 407-99, composta por ácido oxálico a 10%. O corpo-de-prova foi atacado eletroliticamente por um minuto, enxaguado e seco. Ainda para a macro, empregou-se a norma E 407-99 “Standard Practice for Microetching Metals and Alloys” integralmente, com a mesma solução de ácido oxálico, desta vez por quinze segundos, para principalmente destacar os carbonetos resultantes da sensitização.

Na revelação da fase sigma, adotou-se o reagente de Murakami (10g $K_3Fe(CN)_6$, 10g KOH e 100mL de H_2O) da E 407-99. O corpo-de-prova permaneceu imerso durante quinze segundos em solução quente e deveria revelar tal estrutura na cor azul.

A prática E da ASTM A 262-86 “Standard Practices Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels” foi escolhida para verificação de sensitização do material. Inicialmente, submete-se o corpo-de-prova a um método rápido para identificar se o mesmo está livre do ataque intergranular, ou seja, se não está sensitizado – prática A. Então, o corpo-de-prova polido é imerso numa solução de ácido oxálico a 10% e submetido a uma corrente elétrica de $1A/cm^2$ de área por 1,5 minuto após o que deve ser enxaguado em álcool e, em seguida, seco.

Depois, a estrutura resultante é observada em microscópio, com aumentos de 250 e 500 vezes para, em seguida, ser classificada num dos seis tipos de estruturas padrão oferecidos pela norma. A partir daí, poderá ser aprovada imediatamente ou ser submetida a nova prática, desta vez definitiva.

Especialmente nessa experiência, saltou-se a prática A, indo-se direto para a E, que consta em banhar-se o corpo-de-prova numa solução sulfúrica fervente a 16%, com sulfato de cobre e pelotas de cobre por 24 horas, após o que é dobrado a 180° . O aparecimento de trincas intergranulares, sob aumentos de 5 a 20 vezes, indicará a susceptibilidade à corrosão intergranular.

As dimensões do corpo-de-prova fabricado a partir de chapa com espessura superior a $3/16''$, caso em questão, devem ser: espessura até $1/2''$; largura entre $3/8$ e $1''$ e comprimento mínimo de $3''$, sendo a superfície convexa do corpo-de-prova a original da amostra.

Banho por tempo superior a 24 horas poderá ser usado excepcionalmente desde que combinado previamente entre cliente e fabricante.

Esse teste não avalia o comportamento do material submetido a outro meio corrosivo nem outra forma de corrosão.

A observação microestrutural foi feita com microscópios ótico e eletrônico de varredura – MEV.

A quantidade e a distribuição da ferrita foram obtidas pelo método magnético, usando-se um ferritoscópio modelo Ferritgehaltmesser 1.053, marca Institut Dr. Förster.

Os corpos-de-prova de dobramento lateral e de tração (figuras III.4 e 5, respectivamente), que obedeceram a norma ASME, seção IX, de 2001, para qualificação de procedimento [49], serviram para verificação da resistência mecânica das juntas soldadas.

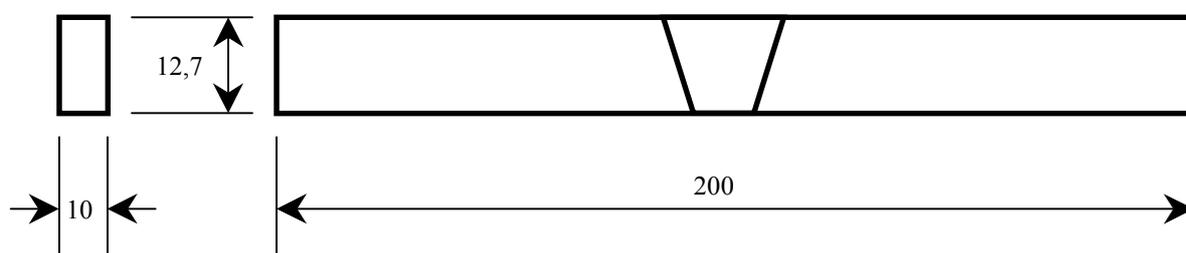


Figura III.4 - Corpo-de-prova de dobramento lateral (cotas em mm) [49]

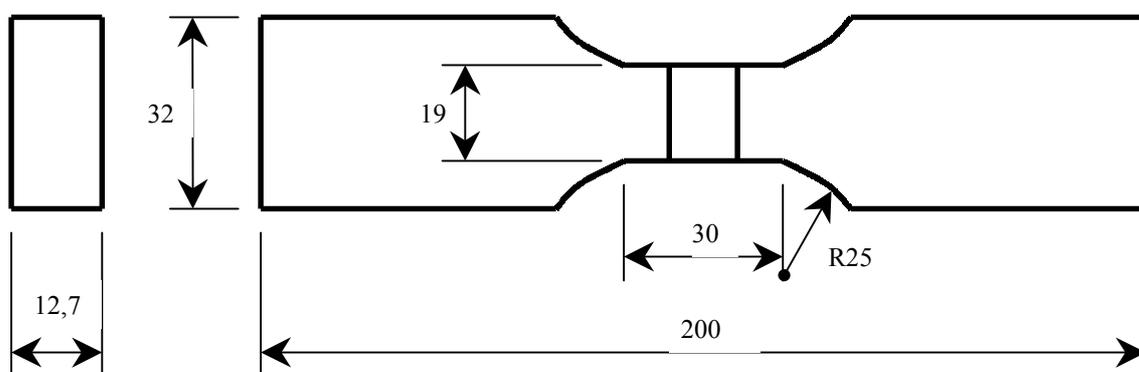


Figura III.5 - Corpo-de-prova de tração (cotas em mm) [49]

Finalmente, a análise química, que encerra os testes previstos na amostra de cordão retilíneo, foi efetuada por espectrometria ótica nos metais de base e de solda, tendo sido escolhida a região da face do cordão de solda neste último.

Um teste de trincamento por restrição circular da solda foi escolhido para avaliar a susceptibilidade ao trincamento a quente [50]. Ele consta do enchimento, com solda, de uma ranhura usinada num corpo-de-prova formado por quatro segmentos unidos

entre si por ponteamto e cujas faces de contacto foram previamente fresadas (figura III.2). Inicialmente, três quartos da circunferência da ranhura foram completados com solda, após o que, se aguardou o resfriamento do depósito até atingir a temperatura máxima de 100⁰C. Somente então, soldou-se o quarto restante.

Para este corpo-de-prova foram reservados, sucessivamente, os ensaios: visual da solda, líquido penetrante da superfície dos cordões de acabamento e da seção transversal e macrografia da seção transversal dos quadrantes que apresentassem indicação de líquido penetrante.

III.2.3 Procedimento Experimental

A tabela III.1 exhibe as diversas combinações de mistura gasosa, modo de transferência, processo de soldagem e vazão de gás geradoras de treze amostras . O modo de transferência variou entre spray e curto-circuito, sendo o primeiro adotado em todos os experimentos com arame tubular devido à característica de alta produtividade do processo,

exceto pela raiz soldada em curto-circuito. Nos demais casos, dominou o curto-circuito por apresentar taxa de alimentação do arame compatível a um processo semi-automatizado. Para as intensidades de corrente, e, conseqüentemente, taxas de alimentação próprias do modo spray, a velocidade de soldagem era demasiadamente elevada, a ponto de impedir que o soldador pudesse ter controle do depósito, gerando cordões que em muito lembravam os obtidos por arco-submerso.

Quanto às vazões de gás, foram escolhidas uma de valor reconhecidamente reduzido e outra dentro da recomendação dos fabricantes de gases e de arames.

As misturas gasosas também se basearam nas recomendações de catálogos e literatura técnica, à exceção das M1 e M2, em arames sólidos, que são evitadas pela elevada concentração de gás carbônico, e, por conseguinte, carbono. Este elemento é supostamente deletério ao aço AISI 304L, em questão, quando excessivo.

Os valores de corrente, velocidade de soldagem e aporte de calor são resultantes da média obtida dos vários cordões aplicados em cada amostra.

Para cada combinação de parâmetros, relacionaram-se corrente, tensão, taxa de alimentação, velocidade de soldagem e aporte de calor, todos fora e dentro de parêntesis, caso os cordões de solda pertencessem, respectivamente, à raiz ou ao enchimento do metal de solda.

O aporte de calor foi calculado segundo a expressão:

$$\text{Aporte de Calor} = (\text{Corrente} \times \text{Voltagem} \times 60) \div (\text{Velocidade de Soldagem} \times 1000)$$

As abreviaturas utilizadas na tabela III.1 foram:

- M1 – gás com 100% de CO₂;
- M2 – gás com mistura de 82% de argônio e 18% de CO₂;
- M3 – gás com mistura de 98% de argônio e 2% de CO₂;
- M4 – gás com mistura de 81% de argônio, 18% de hélio e 1% de CO₂;
- C.C. – curto-circuito e
- ench. - cordões de enchimento do chanfro usinado.

