



## AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE GÁS DE ARRASTE EM SOLDAGEM GMAW DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS AISI 304

Ana Clara Rocha Prado

Projeto de Graduação apresentado ao  
Curso de Engenharia Metalúrgica da  
Escola Politécnica, Universidade Federal  
do Rio de Janeiro, como parte dos  
requisitos necessários a obtenção do  
título de Engenheira Metalúrgica.

Orientador: Oscar Rosa Mattos

Co-orientador: Kioshy Santos de Assis

Rio de Janeiro

Setembro/2016

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE GÁS DE ARRASTE EM SOLDAGEM  
GMAW DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS AISI 304

Ana Clara Rocha Prado

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE  
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE  
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS  
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRA METALÚRGICA.

Examinada por:



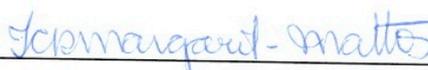
Prof. Oscar Rosa Mattos, D. Sc



Eng. Kioshy Santos de Assis, M. Sc



Eng. Marcos Müller Lobato



Prof. Isabel Cristina Pereira Margarit-Mattos, D. Sc

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

SETEMBRO de 2016

Prado, Ana Clara Rocha

Avaliação do Efeito da Utilização de Gás de Arraste em Soldagem GMAW de Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304 / Ana Clara Rocha Prado. – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2016.

X, 56 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Oscar Rosa Mattos

Co-Orientador: Kioshy Santos de Assis

Projeto de graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2016.

Referências Bibliográficas: p.48-52.

1.Gás de Arraste. 2. Trailing Gas. 3.Aço inoxidável austenítico. 4. Ferrita Delta. 5. GMAW.

I. Mattos, Oscar Rosa *et al*, Mattos, II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia Metalúrgica III. Avaliação do Efeito da Utilização de Gás de Arraste em Soldagem GMAW de Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como  
parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenharia  
Metalúrgica.

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA UTILIZAÇÃO DE GÁS DE ARRASTE EM SOLDAGEM  
GMAW DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS AISI 304

Ana Clara Rocha Prado

Setembro/2016

Orientadores: Oscar Rosa Mattos

Co-Orientador: Kioshy Santos de Assis

Curso: Engenharia Metalúrgica

O presente trabalho tem como objetivo avaliar o incremento das propriedades mecânicas e corrosivas de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 com a utilização de gás de arraste (*trailing gas*). O processo de soldagem utilizado foi GMAW, com transferência metálica por curto-circuito em juntas de topo e cordões sobre chapa. Os aços inoxidáveis austeníticos possuem diversas aplicações industriais devido as suas características de resistência à corrosão aliada a boas propriedades mecânicas. Da mesma forma, o processo GMAW é um dos mais difundidos na fabricação de peças soldadas; na maioria das vezes, porém, apresenta o advento da oxidação superficial dos cordões devido a utilização de gases ou misturas de gases contendo elementos ativos. O gás de arraste, ou *trailing gas*, é um dispositivo que, acoplado à tocha,

proporciona liberação de gás de proteção extra, além daquela liberada pela própria tocha, podendo impactar nas propriedades corrosivas e mecânicas do material soldado. Nesse trabalho foram utilizadas quatro misturas de gases de proteção, sendo que o gás da tocha foi sempre mantido o mesmo, variando-se apenas o gás utilizado no *trailing gas*. Foram elas: 96%Ar + 4%CO<sub>2</sub> (AWS ArC-4) como gás de proteção da tocha e 90%Ar + 10%H<sub>2</sub> (AWS ArH-10), 85%Ar + 15%H<sub>2</sub> (AWS ArH-15) e 90%N<sub>2</sub> + 10%H<sub>2</sub> (AWS NH-10) como gases do *trailing gas*.

Os resultados mostraram que a utilização do gás de arraste favoreceu a limpeza do cordão de solda, principalmente quando utilizadas misturas com maiores percentuais de hidrogênio. Além disso, os corpos de prova soldados com *trailing gas* apresentaram menor perda de massa após condução do ensaio de corrosão segundo a norma ASTM G-48 – Método A, mostrando-se mais resistentes a ambientes corrosivos do que as amostras soldadas sem uso do *trailing gas*. Por fim, apresentaram também melhor desempenho segundo a norma ASTM A-262 – Prática E, onde avalia-se a susceptibilidade à corrosão intergranular de aços inoxidáveis austeníticos.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Metallurgical Engineer.

EVALUATION OF THE EFFECT OF TRAILING GAS USE IN GMAW WELDING OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL AISI 304

Ana Clara Rocha Prado

September/2016

Advisor: Oscar Rosa Mattos

Co-Advisor: Kioshy Santos de Assis

Course: Metallurgical Engineer

This study aims to evaluate the influence on the metallurgical properties with the use or not of a trailing gas for welding joints of AISI 304 austenitic stainless steel. The welding process used was GMAW, with short circuit metal transfer using butt joints and bead on plate. Austenitic stainless steels have many applications due to their corrosive and mechanical properties. Similarly, GMAW process is one of the most used in the production of welded parts. However, sometimes this process has the advent of superficial oxidation due to the use of active gases or active gas mixtures.

In this study, four gas mixtures were used: The shielding gas used in the torch was the mixture 96%Ar + 4% CO<sub>2</sub> (ArC - 4) and trailing mixtures were 90% Ar + 10% H<sub>2</sub> (AWS Ar - 10), 85% Ar + 15% H<sub>2</sub> (AWS ArH - 15) and 90% N<sub>2</sub> + 10% H<sub>2</sub> (AWS NH - 10). The results showed that the use of trailing gas contribute the cleaning of the weld bead as

well as minimized the loss of mass when exposed to a corrosive environment over a given period according to ASTM G-48 - Method A. Furthermore, the specimens soldered using the trailing gas were better in the test according to ASTM A-262 - Practice E, which aims to evaluate the susceptibility to intergranular attack austenitic stainless steels.

## **Agradecimentos**

Agradeço a todas as pessoas que me deram apoio durante o período em que estive envolvida nesse projeto. Em especial gostaria de agradecer a toda equipe da White Martins de onde partiu a motivação desse estudo, ao Engenheiro e amigo Marcos Lobato, profundo conhecedor e tutor durante o período em que trabalhamos juntos, ao amigo Paulo Souza, pelo suporte e dedicação na execução do nosso trabalho.

Agradeço também a toda equipe do LNDC, onde foi desenvolvida toda parte de ensaios desse trabalho. Aos meus amigos Marcella, Mariana e Carlos, por terem me ajudado nos momentos de dificuldade sempre com boa vontade e carinho. Aos meus orientadores Kioshy e Oscar pela paciência e suporte desde os projetos de iniciação científica.

Minha gratidão também pelos meus amigos e familiares que mesmo distantes do ambiente de trabalho e estudo sempre tinham palavras motivadoras e confortadoras. Em especial ao meu tio Marcelo, grande inspiração e motivador desde o início da minha faculdade.

Aos meus pais e meu irmão pelo carinho e amor que dedicam a mim até hoje, e ao meu companheiro Gustavo por toda parceria e amor durante os anos em que estamos juntos.

## Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais Lígia Prado e Luiz Prado pelo exemplo de caráter e dedicação, pelos ensinamentos que me deram, por todo esforço sem limites que me fizeram chegar onde cheguei.

## Sumário

Introdução .....	1
1. Aços inoxidáveis .....	2
1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos .....	2
1.2 Efeito da adição de elementos .....	4
1.3 Ferrita Delta .....	6
2. Corrosão .....	8
2.1 Corrosão por pite .....	10
2.2 Corrosão intergranular .....	11
2.3 Corrosão sob tensão .....	12
3. Processo de soldagem GMAW .....	15
3.1 Modos de transferência metálica .....	16
3.2 Gases de proteção .....	17
3.2.1 Propriedades físicas e químicas relevantes dos gases de proteção .....	18
3.2.2 Características de alguns gases de proteção .....	19
3.3 Dispositivo <i>trailing gas</i> .....	20
4. Materiais e Métodos .....	22
4.1 Soldagem .....	22
4.2 Preparação das amostras .....	26
4.3 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura .....	26
4.4 Ensaio ASTM G-48 método A .....	27
4.5 Ensaio ASTM A-262 prática E .....	28
5. Resultados .....	30
5.1 Aspectos Visuais .....	30
5.2 Análise Microestrutural .....	37
5.3 Ensaio de resistência à corrosão por pite segundo Norma ASTM G48 Método A .....	39
5.4 Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura .....	40
5.5 Ensaio de susceptibilidade à corrosão intergranular segundo Norma ASTM A 262 Prática E	44
6. Conclusão .....	47
7. Bibliografia .....	48
ANEXO I .....	53

## Introdução

Os aços inoxidáveis possuem diversas aplicações nos setores estruturais, aeronáutico, nuclear, dentre outros, devido a sua característica de resistência à corrosão aliada a boas propriedades mecânicas e soldabilidade. Aços inoxidáveis se caracterizam como ligas de ferro, carbono e cromo (até 10,5%), além de outros elementos de liga. O cromo é o responsável por conferir resistência à corrosão, pois permite a formação de um filme passivo que protege a superfície do aço à oxidação.