Tabela III.1 – Parâmetros de soldagem das amostras

PROCESSO DE SOLDAGEM	GÁS	VAZÃO [l/min]	MODO DE TRANSFERÊNCIA	NÚMERO DA AMOSTRA	TIPO DE CORDÃO	CORRENTE [A]	TENSÃO [V]	TAXA DE ALIMENTAÇÃO [m/min]	VELOCIDADE DE SOLDAGEM [mm/min]	APORTE DE CALOR [kJ/mm]	
GMAW	M1	05	C.C.	04	raiz (ench.)	125 (171)	23,5 (24,1)	8,89 (13,72)	150 (306)	1,175 (0,808)	
				05	raiz (ench.)	115 (143)	22,5 (24,0)	7,62 (09,73)	161 (247)	0,964 (0,834)	
			SPRAY	13	raiz (ench.)	104 (116)	23,8 (24,2)	8,46 (10,16)	123 (220)	1,207 (0,766)	
	M2	05	C.C.	01	raiz (ench.)	128 (153)	22,4 (24,4)	7,62 (10,16)	133 (334)	1,293 (0,671)	
		14		06	raiz (ench.)	127 (156)	22,4 (24,6)	7,62 (10,36)	122 (296)	1,399 (0,778)	
	M3	05	SPRAY	15	raiz (ench.)	100 (178)	21,3 (30,1)	8,31 (12,24)	082 (138)	1,559 (2,329)	
		16	C.C.	09	raiz (ench.)	095 (130)	21,0 (23,2)	7,62 (12,67)	138 (193)	0,867 (0,938)	
	M4	05 18	C.C.	03 02	raiz (ench.)	117 (129)	21,0 (21,5)	7,62 (08,26)	105 (233)	1,404 (0,714)	
	FCAW	M1	05	SPRAY	11	raiz (ench.)	110 (198)	21,5 (26,5)	4,83 (09,65)	188 (414)	0,755 (0,760)
			18		07						
M2		05	SPRAY	10	raiz (ench.)	121 (177)	21,0 (26,0)	4,83 (07,62)	170 (294)	0,897 (0,939)	
		18		08							

IV RESULTADOS

IV.1 ASPECTOS VISUAIS DA SOLDA

Para o arame sólido, o emprego de CO₂ puro gerou cordões de aspecto ruim, excessivamente rugosos, escuros e com elevada convexidade, bem como alto índice de respingos e variações excessivas na corrente elétrica.

Ao se passar para a mistura 82%Ar-18%CO₂ (M2), todos esses inconvenientes, à exceção da convexidade, foram amenizados mas não eliminados, condição só alcançada com a mistura contendo hélio (M4), que garantiu cordões ótimos, claros e sem respingos ou, ao menos, que não aderiram à chapa.

Com a composição 98%Ar-2%CO₂ (M3), se notou dificuldade superior de se soldar em relação às efetuadas com M1 e M2, apesar de esta mistura ser recomendada por algumas fontes.

Resumidamente, se pode afirmar que as misturas M1, M2 e M3, nessa ordem, geraram cada vez menos respingos, fato já notado por outros pesquisadores [51]. Ao mesmo tempo, cordões com convexidade acima do ideal eram obtidos nessas misturas, a ponto de forçar a remoção de grande volume de solda antes da deposição do cordão subsequente. Caso tal providência não fosse tomada, certamente inúmeros defeitos por falta de fusão surgiriam, comprometendo a qualidade do trabalho. Além disso, o tempo de limpeza entressas para essas misturas foi nitidamente superior, fato facilmente comprovado quando se compara as frações entre o tempo de deposição e o tempo total de soldagem, decrescentes à medida que o teor de CO₂ aumenta, como indica a tabela IV.1.

Tal qual o arame sólido, na fase preliminar, o arame tubular foi submetido a todas as misturas, tendo sido abandonadas as M3 e M4 pelas adversidades surgidas na deposição, bem como pelo custo superior das mesmas frente às misturas ricas em CO₂. Entre M1 e M2, a primeira demonstrou aspecto visual e facilidade de remoção de escória superiores.

IV.2 MACROESTRUTURA

Vê-se, na figura IV.1, a macrografia da amostra 7, que revela nitidamente cada cordão de solda aplicado à peça e os grãos colunares. Especialmente nesta amostra,

houve deformação excessiva que obrigou à fabricação de outra amostra, a partir dos mesmos parâmetros, para confecção dos corpos-de-prova de dobramento e tração.

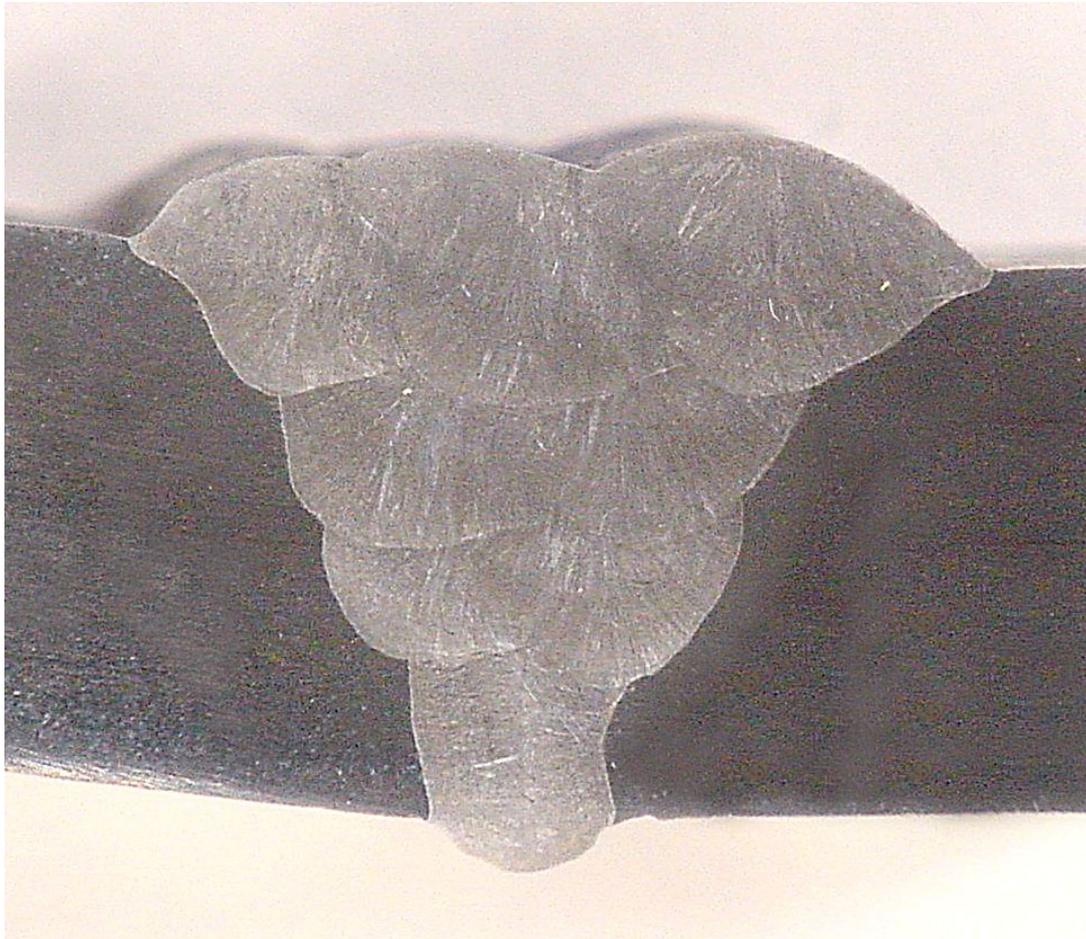


Figura IV.1 – Macrografia da amostra 7 (ampliada)

IV.3 CORROSÃO INTERCRISTALINA

Nenhuma das mudanças aplicadas aos parâmetros da experiência, notadamente o acréscimo do teor de CO₂, que alcançou 100% na proteção gasosa utilizada, foram capazes de comprometer a resistência à corrosão intercrystalina das juntas geradas e submetidas à prática E da norma ASTM A 262, como ilustrado na figura IV.2. Dentre todas as amostras, somente as de número 02, 03, 09 e 15 apresentaram algum tipo de defeito: falta de fusão. Entretanto, em nenhuma delas se notou presença de corrosão.

De acordo com Hazan [52], a idêntico final não chegaríamos caso houvésemos submetido o material a solução altamente oxidante, e, portanto, mais agressiva. No entanto, optamos por tal prática da ASTM por ser mundialmente difundida.

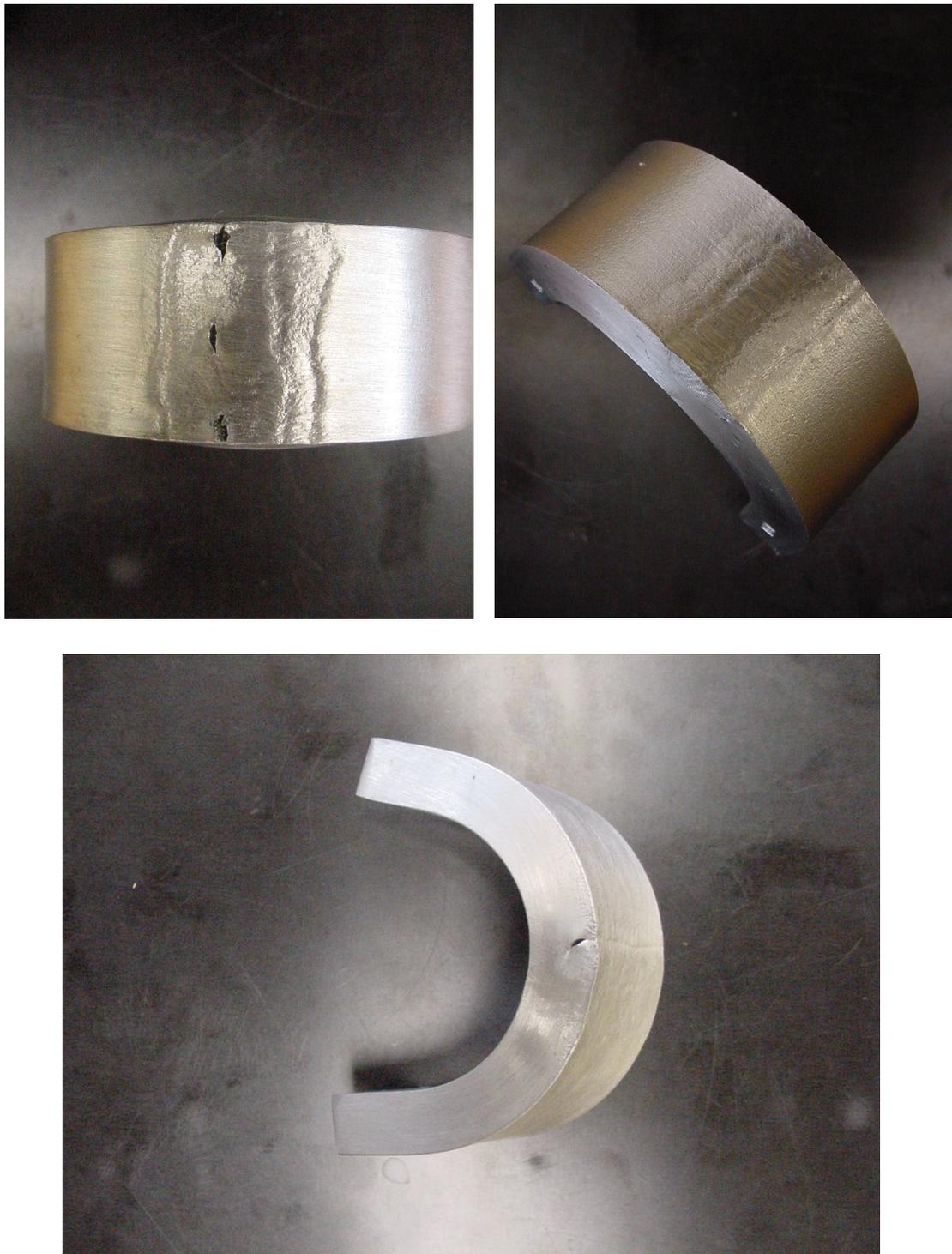


Figura IV.2 - Corpos-de-prova do teste de corrosão intercrystalina: amostra 13 (superior direito) perfeita; amostras 03 (inferior) e 15 (superior esquerdo) com falta de fusão

IV.4 CICLO TÉRMICO DA SOLDA

Termopares foram fixados em seis amostras. Como as curvas dos ciclos térmicos são semelhantes, somente a referente à amostra 1 foi reproduzida (figura IV.3). Nesta, os termopares situavam-se na face inferior da amostra, à metade do comprimento (caso do termopar 1 da figura IV.3). Observando o ciclo abaixo, constata-se que o tempo de permanência na faixa de sensitização, 420-870°C, foi mínimo e, provavelmente, insuficiente para sensitizar o material.

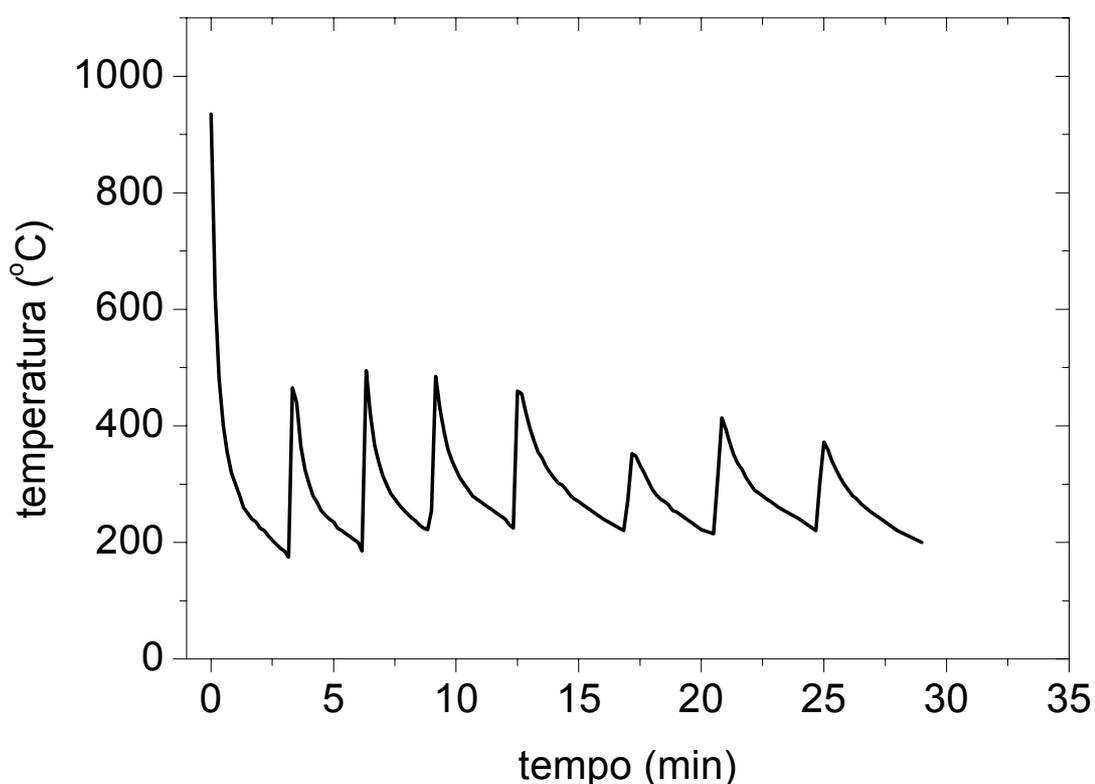
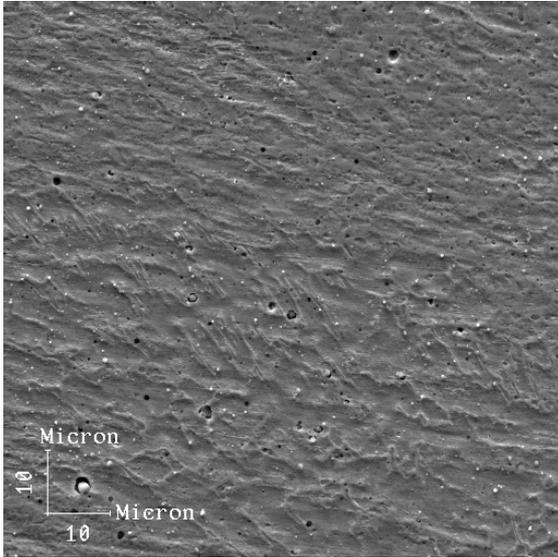


Figura IV.3 – Ciclo térmico da amostra 1

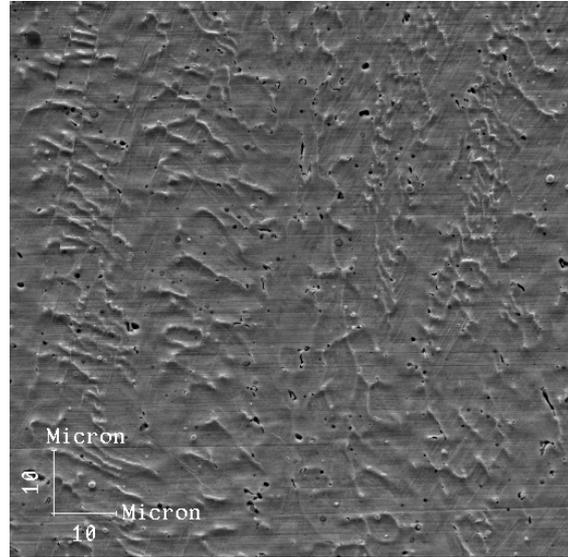
IV.5 FERRITA DELTA

A quantidade de ferrita delta medida e exibida na tabela IV.1 mostra, como esperado [52], proporcionalidade inversa com o teor de CO₂ presente nas misturas empregadas graças à ação austenitizante do carbono. A figura IV.4 exhibe a ampliação