As diversas aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos motivam inúmeros estudos sobre as propriedades desses aços. Suas relevantes características de resistência à corrosão aliada à boas propriedades mecânicas e soldabilidade popularizaram o uso dos aços inoxidáveis austeníticos. Uma das motivações desse estudo parte do desejo contínuo dos usuários desse tipo de aço de que a solda possua os melhores aspectos estéticos e mecânicos.

A soldagem de aços inoxidáveis austeníticos utilizando o processo GMAW proporciona altas velocidades de soldagem, produtividade e custo inferior quando comparado à soldagem utilizando processo GTAW. Entretanto, este possui a desvantagem de apresentar majoritariamente pior qualidade do cordão de solda devido à oxidação do mesmo por conta da utilização de misturas de gases com percentuais de gases ativos como  $\text{CO}_2$  e  $\text{O}_2$ . Devido a esse fato, muitas vezes utilizam-se determinados produtos químicos que proporcionam a limpeza da região soldada.

O presente trabalho apresenta a proposta de utilização de *trailing gas* na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 como forma de substituir ou ser atrelado a produtos como decapantes químicos.

~

## **1. Aços inoxidáveis**

Essa família de aços tem como composição básica ferro-cromo (mínimo 10,5%Cr), além de outros elementos de liga, sendo resistentes à corrosão, à altas temperaturas, entre outros. O balanço da adição de elementos de liga irá otimizar as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis.

Os aços inoxidáveis são classificados em cinco diferentes grupos, de acordo com a sua microestrutura. São eles: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecidos por precipitação. Existem ainda outros grupos frutos do desenvolvimento em busca de melhores propriedades, como super ferríticos, super austeníticos, super duplex e martensíticos soldáveis de baixo carbono [1].

A utilização de aços inoxidáveis é pequena se comparada ao aço carbono, mas exhibe significativo crescimento nas últimas décadas, com alto valor agregado [2].

### **1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos**

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais comuns em termos de utilização e com maior variedade familiar, por possuírem combinação de boas propriedades como excelente resistência à corrosão, ductilidade, usinabilidade e soldabilidade [3]. Eles contêm entre 16-25% (p/p) de cromo, níquel entre 3,5-32% (p/p) e até 0,02% de carbono. Não são desejáveis maiores percentuais de carbono, para evitar precipitação de carbonetos e redução da soldabilidade. Outros elementos de liga como por exemplo molibdênio, cobre e nióbio são adicionados para conferir melhores propriedades anticorrosivas e outras propriedades, conforme a Figura 1 [4].

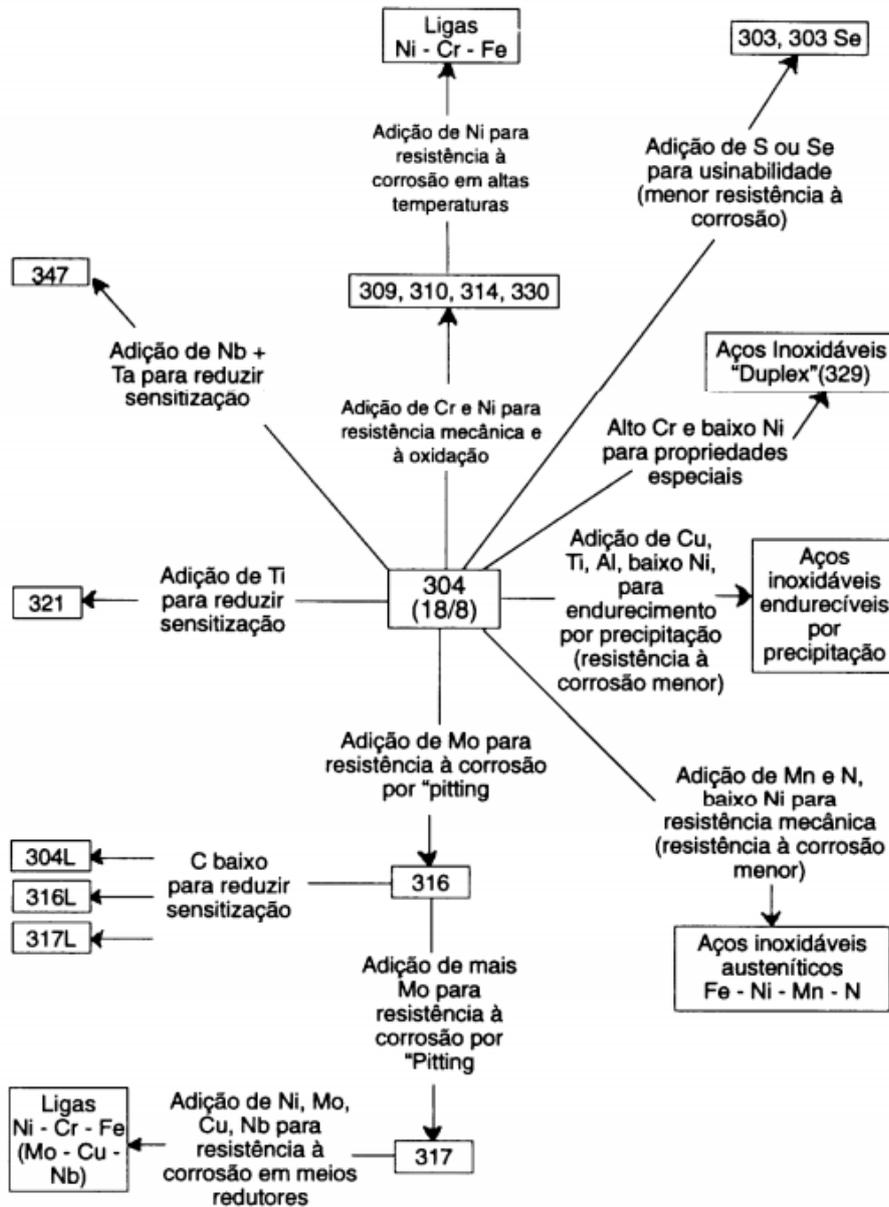


Figura 1: Família de aços inoxidáveis austeníticos [5].

Sua estrutura cristalina é cúbica de face centrada e, para garantir a existência majoritária dessa estrutura, adicionam-se elementos de liga que aumentam o campo austenítico, como níquel, manganês e nitrogênio [6] [7].

## 1.2 Efeito da adição de elementos

A adição de determinados elementos na composição do aço austenítico pode modificar suas propriedades mecânicas e corrosivas, como descrito a seguir: o cromo aumenta a estabilidade do campo ferrítico e do filme passivo que protegerá contra corrosão e, na presença de carbono, poderá formar carbeto de cromo, induzindo endurecimento por precipitação. Em contrapartida, altos teores de cromo podem afetar negativamente as propriedades mecânicas, de fabricação e soldabilidade do material [8].

Adições em excesso de cromo favorecem a formação da fase sigma, uma das principais fases deletérias, caracterizada como uma fase dura e frágil. Essa fase se forma geralmente no contorno de grão, reduzindo o teor de cromo na região adjacente, e tornando o material mais susceptível à corrosão intergranular, como mostrado na Figura 2.

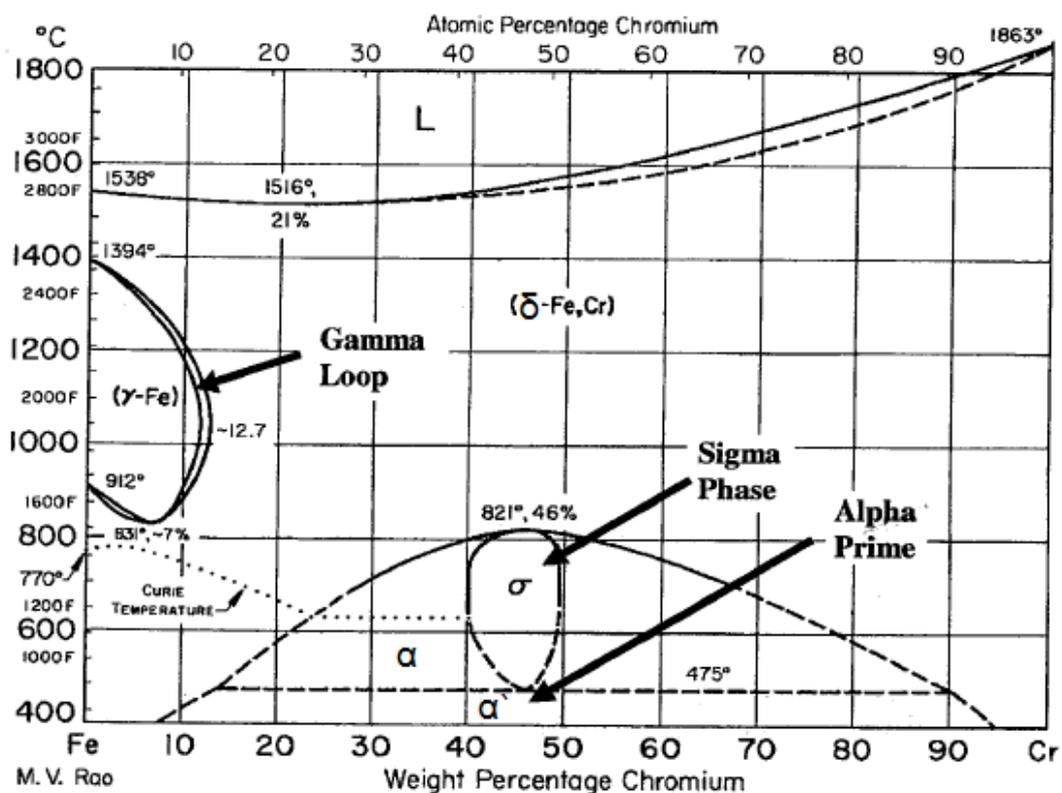


Figura 2: Efeito do cromo na formação de fases [9].

Já a adição de níquel, estabiliza o campo austenítico. O níquel melhora propriedades mecânicas e de fabricação, e assim como cromo estabiliza o filme passivo, melhorando propriedades anticorrosivas, inclusive de corrosão sob tensão [8]. Na Figura 3 observa-se que quando exposto a uma solução de  $MgCl_2$ , alguns aços inoxidáveis austeníticos apresentam comportamento diferente justificado pelas diferentes concentrações de níquel. Os aços do tipo AISI 310 e 314 (cerca de 20%Ni) possuem melhor desempenho mecânico que o AISI 304 (cerca de 8% Ni), estando os aços AISI 305, 309, 316, 347 e 347L com propriedades mecânicas intermediárias, o que é coerente com percentual também intermediário de níquel (cerca de 12% Ni).

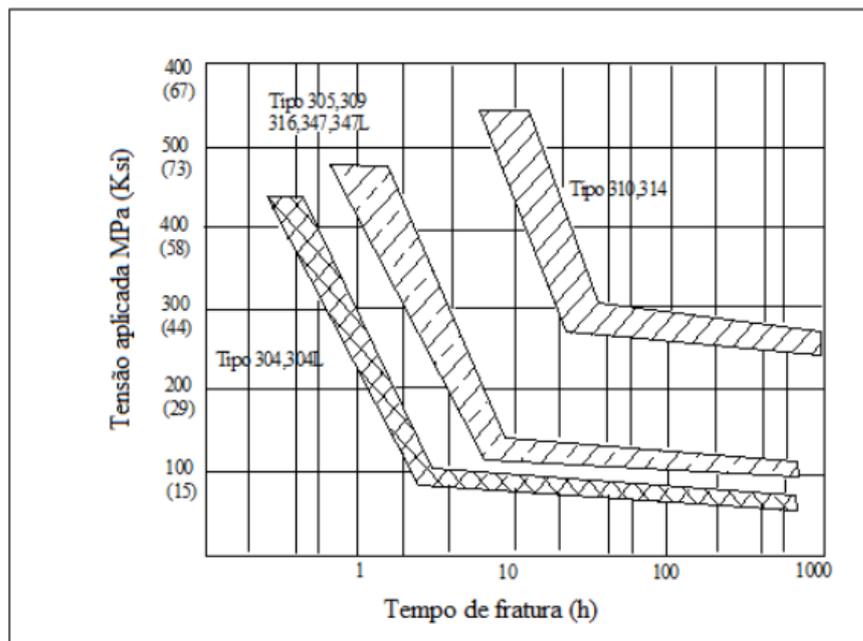


Figura 3: Tempo de fratura para diferentes aços inoxidáveis austeníticos. [8]

Adições moderadas de manganês associadas ao níquel irão intensificar os efeitos do níquel, ao passo que o molibidênio, quando combinado com cromo, estabiliza o filme passivo na presença de cloretos e melhora a resistência à corrosão por pite e corrosão intersticial [8].

A adição de carbono tem vertentes diferentes dependendo do tipo de aço inoxidável. No caso dos martensíticos, por exemplo, o carbono aumenta a dureza da martensita, já nos

austeníticos, teores muito altos estimulam a precipitação de carbonetos que levarão ao fenômeno de sensitização do aço (precipitação de carbonetos nos contornos de grão, que reduzem a resistência à corrosão).

O nitrogênio aumentará o campo austenítico e melhorará propriedades de corrosão por pite, porém para teores muito altos há formação de  $\text{CrN}_2$ , que reduzirá a tenacidade do material [8].

### **1.3 Ferrita Delta**

Os aços inoxidáveis austeníticos são, a priori, compostos exclusivamente pela fase austenita, com estrutura cúbica de face centrada (CFC), porém, geralmente encontra-se uma fração de ferrita, que fora do intervalo esperado pode atribuir boas propriedades ou comprometer o comportamento do material, dependendo da sua localização.

Elementos estabilizadores da ferrita, como o cromo, estimulam a formação da ferrita delta, que em grandes quantidades aumenta a resistência à corrosão sob tensão, corrosão por pite e corrosão intergranular [10]. Nos aços inoxidáveis austeníticos, é esperado que o percentual de ferrita delta esteja dentro do intervalo de 5% a 20% [11].

A presença de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos soldados é um importante fator a ser avaliado. Segundo Almada [12], se esse percentual exceder 10%, pode ocorrer o surgimento da fase sigma a altas temperaturas, que irá reduzir a ductilidade por ser uma fase dura e frágil, além de diminuir a resistência à corrosão, bem como a resistência mecânica. Já se ele for inferior a 5%, o material ficará suscetível ao aparecimento de trincas de solidificação (trinca a quente) durante o resfriamento do metal de solda [13].

No caso de juntas soldadas pode ocorrer retenção de uma parte da ferrita devido às altas taxas de resfriamento. Como o cromo e o níquel são os principais elementos de liga nos aços inoxidáveis austeníticos, sua razão (Cr/Ni) é de extrema importância na avaliação da

propensão à formação de ferrita delta durante o resfriamento. As expressões 1 e 2 relacionam outros elementos de liga à determinação de teores equivalentes de cromo e níquel.

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

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5\% Mn \quad (2)$$

A influência combinada dessas equações resulta no Diagrama de Schaeffler, Figura 4, que permite prever a microestrutura da zona fundida com base nos percentuais dos elementos de liga anteriormente citados. A utilização deste diagrama não está restrita apenas aos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser também utilizado para os ferríticos e martensíticos.

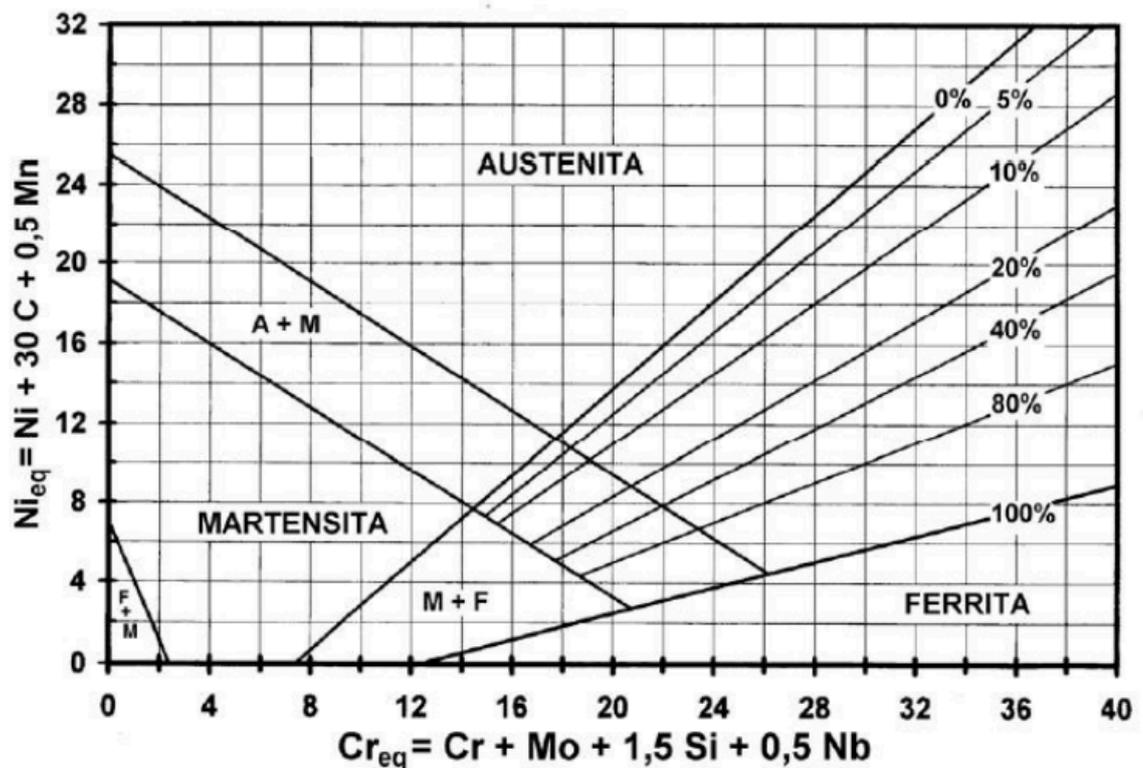
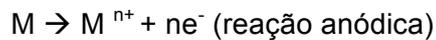


Figura 4: Diagrama de Schaeffler [14]

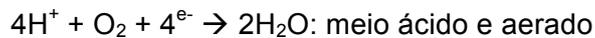
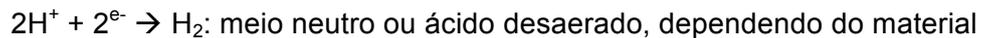
## 2. Corrosão

Corrosão é uma modificação (dano total, parcial, superficial ou estrutural) em materiais devido a reações físico-químicas, tendo em vista interação do ambiente com metal [15].