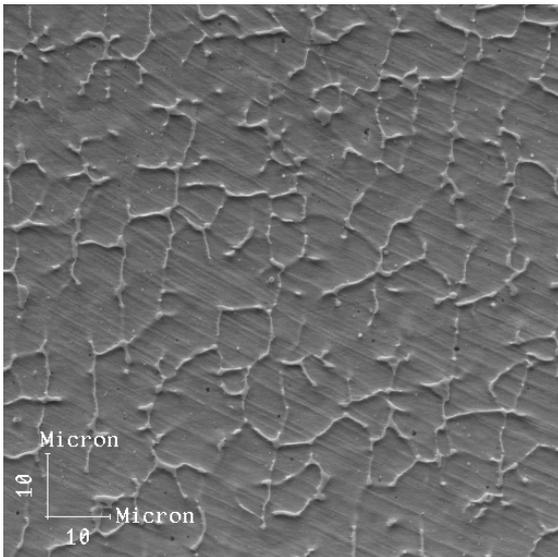
da rede de ferrita, conseqüente da redução do dióxido de carbono. Outro fato notado foi a relação de proporcionalidade direta entre a quantidade de ferrita e a vazão de gás.



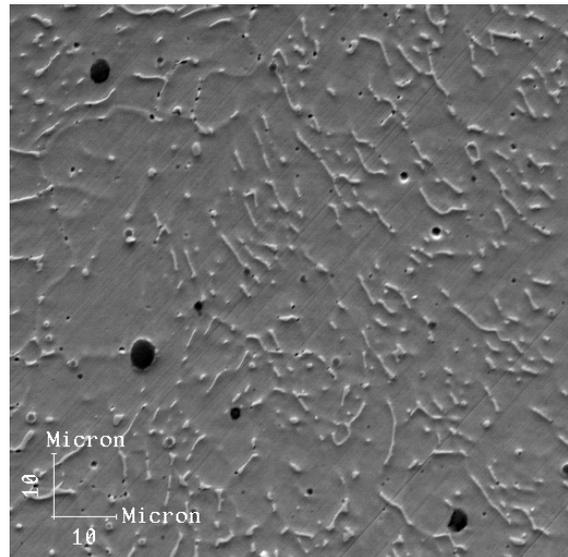
AMOSTRA 13



AMOSTRA 4



AMOSTRA 9



AMOSTRA 10

Figura IV.4 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura: a rede de ferrita (alto relevo) aumenta progressivamente a partir da amostra 13, onde é quase inexistente, passando pela 4 até chegar nas 9 (quase contínua) e 10. Ataque com ácido oxálico a 10%: 1000x

IV.6 TEMPO DE SOLDAGEM

O tempo de deposição relativo, isto é, a razão entre o tempo gasto unicamente na deposição do metal de adição e o tempo total de soldagem, que também inclui a limpeza de cada cordão, está disponível na tabela IV.1. Percebe-se tendência decrescente no tempo de deposição relativo à medida que a participação de CO₂ aumenta. Este fato é explicado pela maior dificuldade de remoção dos respingos, que aderem à peça mais intensamente quando o teor de gás carbônico é incrementado, assim como pela convexidade exagerada e pelo acabamento inferior dos cordões depositados, prejudicando o serviço de limpeza. Nas amostras com arame tubular, isso não ocorre devido à facilidade de remoção da escória, à quase ausência de respingos e à forma ideal do cordão, isto é, com baixa convexidade.

Tabela IV.1 - Teor de ferrita e relação entre tempos de deposição e total de soldagem

PROCESSO DE SOLDAGEM	GÁS	NÚMERO DAS AMOSTRAS	TEMPO DE DEPOSIÇÃO %	FERRITA DELTA %
GMAW	M1	04	30	2,25
		05	30	2,00
		13	41	2,25
	M2	01	32	5,25
		06	28	5,50
	M3	15	37	6,00
		09	43	6,50
	M4	03	44	7,00
		02	42	7,50
	FCAW	M1	11	36
07			32	5,50
M2		10	37	5,50
		08	39	6,25

IV.7 FASE SIGMA

Seguindo a norma ASTM E 407-99, utilizamos o Reagente de Murakami para revelar a fase sigma. No entanto, tal estrutura não foi encontrada, resultado esperado pela quantidade reduzida de elementos ferritizantes presentes no metal de solda, facilitadores da criação de fase sigma. O carbono presente no gás, no papel de indisponibilizador do cromo, também contribuiu nesse sentido [17].

Mesmo que seja possível seu aparecimento em baixas concentrações, a partir de 6%, seria necessária a existência de uma rede contínua [43], fato não constatado em nenhuma das amostras (figura IV.4).

IV.8 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As expressões seguintes foram as escolhidas para calcular os valores de níquel e cromo equivalentes:

$$Ni_{eq} = \% (Ni + 30xC + 30xN + 0,5xMn) \quad e$$

$$Cr_{eq} = \% (Cr + Mo + 1,5xSi + 0,5xNb).$$

A tabela IV.2 exhibe os resultados da análise química, cabendo ressaltar que a quantidade de nitrogênio foi levantada para servir de índice de avaliação da eficácia da proteção gasosa, cuja vazão variou enormemente. As composições dos metais de adição foram fornecidas pelos fabricantes, através de dados obtidos estatisticamente. Os valores dos elementos nióbio e titânio, apesar de incluídos na análise, são resíduos ou erros de medição, já que não constam nem nos metais de adição nem de base.

Tabela IV.2 - Composição química das amostras soldadas

PROCESSO DE SOLDAGEM	GÁS	NÚMERO DA AMOSTRA	ELEMENTOS QUÍMICOS												Ni _{eq}	Cr _{eq}	$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}}$
			C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	N			
GMAW	M1	04	0,070	1,60	0,78	0,013	0,015	19,60	10,05	0,14	0,090	-	-	0,02	13,55	20,91	1,54
		05	0,050	1,50	0,75	0,014	0,014	19,60	10,23	0,14	0,091	-	-	0,02	13,08	20,87	1,59
		13	0,029	1,68	0,81	0,012	0,015	19,51	10,29	0,13	0,130	0,006	-	0,075	14,25	20,86	1,47
	M2	01	0,045	1,65	0,86	0,012	0,015	19,40	10,30	0,14	0,090	-	-	0,03	13,38	20,83	1,56
		06	0,045	1,68	0,85	0,012	0,017	19,54	10,28	0,13	0,085	-	-	0,02	13,07	20,95	1,61
	M3	15	0,035	1,75	0,43	0,013	0,014	19,25	09,26	0,13	0,072	-	-	0,04	12,39	20,03	1,61
		09	0,040	1,95	0,35	0,012	0,011	18,27	10,93	0,13	0,070	0,003	0,04	0,04	14,31	18,93	1,32
	M4	03	0,030	1,80	0,96	0,011	0,016	19,67	10,12	0,13	0,095	-	-	0,03	12,82	21,24	1,67
		02	0,030	1,80	0,93	0,010	0,018	19,50	10,30	0,12	0,090	-	-	0,03	13,00	21,02	1,61
	FCAW	M1	11	0,045	1,58	0,91	0,012	0,013	19,06	09,95	0,12	0,104	0,004	0,06	0,02	12,69	20,55
07			0,042	1,54	0,89	0,013	0,013	19,26	10,06	0,12	0,100	0,003	0,05	0,03	12,99	20,72	1,59
M2		10	0,040	1,58	0,95	0,011	0,013	19,00	09,82	0,13	0,100	0,003	0,05	0,02	12,41	20,56	1,67
		08	0,030	1,61	0,98	0,015	0,014	19,42	09,71	0,11	0,100	0,004	0,06	0,02	12,02	21,00	1,75
METAL DE BASE			0,016	1,31	0,63	0,028	0,001	18,11	09,44	0,00	0,023	-	-	0,02	10,58	19,06	1,79
METAL DE ADIÇÃO	ER 308L		0,016	1,90	0,40	0,025	0,001	19,65	09,64	0,10	0,160	-	-	-	11,07	20,35	1,85
	ER 308L Si		0,017	1,62	0,81	0,022	0,007	20,03	09,86	0,03	0,120	-	-	-	11,18	21,28	1,89
	E 308L-T1		0,030	1,21	0,53	0,017	0,010	20,20	10,13	0,09	0,450	-	-		11,64	21,09	1,82

IV.9 ENSAIOS MECÂNICOS

Os limites de resistência obtidos, dois por amostra, mediante o ensaio de tração estão na tabela IV.3.