Durante a corrosão, ocorrem reações de oxidação e redução. A região anódica é caracterizada pela reação de oxidação e a área catódica é caracterizada pela reação de redução. Na reação anódica, ocorre a liberação de elétrons, por exemplo, conforme a equação:



As reações catódicas mais comuns são:



A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis se deve à formação de um filme passivo por conta da reação de oxidação entre o oxigênio presente na atmosfera e o metal de base, formando óxidos de Cr e Fe. Esse filme age como uma barreira entre a superfície do metal e o ambiente ao qual ele está exposto, protegendo-o. Na Figura 5, tem-se o que é conhecido por curva de polarização. A partir dessa curva é possível determinar características importantes da interação metal-meio. Pode-se observar a queda na corrente anódica, produzida pela formação de um filme passivo. Antes desse evento, alcança-se um valor máximo de corrente, chamada corrente crítica, com respectivo potencial, conhecido por potencial de Flade. A corrente decresce até um valor em que é praticamente constante, chamada Corrente Passiva. A partir de um determinado potencial ela volta a crescer por conta de diversos fatores como quebra parcial do filme e ocorrência de corrosão localizada, início de uma nova reação anódica como a liberação de oxigênio

(oxidação da água), ou a transpassividade propriamente dita, que corresponde à transformação de um óxido que foi formado sobre o metal durante a passividade e que se transforma em um íon solúvel ou em outro óxido, por sua vez solúvel [16].

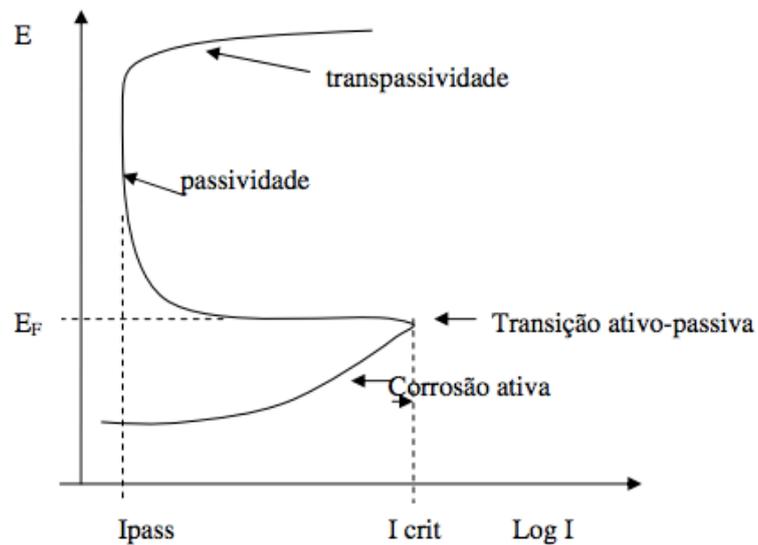


Figura 5: Diagrama de polarização para um material passivável [17].

A soldagem de aços inoxidáveis pode causar problemas de corrosão por conta do calor do processo, já que porções do metal de base adjacente à solda podem ser aquecidas de 430° a 870°C (t5/8), causando sensitização e formação de determinados compostos intermetálicos que tornem o material susceptível à corrosão intergranular, pite, corrosão em frestas e corrosão sob tensão. Tratamentos de recozimento pós soldagem podem minimizar esses efeitos deletérios [17]. Na Figura 6, apresenta-se a forma visual característica de diversos tipos de corrosão em aços.

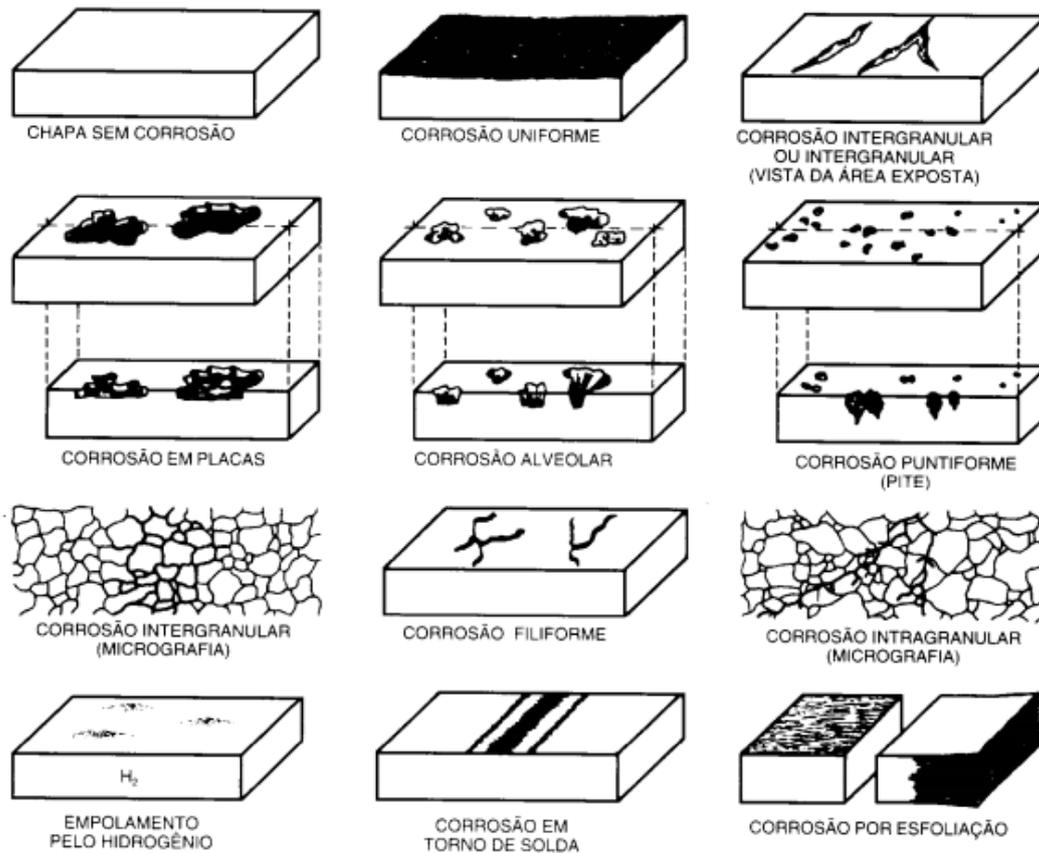


Figura 6: Tipos de corrosão [15].

## 2.1 Corrosão por pite

É um tipo de corrosão altamente localizada, que pode produzir uma penetração na superfície do aço, sem ser necessariamente observada a perda de peso do material [17]. Com o rompimento localizado da película passiva protetora, devido ao ambiente ou solicitações mecânicas, ocorre a corrosão por pite, e sua gravidade está relacionada ao fato de que nesse processo, com a alta taxa de dissolução local, aumenta-se a proporção de íons positivos metálicos em solução. Em meios clorados, íons de cloro migram para o local do pite para contrabalancear o ataque, e a hidrólise dos cloretos do metal na água forma ácido clorídrico, fazendo com que o pH no interior do meio caminhe no sentido de se tornar mais ácido, dificultando a reconstrução do filme passivo e intensificando o pite.

A existência do pite pode ser influenciada pela presença de determinados elementos químicos em solução, devido às condições da superfície e pela temperatura na qual o corpo metálico está exposto. Os elementos que regem a resistência à corrosão por pite em aços inoxidáveis austeníticos são Cr, Mo e N, e uma maneira de avaliar a resistência equivalente ao pite é o Índice de Resistência Equivalente ao Pite, do inglês Pitting Resistance Equivalent (PRE) [18].

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3x \% \text{Mo} + 16x \% \text{N}$$

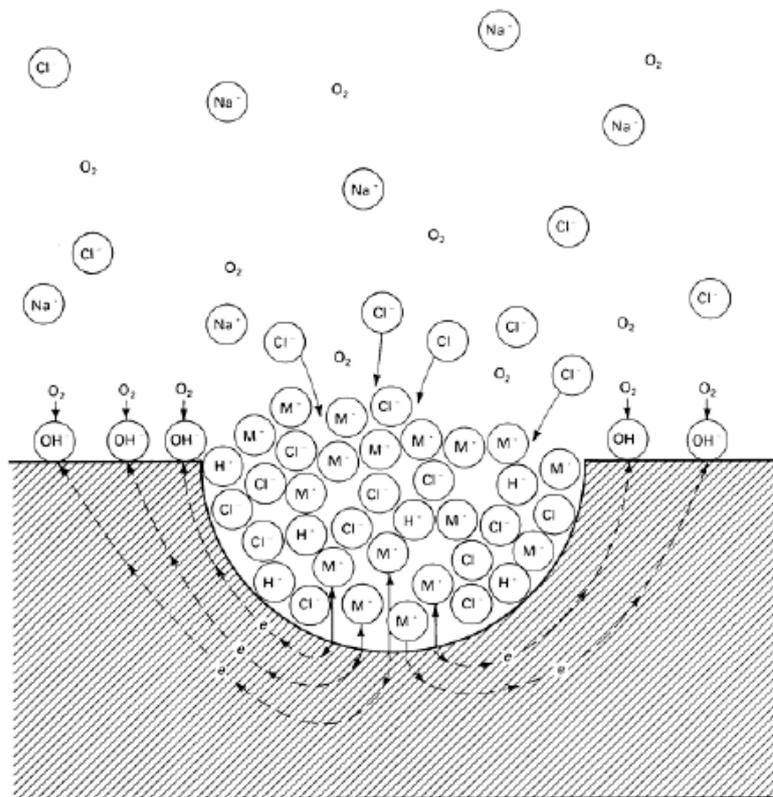


Figura 7: Esquema de ocorrência de corrosão por pite [17].

## 2.2 Corrosão intergranular

A corrosão do tipo intergranular é uma das que mais preocupam, pois sua detecção ocorre, diversas vezes, apenas no momento crítico de fratura do material. Esse tipo de

corrosão ocorre devido à um ataque preferencial da região de contorno de grão da liga. A força motriz é a diferença no potencial de corrosão que se desenvolve entre uma zona fina do contorno de grão e o volume dos grãos adjacentes. Esta diferença de potencial pode ser devida a diferenças na composição entre as duas zonas [19].

Aços inoxidáveis estão sujeitos à corrosão intergranular quando submetidos a tratamentos térmicos, aquecidos por trabalho a quente ou devido ao processo de soldagem. A temperatura que favorece esse fenômeno varia com a composição do aço (percentual de cromo, níquel e carbono principalmente) estando geralmente entre 400°C e 900°C. Esse tipo de corrosão nos aços inoxidáveis está associado ao fenômeno de sensitização [20], que por sua vez envolve o mecanismo de precipitação de carbonetos ricos em cromo nos contornos de grão e o crescimento desses carbeto, causando depleção em cromo nas regiões adjacentes aos contornos [21]. Os principais tipos de carbonetos associados à sensitização são  $M_{23}C_6$ ,  $MC$ ,  $M_7C_3$  e  $M_2C$ . As regiões com deficiência em cromo nos contornos de grão formam-se durante a precipitação de carbonetos ocasionadas pela grande diferença nas velocidades de difusão do cromo e carbono na austenita. Para que o aço não fique sujeito à corrosão intergranular, a região adjacente ao contorno de grão não deverá apresentar teor de cromo inferior a 12%. A insuficiência de cromo nos contornos de grão produz a quebra localizada do filme passivo, rico em cromo, o qual protege os aços inoxidáveis, conferindo a eles susceptibilidade à corrosão intergranular e à corrosão sob tensão [22].

### **2.3 Corrosão sob tensão**

Corrosão sob tensão consiste na degradação de um material quando exposto à ação combinada de ambientes agressivos e solicitações mecânicas [23]. De acordo com Callister [24], alguns fatores combinados como presença de tensão trativa, meio corrosivo

e utilização de um material suscetível favorecem a ocorrência da corrosão sob tensão como mostrado na Figura 8.

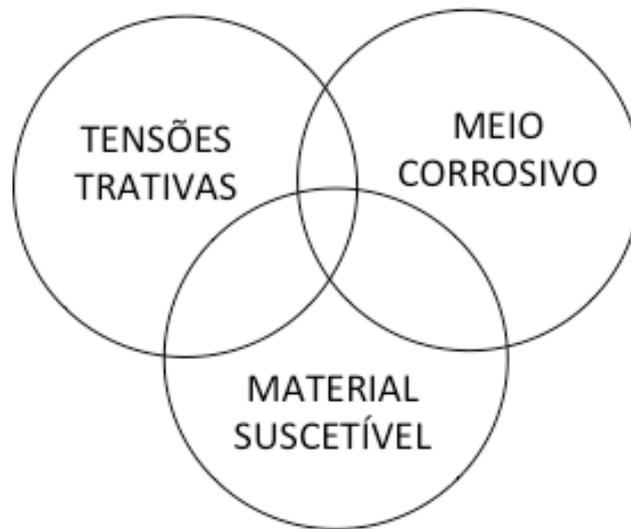


Figura 8: Causas da corrosão sob tensão [24].

É possível definir etapas durante a corrosão sob tensão, sendo elas: nucleação, crescimento da trinca e ruptura do material. A nucleação ocorre devido à exposição da superfície metálica a tensões mecânicas em meio corrosivo. A susceptibilidade aumenta devido à presença de pites ou ruptura do filme passivo. A propagação da trinca é associada ao aumento da tensão no local da trinca, propagando-se então na direção perpendicular à aplicação da força. A propagação da trinca pode ocorrer de forma transgranular, intergranular ou mista, como pode ser observado na Figura 9 [25].

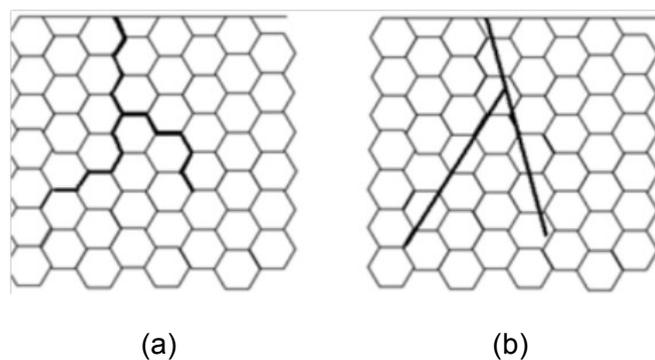


Figure 9: Propagação intergranular (a) e transgranular (b)

De modo geral, o material é mais susceptível à corrosão sob tensão nas regiões de transição de potencial ativo para potencial passivo, e entre as regiões de passivação e pite, como ilustrado na Figura 10.

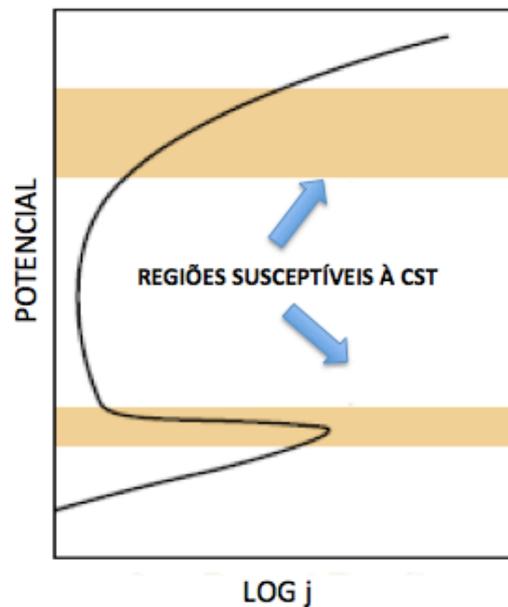


Figura 10: Efeitos do potencial da corrosão sob tensão [26].

Além disso, o efeito de corrosão sob tensão pode ser agravado devido a fatores como [27]:

- meio ambiente, soluções aquosas contendo cloretos ou outro eletrólito;
- tensões trativas;
- fatores metalúrgicos, como susceptibilidade da estrutura do metal ou liga metálica;
- presença de oxigênio ou outro oxidante;
- temperatura elevada;
- potencial eletroquímico favorável;
- acidez local;

### **3. Processo de soldagem GMAW**

O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) consiste na abertura de um arco elétrico entre o metal de base e um eletrodo consumível sob proteção gasosa, podendo ser um gás puro ou mistura, ativo ou inerte. O equipamento de soldagem GMAW é basicamente composto pela tocha de soldagem, cabeçote de alimentação do arame, painel de controle, fonte de energia, fonte de suprimento regulada de gás de proteção, bobina de arame-eletrodo, cabos e mangueiras, além de sistema de refrigeração (para tochas refrigeradas a água) [28].

A alta produtividade associada a esse processo e sua versatilidade quanto à soldagem de diversos materiais e posições justificam a larga utilização do processo GMAW nas indústrias.

Esse processo acumula vantagens, dentre os quais podem-se destacar [29]:

- a soldagem pode ser executada em todas as posições;
- não há necessidade de remoção de escória;
- alta taxa de deposição do metal de solda;
- pode ser realizada com altas velocidades de soldagem;
- alimentação contínua;
- poucos problemas de distorção e tensão residual;
- soldagem de fácil execução;

E algumas limitações que podem ser citadas são:

- alta velocidade de resfriamento aumentando, assim, a ocorrência de trincas;
- a soldagem deve ser protegida de correntes de ar;
- a soldagem não é fácil em locais de difícil acesso, pois o bocal da pistola precisa ficar

próximo do metal base a ser soldado;

- grande emissão de raios ultravioleta.
- equipamento de soldagem mais caro e complexo se comparado ao do processo com eletrodo

revestido.

O processo GMAW pode ser utilizado nos modos automático, semi-automático e mecanizado, com modos de transferência metálica do tipo goticular, globular, curto-circuito e pulsado. O estudo prévio das variáveis do processo, como gás, sua vazão, arame, corrente, tensão, limpeza, alimentação, distância bico de contato peça (DBCP) entre outros facilitam a soldagem, evitam o retrabalho e minimizam custos.

### **3.1 Modos de transferência metálica**

Os modos de transferência podem ser divididos em basicamente quatro tipos: curto-circuito, spray ou goticular, globular e pulsado. O modo de transferência deve ser cuidadosamente estudado pois afeta determinadas características do processo como estabilidade do arco, nível de respingo, soldabilidade em determinadas posições, entre outros.