Tabela IV.3 - Resultados dos ensaios de tração

PROCESSO DE SOLDAGEM	GÁS	NÚMERO DA AMOSTRA	LIMITE DE RESISTÊNCIA [MPa]
GMAW	M1	04	630/713
		05	625/624
		13	617/619
	M2	01	566/580
		06	606/606
	M3	15	538/559
		09	564/538
	M4	03	441/361
		02	475/345
	FCAW	M1	11
07			576/580
M2		10	596/580
		08	593/597
METAL DE BASE			536

Nitidamente se percebe o acréscimo de valor da resistência a tração ao se acrescentar CO₂ à proteção gasosa, em ambos os processos. Reputa-se tal situação a idêntico decréscimo da ferrita delta presente no metal de solda [52], local de todos rompimentos.

Baseando-se na norma ASME [6], a junta estará aprovada caso a tensão de ruptura não seja inferior à tensão mínima especificada pela própria norma para o metal de base em questão e que equivale a 483MPa. Dessa forma, as amostras 03 e 02, soldadas por MIG/MAG e protegidas pela mistura contendo hélio, seriam as únicas reprovadas. Quanto aos ensaios de dobramento, ainda exigidos pela ASME, somente

nos corpos-de-prova submetidos às misturas M3 e M4 foram constatados defeitos, porém inferiores ao limite máximo estabelecido de 1/8" (3,2 mm).

Finalmente, conclui-se que, sob o prisma da norma ASME, as juntas 03 e 02 estão reprovadas, enquanto as demais, aprovadas.



Figura IV.5 – Corpos-de-prova de dobramento das amostras 04, 02, 03 e 09, na ordem, mostrando defeitos na região entre metais de base e de solda

IV.10 TRINCA A QUENTE

Seja superficialmente ou transversalmente, seja por ensaios visual ou de líquido penetrante, seja macroscópica ou microscopicamente, nenhuma trinca a quente foi encontrada, a não ser defeitos por falta de fusão nas amostras de MAG. A ocorrência de tais falhas é atribuída à convexidade acentuada dos cordões e conseqüente dificuldade de limpeza entre os mesmos, agravado pelo acesso limitado da ferramenta utilizada.

Nas amostras com MAG, necessitou-se de tempo duas e meia vezes superior ao das com arame tubular, de cordões de leve convexidade.

Para superar tal situação, substituiu-se o arame sólido por outro semelhante porém com acréscimo de silício, elemento que confere mais fluidez à poça de fusão, reduzindo a convexidade do cordão e de ocorrência de falta de fusão. Tal mudança foi eficaz, gerando corpos-de-prova sem defeito.



Figura IV.6 – Vista transversal da amostra soldada com CO_2 , mostrando defeitos por falta de fusão revelados por líquido penetrante (sup.) e corpo-de-prova de trinca a quente da amostra soldada com CO_2 e arame sólido adicionado a silício (inferior)

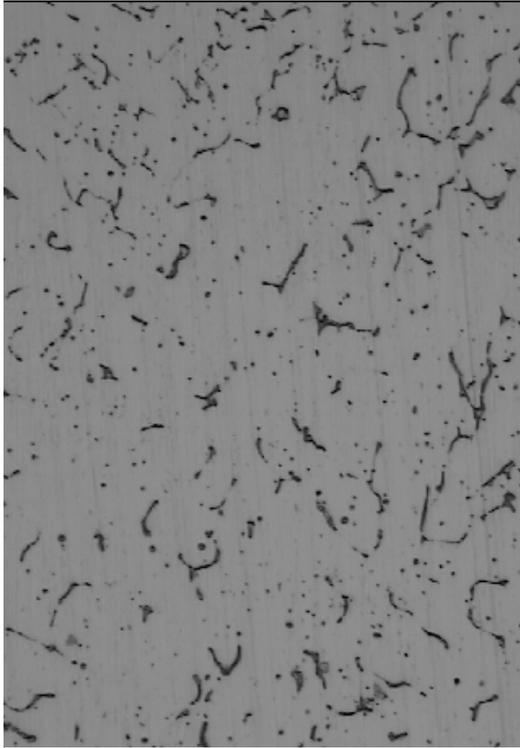
IV.11 MICROESTRUTURA

A figura IV.7 exhibe os efeitos do teor de CO₂ no metal de solda, bem como do fluxo. Com a elevação do gás carbônico (1, 2 e 100%), se nota a redução gradativa da quantidade de ferrita e a ampliação da de carbonetos (amostras de arame sólido 03, 15 e 04, nessa ordem). A amostra 11, por sua vez, confirma que o fluxo teve papel eficiente na proteção da poça de fusão, haja vista a abundante quantidade de ferrita atingida ao final da solda, apesar de ter sido utilizada mistura pura em CO₂, tal qual a amostra 04.

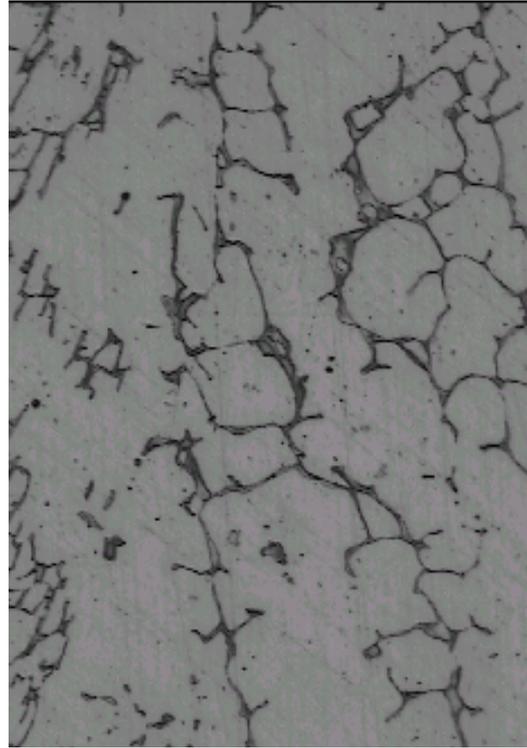
Na microestrutura, se constata a presença da austenita misturada à ferrita vermicular, predominante em relação à acicular, e inclusões de carbonetos, como previsível para o aço soldado em questão [34, 53].

Com a elevação da ferrita, notou-se a esperada transformação da rede de ferrita descontínua para contínua [54], exemplificadas nas micrografias da figura IV.7, especificamente nas amostras 4 e 3, cujos teores médios de ferrita, são, respectivamente, 2,25 e 7,00 ou na figura IV.4, amostras 13 (quase inexistente) e 9 (quase contínua).

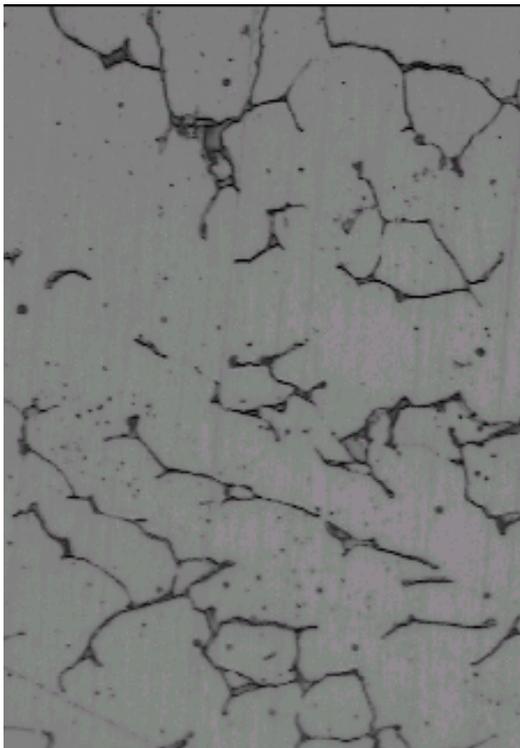
Todas as amostras soldadas com arame tubular, isto é, 07, 08, 10 e 11, revelaram a existência de um tipo peculiar de precipitado de dimensão bem superior aos demais encontrados nestas e demais amostras, como detectado pelo MEV (figura IV.4) e microscópio ótico (figura IV.7).



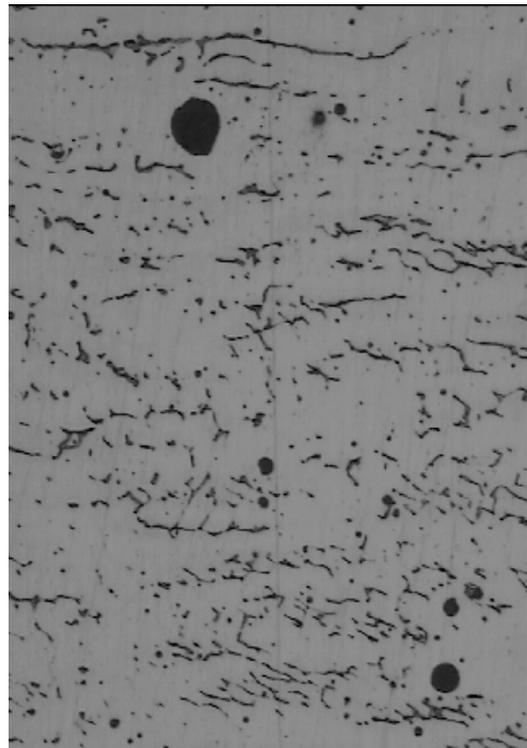
AMOSTRA 04



AMOSTRA 03



AMOSTRA 15



AMOSTRA 11

Figura IV.7 – Micrografias: a ferrita vermicular (cinza escuro) distribui-se em forma de uma rede ao redor da austenita (cinza claro) e seu teor cresce à medida que a rede se estende; os carbonetos (pontos escuros) crescem em número na relação inversa a da ferrita. Ataque com ácido oxálico a 10%; 500x.