Os limites entre os modos está ligado a parâmetros como tensão e corrente. Quando a soldagem ocorre fora de posição, a energia de soldagem deve ser baixa para evitar a desconjuntura do cordão de solda. Nesse modo, utilizam-se valores de tensão e corrente baixos, a gota se forma na ponta do arame e, com aumento do tamanho, encosta na poça de fusão formada, levando a corrente ao seu valor máximo e a tensão a zero. Esse modo de transferência se denomina curto-circuito e se caracteriza pelo alto nível de respingos.

Com aumento da tensão, atinge-se a transferência do tipo globular. Esse tipo de transferência possui uma estabilidade do arco irregular, onde as gotas do metal fundido

ficam bem maiores do que o diâmetro do arame e podem se transferir pela ação da gravidade. Nele ocorrem também curto-circuitos, gerando respingos com maior tamanho e conseqüentemente maior capacidade de aderência na junta soldada.

Para valores ainda maiores de corrente de soldagem tem-se um menor diâmetro das gotas do metal fundido, sendo inferior ao diâmetro do arame. Atinge-se dessa forma uma corrente de transição que caracteriza o início do modo de transferência spray, onde se observa um arco bastante estável com pouca ocorrência de respingos, porém, não mais aplicável a soldagem fora de posição nem em soldagem de chapas finas.

Existe ainda a transferência pulsada, onde varia-se a corrente e a tensão entre um patamar inferior à corrente de transição e um superior à mesma. Dessa forma, obtêm-se um nível de respingo similar ao spray, mas devido à menor corrente média, é possível realizar a soldagem de chapas mais finas e a soldagem fora de posição. Nesse modo, a gota é transferida com o maior valor de corrente, e o menor valor mantém apenas o arco aberto, evitando o curto-circuito [30].

### **3.2 Gases de proteção**

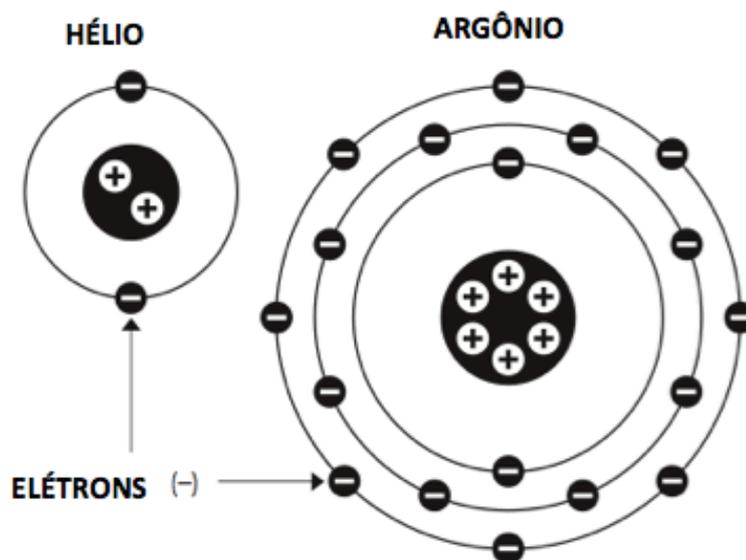
Durante o processo de soldagem o oxigênio e outros componentes da atmosfera podem reagir com o metal líquido que está sendo depositado, formando óxidos e defeitos que podem comprometer a estrutura soldada. A função principal do gás de proteção consiste justamente em proteger o metal fundido do contato com a atmosfera. Além disso, pode melhorar as propriedades mecânicas, controlar penetração, velocidade de soldagem, largura do cordão, aparência do cordão de solda, estabilidade do arco, entre outros. A escolha do gás de proteção e seus parâmetros podem influenciar de maneira significativa o resultado da soldagem [31] [32].

A soldagem GMAW pode utilizar gás inerte ou ativo. O gás ativo mais utilizado nesse processo é o CO<sub>2</sub> puro, para os aços carbono. Exemplos de gases inativos são: Ar ou He.

São largamente utilizadas também, misturas e até pequenas adições de  $H_2$ ,  $N_2$  ou  $O_2$ . A adição de gases ativos pode melhorar a estabilidade do arco, por promover a fixação da região catódica (junto ao metal de base) e melhorar as características de molhabilidade da poça de fusão, aumentando a sua fluidez, o que resulta em cordões de solda com menor reforço e maior largura, devido à redução da tensão superficial na interface líquido/sólido, aumentando a qualidade e produtividade na soldagem [33].

### **3.2.1 Propriedades físicas e químicas relevantes dos gases de proteção**

Um conceito importante na determinação do arco elétrico estabelecido no processo GMAW é o potencial de ionização do gás. Esse potencial está relacionado à energia necessária (em eV) para remover um elétron de um átomo de gás, tornando-o um íon. Com o aumento do peso molecular do gás, há diminuição do potencial de ionização, pois o elétron a ser removido se encontrará mais distante do núcleo que exerce força atrativa sobre o mesmo, como indicado na Figura 11.



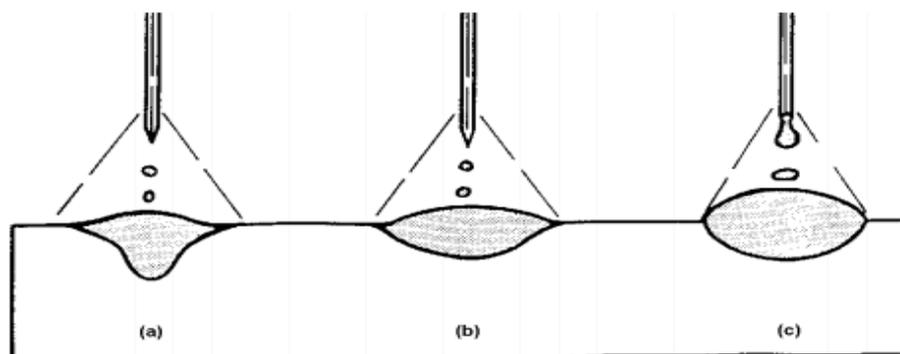
*Figura 11: Ionização de gases de soldagem [32].*

Outros conceitos também importantes são a condutividade térmica do gás, ligada à habilidade de transmitir calor à peça; reatividade, ou seja, quão reativo é um gás e como ele reagirá com os elementos presentes no metal líquido e na atmosfera; pureza e densidade do gás.

### **3.2.2 Características de alguns gases de proteção**

Argônio – Gás inodoro, incolor, insípido, não tóxico e monoatômico. É inerte e obtido da atmosfera, compondo menos de 1% da mesma. Tem características de proporcionar fácil abertura do arco e sua estabilização, pois seu potencial de ionização é baixo (15,755 eV), se comparado ao hélio. Por conta da baixa condutividade térmica, produz cordões com maior penetração no centro do que na borda.

Hélio – É o segundo elemento mais leve da tabela periódica, e é também inerte, assim como o argônio. Possui maior condutividade térmica, produzindo cordões com menor penetração central e maior nas bordas. É aplicado em soldagens que exigem maior aporte térmico. Na Figura 12 podemos observar o efeito do presença de He no gás de proteção da soldagem.



*Figura 12: Efeito da utilização do gás He na soldagem [34].*

Dióxido de carbono – Gás reativo mais denso que o ar (1,5x). Pode ser utilizado puro na

soldagem GMAW, geralmente para grandes espessuras, por possuir características de boa penetração e produtividade, além de baixo custo. Porém, devido à baixa condutividade, apresenta arco instável e aparência grosseira de pior acabamento.

Hidrogênio - Gás mais leve da tabela periódica, e altamente explosivo e redutor. Geralmente utilizado na soldagem GMAW de aços inoxidáveis da série 300 devido a sua condutividade térmica e reatividade natural.

Nitrogênio - É o elemento mais abundante no ar atmosférico (cerca de 78%), inodoro, incolor e insípido. Não é inflamável, e nas temperaturas do arco elétrico deixa de ser inerte. Estabiliza a austenita e reduz o percentual de ferrita delta.

Oxigênio – Compõe cerca de 21% do ar atmosférico e se combina com a maioria dos elementos. Geralmente é associado a outros gases na soldagem GMAW para aumentar a estabilidade do arco elétrico, a molhabilidade e formato do cordão de solda

### **3.3 Dispositivo *trailing gas***

Durante o processo de soldagem, devido ao aquecimento, algumas reações deletérias ao material ocorrem com maior intensidade. Essas reações estão relacionadas à atmosfera e a impurezas ao redor do cordão de solda. Por essa razão, utiliza-se em algumas situações um fluxo adicional de gases de proteção de forma a minimizar esses efeitos. Em aços inoxidáveis austeníticos, mesmo após a finalização da soldagem, ainda é importante que seja mantida a vazão do gás de purga, até que se tenha uma queda da temperatura na região da solda abaixo de 320°C [35].

Argônio e nitrogênio são largamente utilizados como gases de purga, por atuarem como gases inertes. O Argônio também pode melhorar propriedades de resistência à corrosão por pite. Além disso, utilizar hidrogênio para compor esses gases de purga auxilia em dois

aspectos: o primeiro por ser um forte redutor, se combina com oxigênio presente e atingindo determinadas temperaturas, pode reduzir óxidos formados. Em segundo lugar, o hidrogênio afeta a tensão superficial do material fundido na raiz da solda, proporcionando boa transição para o metal de base.