V DISCUSSÃO

O escurecimento e o aspecto ruim dos cordões de solda, a instabilidade do arco elétrico e o nível de respingos, este já relatado por Stenbacka [14], tudo isso foi intensificado, no processo MIG/MAG, à proporção que a concentração de CO₂ aumentava nas misturas gasosas empregadas, à exceção da convexidade que diminuía. Esses inconvenientes são explicados pela participação maior de um gás ativo – o CO₂ – na composição da mistura e, por sua vez, da interferência do oxigênio, atmosférico e da própria proteção gasosa adicional, nas características da solda realizada. Especialmente quanto à convexidade decrescente dos cordões para teores de CO₂ crescentes essa característica já fora relatada noutros trabalhos [55, 14] e se deve à redução da tensão superficial do cordão, para teores elevados de CO₂, promovendo maior molhabilidade. Em nossa experiência, tal adversidade foi superada substituindo-se o arame ER 308L pelo ER 308LSi, que conferiu mais fluidez à poça de fusão e, por conseguinte, a convexidade almejada, além de melhor aspecto visual e clareamento dos cordões depositados.

Por outro lado, nenhum problema supramencionado para a soldagem com arame sólido foi percebido no processo com arame tubular graças à composição química do seu fluxo, detentor de elementos capazes de estabilizar o arco, proteger e dar forma ao cordão de solda e, por sua vez, reduzir respingos, evitar contaminação e diminuir convexidade, respectivamente.

A vantagem de se soldar com arame tubular usando as misturas M1 ou M2 e arame sólido sob proteção da mistura M4 em relação às demais opções era indiscutível até o emprego do arame sólido com adição extra de silício na mistura M1. A partir de então, seu único inconveniente passou a ser a produção ainda exagerada de respingos, apesar de sua fácil remoção.

Fabricados os corpos-de-prova e submetidos ao teste de corrosão intercrystalina, todos foram aprovados inclusive os provenientes da soldagem MIG com misturas M3 e M4, que apresentaram defeitos por falta de fusão. Tal fato já havia sido notado nas metalografias das amostras realizadas sob proteção de M4, efetuadas na fase preliminar, em que parâmetros de soldagem ideais eram buscados. Em princípio, aumentos na intensidade de corrente e na tensão suprimiriam a falta de fusão. No entanto, alterações expressivas desses parâmetros foram experimentadas naquela fase sem que alterasse o panorama. Defeito dessa ordem, para mistura semelhante, não fora identificado na

bibliografia pesquisada e pode ser explicado pela redução de CO₂ nas amostras que utilizaram misturas apresentando falta de fusão. Como o CO₂, possuidor de condutividade térmica mais elevada, conforme figura II.3, foi substituído pelo argônio (M3), de condutividade térmica inferior, a tendência foi concentrar mais energia na região central, sacrificando as laterais e propiciando esses defeitos. Como agravante, o inox possui também baixa condutividade térmica, ampliando a possibilidade de defeitos. Além disso, a redução de CO₂ fez cair a molhabilidade, dando margem ao aparecimento dos defeitos.

Quanto à M4, além dos aspectos supracitados, existe a possibilidade de a causa de falta de fusão ser a leveza do hélio, cabendo o incremento da vazão. Com o baixo teor de CO₂ e o predomínio do argônio, o calor não atingiu as laterais.

Essa mesma falta de fusão foi a provável responsável pela reprovação da amostras 02 e 03 nos ensaios de tração. Apesar disso, misturas com hélio (M4) e com reduzida concentração de CO₂ (M4 e M3) ou O₂ são largamente recomendadas, diferentemente das com gás carbônico puro.

Através dos registros das temperaturas alcançadas próximo à zona fundida (figura IV.3), se nota que o tempo de permanência na faixa de sensitização foi inferior ao necessário (figura II.13) para comprometer o material [56]. Daí nenhuma das amostras terem sensitizado. A velocidade de resfriamento da amostra 1 variou de 0,8 a 4,8°C/s, aproximadamente (ciclo térmico da figura IV.3). Tais valores podem ser estendidos às demais amostras. Considerando-se o teor médio de carbono encontrado nos metais de solda entre 0,03 e 0,07% e consultando-se a curva E da figura II.13, conclui-se que as amostras não deveriam apresentar sensitização do metal soldado, como realmente aconteceu, pelo rápido resfriamento a que foram submetidas. Além disso, o teor de cromo praticamente não variou, sugerindo não comprometimento da inoxidabilidade, como os ensaios comprovaram.

Ainda no que diz respeito à sensitização, apesar de o acréscimo de silício poder acarretar corrosão intergranular [57], isto não ocorreu com a nossa experiência.

Valores de silício a partir de 2,74% são capazes de gerar o surgimento de fase sigma em aços 18-8, mesmo quando submetidos a temperaturas relativamente baixas, como 500°C [44]. Entretanto, as análises químicas não revelaram concentrações superiores a 1%, nem os ataques revelaram existência de fase sigma.

Outro dado confirmado nesse experimento foi o de que soldagens realizadas com aporte de calor inferior a 1378 kJ/mm (35 kJ/pol) têm remota chance de sensibilizar o aço [20]: tal valor raramente foi superado.

Detendo-se agora na resistência mecânica, se nota a proporcionalidade inversa entre a tensão de ruptura e a quantidade de ferrita do metal de solda. A explicação é que por ter estrutura cúbica de corpo centrado, a ferrita possui menor ductilidade que a austenita, cuja estrutura é de face centrada [52]. Daí o rompimento ter-se dado sempre no metal de solda e com valores de tensão inferiores para as amostras com maior teor de ferrita. Complementarmente, os corpos-de-prova com falta de fusão, protegidos por M3 e M4, foram exatamente os de menores limites de resistência. Tais defeitos certamente influenciaram na resistência mecânica a tração.

Presença de trinca a quente não foi constatada em nenhuma amostra, mesmo naquelas com concentração superior de silício, cujo ponto de fusão é baixo e que, por conseguinte, as tornariam mais propícias.

A baixa quantidade de elementos detrimenais, como P, S, Si [32] e Nb [38], reduz a possibilidade de surgimento desse tipo de problema. Em certos casos, a concentração de enxofre nas superfícies dessas trincas chega a ser 2000 vezes superior ao teor médio do metal fundido [31]. Para aços com metal de solda totalmente austeníticos, a susceptibilidade aumenta quando a concentração de enxofre supera a 0,010% e a de fósforo, a 0,015 [38]. Para um metal de solda dúplex, nosso caso, o percentual capaz de acarretar trincas seria mais elevado. Os percentuais, principalmente de enxofre e fósforo, dos metais de base e de adição deste experimento foram baixos, fator decisivo para a inexistência de trinca. Ainda que fossem teores superiores, a ponto de suscetibilizar as trincas, bastaria elevar as concentrações de Mo, Mn [32] e N [57].

A despeito de alguns autores recomendarem 4 FN como valor mínimo para se evitar as trincas a quente [19, 31], elas não surgiram nas amostras com FN inferior a este. Lundin [32] e Lippold [36] discordam, entretanto, desta correlação. Para Lippold, a quantidade de ferrita delta necessária para assegurar resistência ao trincamento a quente é específica a uma composição particular da liga [36]. Isso explica porque nenhuma amostra trincou, apesar da baixa concentração de ferrita.

A mais atual teoria para justificar o aparecimento de trinca a quente é o modo de solidificação do aço. Segundo ela, quando a ferrita é primária, haveria baixa tendência no surgimento das mesmas. A maior solubilidade dos elementos detrimenais nessa fase permitiria que eles fossem mais bem distribuídos. Por outro lado, quando a austenita é

primária, as concentrações de enxofre e fósforo, principalmente, se fazem muito superior nos interstícios dendríticos, baixando a temperatura de solidificação do líquido remanescente – eutético – e facilitando a geração de trincas [31]. Não foi o ocorrido em nossa experiência, onde a ferrita é primária.

Outro indicativo da não ocorrência de trinca a quente é o cálculo de $[Cr/Ni]_{eq}$ do metal de solda para obtenção do comprimento total da trinca a partir do gráfico da figura II.9. Em nosso estudo, tivemos um valor médio de 1,6, que é exatamente o ponto mínimo da curva. Dessa forma, nossos resultados corroboram os de outras investigações.