Dessa forma, estudos mostram que gases de purga que utilizam  $H_2$  em sua composição promovem cordões de solda mais limpos, com menos oxidação na superfície. Gases de purga à base de nitrogênio puro ou predominantemente favorecem a estabilização da austenita, reduzindo o percentual de ferrita delta e induzindo trincas a quente e micro poros. Pequenas adições de  $H_2$  ao  $N_2$  reduzem a tendência a formação de micro poros [36].

Foi utilizado um sistema de proteção similar à purga utilizada em soldagem GMAW, com o diferencial de que ao invés de proteger apenas o passe de raiz através da formação de uma atmosfera protetora composta geralmente dos gases anteriormente citados, promove também a proteção dos outros passes subsequentes, até o acabamento. O sistema consiste na liberação adicional de gás de proteção acoplada atrás da tocha de soldagem, que percorrerá o cordão até que o mesmo seja concluído, conforme mostrado na Figura 13.

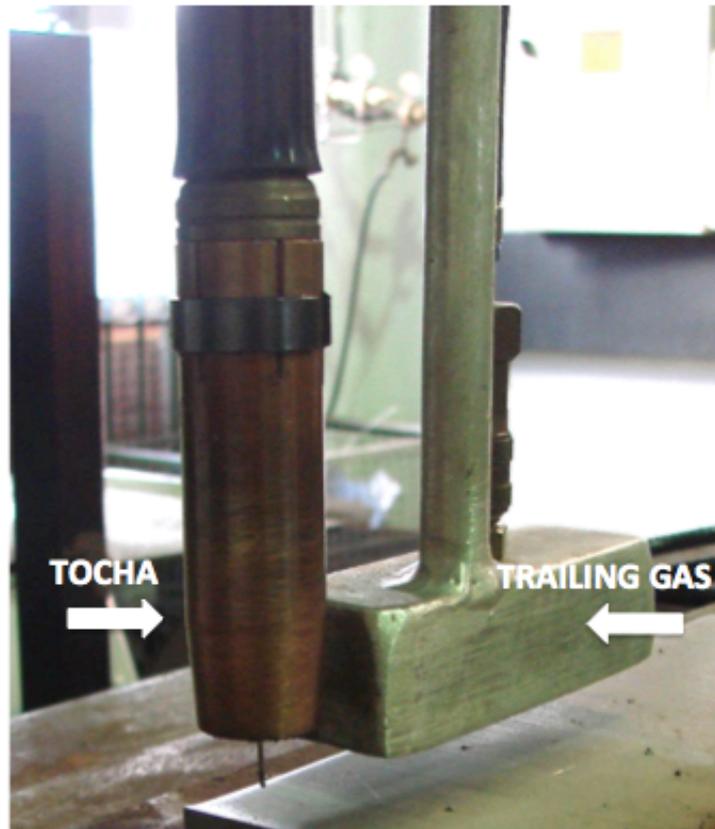


Figura 13: Sistema Trailing Gas

#### 4. Materiais e Métodos

##### 4.1 Soldagem

Nos testes foram realizados, através da soldagem mecanizada, cordões sobre chapa e soldas na posição plana (AWS 1G), com juntas de topo e chanfro tipo V utilizando processo de soldagem GMAW, onde a região de interesse foi o acabamento.

Utilizou-se como gás de proteção da tocha, uma mistura 4% CO<sub>2</sub> e Argônio em balanço (AWS ArC-4) em todas as condições. Já no *trailing gas*, utilizou-se as misturas 10% H<sub>2</sub> e Argônio em balanço (AWS ArH-10), 90% N<sub>2</sub> + 10% H<sub>2</sub> (AWS NH-10) e 85% Ar + 15% H<sub>2</sub> (AWS ArH-15).

Os parâmetros utilizados foram:

- Metal de adição: AWS ER 308LSi; Ø1,0mm
- Metal de base: AISI 304
  - o Largura: 200mm
  - o Comprimento: 500mm
  - o Espessura: 6,35mm (¼")
- Processo de soldagem: GMAW
- Soldagem Mecanizada: Posicionador de soldagem
- Transferência metálica: Curto-circuito
- Tocha refrigerada a água (20°C - uso de chiller com controle de temperatura da água de refrigeração)
- Gás de proteção da tocha: AWS ArC-4
  - o *Gás no trailing gas*:
    - AWS ArH-10
    - AWS NH-10
    - AWS ArH-15
- Corrente, tensão e velocidade de deslocamento iguais em todos os casos.

A distância do *trailing gas* para a tocha foi mantida constante em 10 mm, onde pode-se maximizar o efeito do *trailing gas*, sem prejudicar a estabilidade do arco. Testes práticos foram realizados para avaliar a influência da distância do *trailing gas* para a chapa de teste, onde o valor ótimo encontrado foi de 15 mm. O esquema de montagem do aparato é ilustrado na Figura 14.



*Figura 14: Esquema de montagem*

Para aumentar a eficiência do procedimento, colocou-se uma proteção no *trailing*, aumentando o confinamento do gás, como mostrado na Figura 15:



*Figura 15: Sistema de trailing gas com uma jaqueta de proteção, auxiliando no confinamento do gás.*

Foi utilizado equipamento de soldagem inversor, mas o mesmo foi usado sem sinergismo, onde os valores de tensão e velocidade de alimentação foram selecionados de forma independente.

Os parâmetros de soldagem observados durante a execução das chapas de teste foram mantidos constantes na execução de todas as juntas soldadas, para um melhor estudo comparativo. Sendo:

- Corrente: 158 A
- Tensão: 20 V
- Velocidade de deslocamento da tocha: 340 mm/min
- Distância bico de contato peça (DBCP): 15 mm

- Velocidade de Alimentação do arame: 11,2 m/min
- Vazão de gás na tocha: 10 l/min

#### **4.2 Preparação das amostras**

As amostras, após soldadas, foram cortadas na Serra Policorte em dimensões de aproximadamente 25mm x 50 mm para os ensaios segundo norma ASTM G-48 - Método A [37] e análises metalográficas. Para o ensaio segundo norma ASTM A-262 - Prática E [38], utilizaram-se amostras com dimensões 11 mm x 128 mm.

Para os ensaios das normas ASTM G-48 - Método A e ASTM A-262 - Prática E, as superfícies das amostras foram preparadas através da sua limpeza e agitação em banho. As mesmas não passaram por processo de lixamento e polimento para preservar os óxidos formados devido à utilização ou não do *trailing gas*. Já para as análises microestruturais, as superfícies a serem analisadas foram preparadas através de lixamento utilizando a série de lixas de granulometria 110, 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500#; e polimento mecânico com pasta de diamante com granulometria de 3 µm e 1 µm.

O ataque químico eletrolítico utilizado foi à base de ácido oxálico (solução aquosa a 10% em peso) para que a ferrita delta fosse revelada. O potencial aplicado foi 6V por 70 segundos.

#### **4.3 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura**

Para análise microestrutural utilizou-se o Microscópio Óptico Zeiss Imager.M1m, em conjunto como software ImageJ que permite realizar a quantificação de fases. Uma análise mais profunda foi realizada através do Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO MA 25.