Apesar de o teste de restrição circular de solda empregado nesta pesquisa não ser dos mais atuais, como Varestaint, Tigamajig e Sigamajig, seus resultados estão em consonância com esses, apresentando como desvantagem a não quantificação da sensibilidade ao trincamento dos materiais analisados [58], fato irrelevante visto ser a restrição aplicada extremamente elevada.

Microestruturalmente, confirma-se a predominância de estrutura ferrítica vermicular, justificada pela solidificação primária na forma de ferrita delta. Somente em regiões isoladas houve aparecimento da ferrita acicular, também denominada lathy, típica da solidificação primária em austenita [39]. Essa variação morfológica entre cordões é atribuída às condições de resfriamento, à diluição com o metal de base e ao reaquecimento promovido pelos sobrepasses. O modo primário de solidificação pode ser previsto a partir do cálculo do níquel e cromo equivalentes e do diagrama da figura II.7 [11].

A redução da vazão do gás não causou nenhuma mudança aparente nos resultados, coincidindo com a conclusão de outro estudo, que abordava a estabilidade do arco em solda empregando aço carbono e arame ER 70 S6 [59]. Apesar da redução de ferrita notada nas amostras onde também se reduziu a vazão das misturas, tal constatação não pode ser justificada pela maior absorção de nitrogênio da atmosfera, elemento austenitizante, pois a análise química não corrobora essa suspeita.

Especialmente para as soldas efetuadas com arame tubular, se nota quantidades de ferrita muito superiores às alcançadas pelas soldas com arame sólido sob proteção da mesma mistura gasosa. Deve-se isso aos elementos presentes no fluxo, neutralizadores dos gases atmosféricos e estabilizadores do arco elétrico. Outro aspecto esperado e comprovado foi a elevação do teor de carbono à medida que misturas mais ricas em CO_2 eram aplicadas [52, 51], tanto no processo MIG/MAG quanto no arame tubular.

Com o aumento da participação do CO₂ nos gases, se notou redução de cromo e elevação de níquel. Apesar de em pequenas proporções, houve redução da relação $(Cr/Ni)_{eq}$, a despeito das amostras 9 e 15, assim como da quantidade de ferrita, comprovando o efeito austenitizante do gás sobre o metal de solda. Tendência de decréscimo de manganês e silício pôde ser também observada. Tais elementos reagem avidamente com o oxigênio [60, 14], presente no dióxido de carbono, formando óxidos.

VI CONCLUSÕES

Pode-se afirmar que soldas realizadas em aço inoxidável AISI 304L com arame AWS 308LSi, utilizando gás CO₂ puro, são de ótima qualidade, observando-se aspectos concernentes aos típicos problemas de aços austeníticos, ou seja, resistência à corrosão intercrystalina, inexistência de fase sigma e não formação de trinca a quente. Adicionalmente, os testes mecânicos de dobramento e tração comprovaram a excelente resistência mecânica das juntas. A não ser pelo maior número de respingos no processo MIG/MAG, a seleção de metal de adição com acréscimo de silício equiparou-se ao arame tubular, garantindo cordões de boa aparência e fluidez, além de fácil soldabilidade,

Complementarmente, a reduzida quantidade de ferrita delta no metal de solda depositado pelo processo arame sólido garantiu vantagem adicional, em relação ao tubular, por ter atingido uma estrutura quase puramente austenítica, sem, no entanto, deixar o material vulnerável a trincas de solidificação.

Concluiu-se, ademais, que a vazão de gás de proteção pode ser drasticamente reduzida, proporcionando significativa economia desse consumível, sem comprometimento da qualidade da solda, tanto em MIG/MAG quanto em arame tubular.

VII BIBLIOGRAFIA

- [1] AMERICAN WELDING SOCIETY, “Flux Cored Arc Welding”. In: *Welding Processes – Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldering*, 7 ed., v. 2, chapter 5, *Welding Handbook*, W. H. Kearns, Miami, Florida, USA, 1978.
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, “Flux Cored Arc Welding”. In: *Welding, Brazing and Soldering*, 9 ed., v. 6, *Metals Handbook*, Dr. Ernest F. Nippes, Ohio, USA, 1983.
- [3] THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY, “The Self-Shielded Flux Cored Process”, *The Procedure Handbook of Arc Welding*, 12 ed., Cleveland, Ohio, USA, 1973.
- [4] HOULDCROFT, P. T., “Welding Process Technology”. 1 ed. Cambridge, England, Cambridge University Press, 1979.
- [5] THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY, “Welding Stainless Steel with the Gas Metal-Arc Process”, *The Procedure Handbook of Arc Welding*, 12 ed., Cleveland, Ohio, USA, 1973.
- [6] ASME, “Specification for Stainless Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Stainless Steel Flux Cored Rods for Gas Tungsten Arc Welding”(SFA-5.22). In: *Section II, Part C*, 2001.
- [7] FRENCH, I. E. e BOSWORTH, M. R. “A Comparison of Pulsed and Conventional Welding with Basic Flux Cored and Metal Cored Welding Wires”, *Welding Journal* vol. 74, n. 6, pp. 197-s – 205-s, Jun. 1995.
- [8] AMERICAN WELDING SOCIETY, “Gas Metal Arc Welding”. In: *Welding Processes – Arc and Gas Welding and Cutting, Brazing, and Soldering*, 7 ed., v. 2, chapter 4, *Welding Handbook*, W. H. Kearns, Miami, Florida, USA, 1978.
- [9] SOUZA, P. C. R. D. e BRANDI, S. D. “Análise da Transferência Metálica na Soldagem a Arco Elétrico com Arame Tubular”, *Soldagem & Inspeção* ano 6, n. 10, Suplemento Técnico, Dez. 2000.
- [10] QUITES, A. M. e DUTRA, J. C., “Tecnologia da Soldagem a Arco Voltaico”. 1 ed. Florianópolis, Santa Catarina, Brasil, 1979.
- [11] IGNOTO, V., PLAZA, I. E. e SERRANO R., M. A. “Efectos de los gases de protección en la soldadura GMAW sobre la microestructura del acero inoxidable AISI 316L-Si”. In: *XXII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, pp. 227-238, Blumenau, Santa Catarina, Brasil, Jul. 1996.

- [12] MODENESI, P. J. e VASCONCELOS SILVA, A. “Uma avaliação de misturas de proteção contendo H₂ e N₂ para a soldagem GMAW de aços inoxidáveis austeníticos”. In: *XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, pp. 581-595, Caxias do Sul, Rio Grande do Sul, Brasil, Out. 1995.
- [13] TUŠEK, J. e SUBAN, M. “Experimental Research of the Effect of Hydrogen in Argon as a Shielding Gas in Arc Welding of High-Alloy Stainless Steel”, *International Journal of Hydrogen Energy* vol. 25, n. 4, pp. 369-376, Apr. 2000 .
- [14] STENBACKA, N. “The Influence of Shielding Gas on Cored Wires”, *Welding Journal* vol. 69, n. 11, pp. 43-45, Nov. 1990.
- [15] ZEEMANN, A., MACEDO, W. e TORRES, R. “Avaliação metalúrgica de juntas de aço inoxidável austenítico soldadas por arame tubular com proteção gasosa”. In: *XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, pp. 597-612, Caxias do Sul, Out. 1995.
- [16] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, “Stainless Steels in Corrosion Service, Fabrication of Wrought Stainless Steel, Wrought Stainless Steel”. In: *Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals*, 9 ed, v. 116, *Metals Handbook*, David Benjamin, Ohio, USA, 1980.
- [17] CASTRO, R. e CADENET, J. J., “Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels”. 1 ed. Cambridge, England, Cambridge University Press, 1975.
- [18] PECKNER, D. e BERNSTEIN, I. M., “Handbook of Stainless Steel”. 1 ed. USA, McGraw Hill, 1977.
- [19] CASTNER, H. R. “What You Should Know About Austenitic Stainless Steel”, *Welding Journal* vol. 72, n. 4, pp. 53-59, Apr. 1993.
- [20] WELDING JOURNAL, “The Keys to Welding Corrosion-Resistant Austenitic Stainless Steel”, vol. 77, n. 11, pp. 57-61, Nov. 1998.
- [21] THE JAMES F. LINCOLN ARC WELDING FOUNDATION, “Principals of Industrial Welding”. 1 ed. Cleveland, Ohio, USA, 1978.
- [22] ALLEGHENY LUDLUM STEEL, “Stainless Steel Handbook”. 1 ed. Pittsburgh, USA, 1959.
- [23] WELDING INSTITUTE OF CANADA. In: *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, 1 ed, *Abington Xelding Training Module*, Cambridge, England, 1986.
- [24] SIEWERT, T. A., MCCOWAN, C. N. e OLSON, D. L. “Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainless Steel Weld Metal”, *Welding Journal* vol. 67, n. 12, pp. 289-s – 298-s, Dec. 1998.

- [25] KOTECKI, D. J. “Welding Parameter Effects on Open-Arc Stainless Steel Weld Metal Ferrite”, *Welding Journal* vol. 57, n. 4, pp. 109-s – 117-s, Apr.1978.
- [26] BOEKHOLT, R. *Philips Welding Reporter*, pp. 1, 1965 apud [31].
- [27] BUSSINGER, E. R., “Soldagem dos Aços Inoxidáveis”, Petrobrás.
- [28] PIEKLO, R. J. “Electrodos inoxidables austeníticos para soldaduras de aceros disimiles y de mala soldabilidad”. In: *Conferência Dictada en la Universidad del Centro de la Provincia de Buenos Aires*, pp. 18, Buenos Aires, Argentina, Oct. 1981.
- [29] DAVID, S. A., VITEK, J. M. e HEBBLE, T. L. “Effect of Rapid Solidification on Stainless Steel Weld Metal Microstructures and its Implications on the Schaeffler Diagram”, *Welding Journal* vol. 66, n.10, pp. 289-s – 300-s, Oct. 1987.
- [30] VITEK, J. M. e DAVID, S. A. “The Effect of Cooling Rate on Ferrite in Type 308 Stainless Steel Weld Metal”, *Welding Journal* vol. 67, n. 5, pp. 95-s – 106-s, May 1988.
- [31] KUJANPÄÄ, V. P., DAVID, S. A. e WHITE, C. L. “Formation of Hot Cracks in Austenitic Stainless Steel Welds – Solidification Cracking”, *Welding Journal* vol. 65, n. 8, pp. 203-s – 212-s, Aug. 1986.
- [32] LUNDIN, C. D., CHOU, C. –P. D. e SULLIVAN, C. J. “Hot Cracking Resistance of Austenitic Stainless Steel Weld Metals”, *Welding Journal* vol. 59, n. 8, pp. 226-s – 232-s, Aug. 1980.
- [33] GOODWIN, G. M. “The Effects of Heat Input and Weld Process on Hot Cracking in Stainless Steel”, *Welding Journal* vol. 67, n. 4, pp. 88-s – 94-s, Apr. 1988.
- [34] LIPPOLD, J. C. e SAVAGE, W. F. “Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part 2 – The Effect of Alloy Composition on Ferrite Morphology”, *Welding Journal* vol. 59, n. 2, pp. 48-s – 58-s, Feb. 1980.
- [35] KUJANPÄÄ, V. P., DAVID, S. A. e WHITE, C. L. “Characterization of Heat-Affected Zone Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds”, *Welding Journal* vol. 66, n. 8, pp. 221-s – 228-s, Aug. 1987.
- [36] LIPPOLD, J. C. e SAVAGE, W. F. “Solidification of Austenitic Stainless Steel Weldments: Part III – The Effect of Solidification Behavior on Hot Cracking Susceptibility”, *Welding Journal* vol. 61, n. 12, pp. 388-s – 396-s, Dec. 1982.
- [37] OGAWA, T. e KOSEKI, T. “Weldability of Newly Developed Austenitic Alloys for Cryogenic Service: Part II – High Nitrogen Stainless Steel Weld Metal”, *Welding Journal* vol. 67, n. 1, pp. 8-s – 17-s, Jan. 1988.
- [38] OGAWA, T. e TSUNETOMI, E. “Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels”, *Welding Journal*, vol. 61, n. 3, pp. 82-s – 85-s, Mar. 1982.

- [39] CIESLAK, M. J., RITTER, A. M. e SAVAGE, W. F. “Solidification Cracking and Analytical Electron Microscopy of Austenitic Stainless Steel Weld Metals”, *Welding Journal* vol. 61, n. 1, pp. 1-s – 8-s, Jan. 1982.
- [40] THOMAS, JR, R. D. “HAZ Cracking in Thick Sections of Austenitic Stainless Steel – Part II”, *Welding Journal* vol. 63, n.12, pp. 355-s – 367-s, Dec. 1984.
- [41] FEDELE, R. A. “Noções de Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas”, *Soldagem & Inspeção* ano 6, n. 4, pp. 21-26, Jul. 2000.
- [42] SCHWIND, M., KÄLLQVIST, J., NILSSON, J.-O., et al. “ σ -Phase Precipitation in Stabilized Austenitic Stainless Steels”, *Acta Materialia* v. 48, n. 10, pp. 2473-2481, Jun. 2000.
- [43] KLEMETTI, K., HÄNNINEN, H. e KIVILAHTI, J. “The Effect of Sigma Phase Formation on the Corrosion and Mechanical Properties of Nb-Stabilized Stainless Steel Cladding”, *Welding Journal* v. 63, n. 1, pp. 17-s – 25-s, Jan. 1984.
- [44] WEGRZYN, J. e KLIMPEL, A. “The Effect of Alloying Elements on Sigma Phase Formation in 18-8 Weld Metals”, *Welding Journal* v. 60, n. 8, pp. 146-s – 154-s, Aug. 1981.
- [45] AMERICAN WELDING SOCIETY, “Austenitic Chromium-Nickel Stainless Steel”. In: *Metals and their Weldability*, 6 ed., v. 4, chapter 65, *Welding Handbook*, Len Griffing, Miami, Florida, USA, 1972.
- [46] CHAVES, C. E. e TANIGUCHI, C. “Avaliação da sensitização decorrente da soldagem em aços inoxidáveis austeníticos”. In: *XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, pp. 11116-11160, Caxias do Sul, Jun. 1995.
- [47] CARVAJAL FALS, H. e TREVISAN, R. E. “Importância dos ciclos térmicos na corrosão intergranular dos aços inoxidáveis AISI 11616 soldados pelo processo MIG”. In: *XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, pp. 167-179, Caxias do Sul, Jun. 1995.
- [48] JEFFERSON, T. B. e WOODS, G., “Metals and How to Weld Them”. 2 ed. Cleveland, Ohio, USA, The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, 1962.
- [49] ASME, “Welding Procedure Qualification”. In: *Section IX, Part QW*, 2001.
- [50] STOUT, R. D., “Weldability of Steels”. 4ed. New York, USA, Welding Research Council, 1987.
- [51] LIAO, M. T. e CHEN, W. J. “The Effect of Shielding-gas Compositions on the Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Weldments”, *Materials Chemistry and Physics* vol. 55, pp. 145-151, 1998.

- [52] HAZAN, E. J., *O CO₂ como gás de proteção na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos*. Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1978.
- [53] LEONE, G. L. e KERR, H. W. “The Ferrite to Austenite Transformation in Stainless Steels”, *Welding Journal* vol. 61, n. 1, pp. 13-s – 21-s, Jan.1982.
- [54] PRASAD RAO, K. e PRASANNAKUMAR, S. “Assessment Criterion for Variability of Delta Ferrite in Austenitic Weld and Clad Metals”, *Welding Journal* vol. 63, n. 7, pp. 231-s – 236-s, Jul. 1984.
- [55] LYTTLE, K. A. e STAPON, W. F. G. “Select the Best Shielding Gas Blend for the Application”, *Welding Journal* vol. 68, n. 11, pp. 21 – 27, Nov.1990.
- [56] FALS, H. C. e TREVISAN, R. E. “Importância dos Ciclos Térmicos na Corrosão Intergranular dos Aços Inoxidáveis AISI 316 Soldados pelo Processo MIG”. In: *XXI Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem*, pp. 167-180, Caxias do Sul, Jun.1995.
- [57] HAN, H. Y. e SUN, Z. “Development of Welding Wire for High-Purity Austenitic Stainless Steels”, *Welding Journal* vol. 68, n. 2, pp. 38-s – 44-s, Feb.1999.
- [58] GOODWIN, G. M. “Development of a New Hot-Cracking Test – The Sigmajig”, *Welding Journal* vol. 66, n. 2, pp. 33-s – 38-s, Feb.1987.
- [59] PEREIRA, W. A. e FERRARESI, V. A. “Estudo dos Parâmetros que Influenciam a Instabilidade do Cordão em Soldagem MIG Pulsada Automatizada”, *Soldagem & Inspeção* ano 6, n. 12, Suplemento Técnico, Fev.2000.
- [60] GIMENES JR., L. e RAMALHO, J. P., “Consumíveis do Processo MIG/MAG”. In: www.infosolda.com.br, Nov.2002.

VIII SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Soldar novas amostras com os metais de base e de adição desta experiência e submetê-las a outros meios corrosivos para avaliar a resistência a corrosão intercrystalina;
- Repetir esta experiência, substituindo os metais de adição ER308L pelo ER308, ER308LSi pelo ER308Si e E308LT-1 pelo E308T-1;
- Repetir esta experiência, substituindo o metal de base AISI 304L pelos AISI 316L e 316, usando seus correspondentes metais de adição e
- Alterar as posições de soldagem para horizontal, vertical (ascendente e descendente) e sobrecabeça.