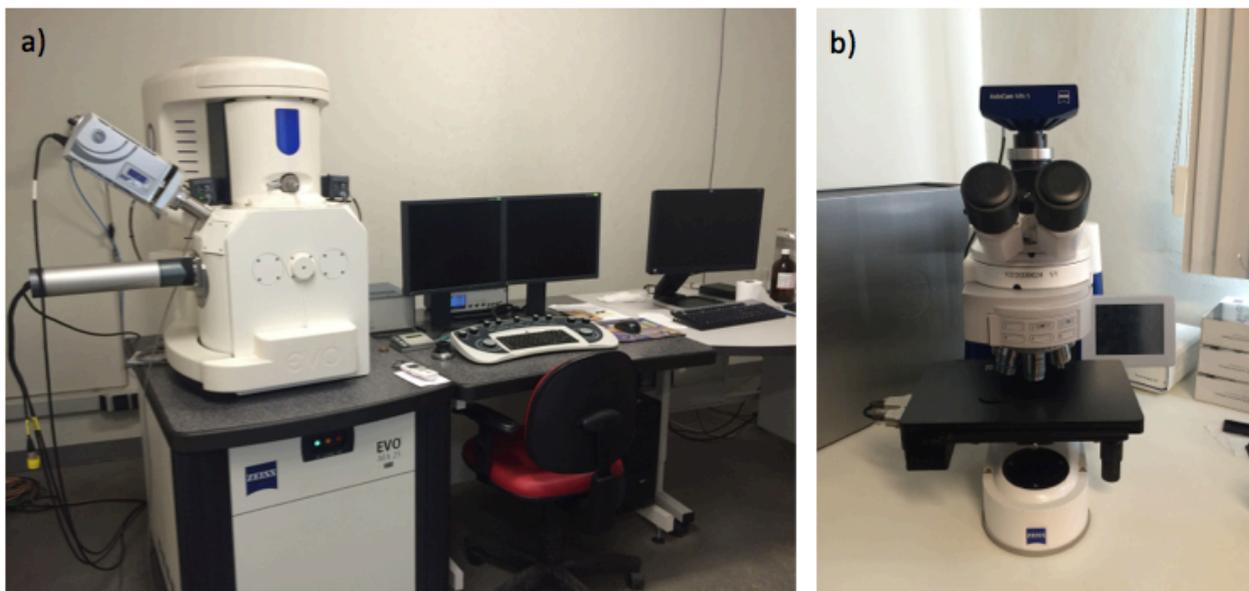


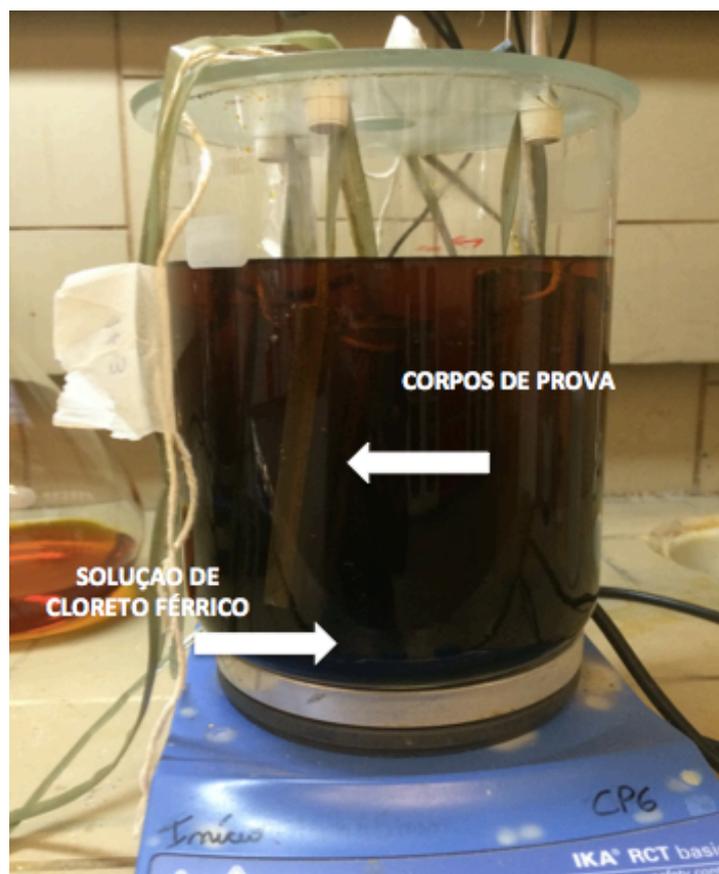
Figura 16: a) Microscópio Eletrônico de Varredura e b) Microscópio Óptico utilizados.

#### **4.4 Ensaio ASTM G-48 método A**

Com a finalidade de avaliar a susceptibilidade à corrosão por pite, prosseguiu-se o ensaio segundo a norma ASTM G-48 - Método A [37]. Tal método sugere inserir amostras com dimensões 2x1 em solução de Cloreto Férrico (100g  $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  em 900 mL de água destilada). Coloca-se a solução em um Becher de 1000mL respeitando a razão de 5mL de solução/cm<sup>2</sup> de amostra. O ensaio foi conduzido à temperatura constante de 23°C. O tempo total de ensaio foi de 72h,.

Após finalizado o ensaio, as amostras foram limpas em água corrente para eliminar a solução sobre a superfície e nos pontos confinados de corrosão, e secas em acetona. Pesaram-se as amostras antes e após o ensaio na balança analítica com precisão de 0,0001g a fim de avaliar a perda de peso devido à exposição ao meio corrosivo. Analisaram-se também no Microscópio Eletrônico de Varredura os óxidos formados e a condição da superfície da solda após o ensaio.

Na Figura 17 pode-se observar o esquema de montagem do ensaio

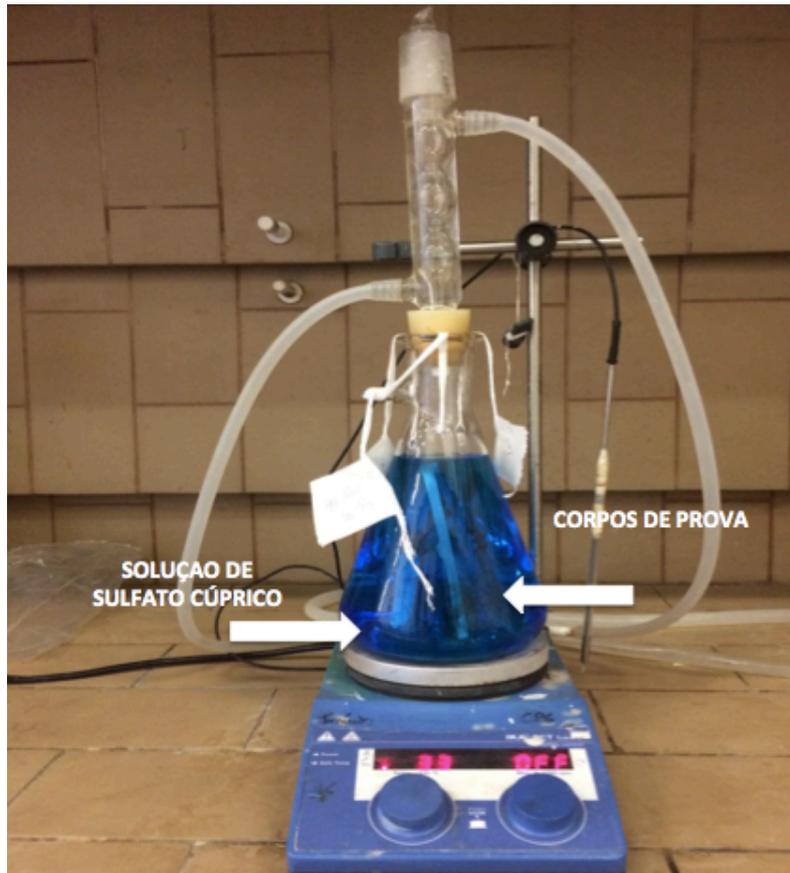


*Figura 17: Corpos de prova expostos à solução de cloreto férrico durante ensaio segundo norma ASTM G-48 - Método A.*

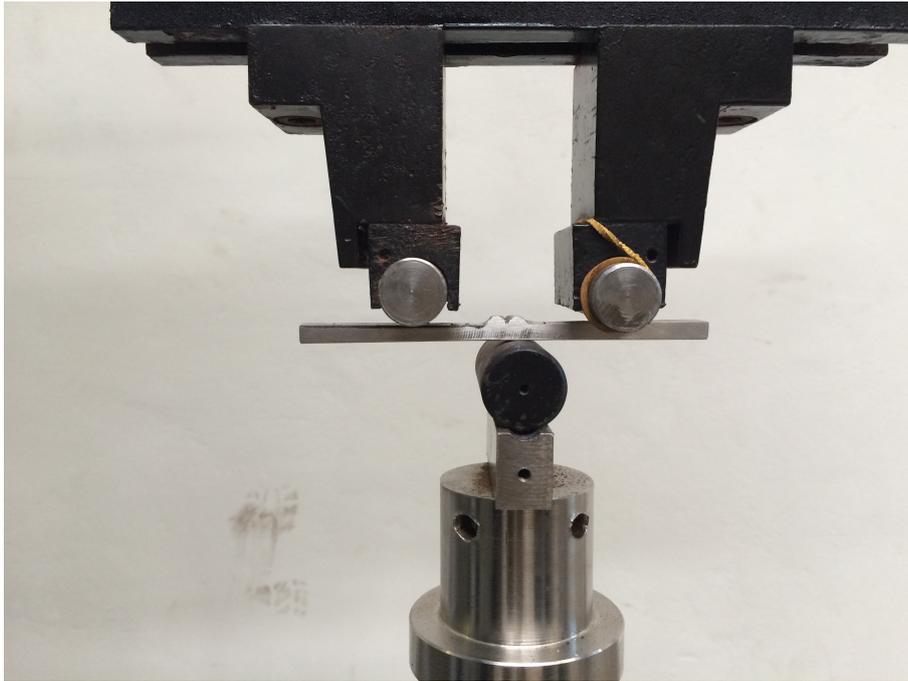
#### **4.5 Ensaio ASTM A-262 prática E**

A norma ASTM A 262 cita a Prática E [38], onde avalia-se a susceptibilidade ao ataque intergranular de aços inoxidáveis austeníticos. O ensaio consiste em expor o corpo de prova a períodos de 15h a 72h, em uma solução de sulfato cúprico (Dissolução de 100 g de sulfato de cobre ( $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ ) em 700 ml de água destilada; adição de 100 ml de ácido sulfúrico ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ ; diluição em água destilada até completar 1000 mL).

Após esse período, a amostra é limpa com água corrente e seca com acetona para seu posterior dobramento, e identificação de trincas. As Figuras 18 e 19 mostram o esquema de montagem do ensaio e o aparato utilizado para dobramento do corpo de prova, respectivamente.



*Figura 18: Corpos de prova expostos à solução de Sulfato Cúprico durante ensaio segundo norma ASTM A262- prática E*



*Figura 19: Esquema de montagem de dobramento do corpo de prova após exposição à solução de ácido cúprico durante ensaio segundo norma ASTM A-262 – Prática E*

## **5. Resultados**

### **5.1 Aspectos Visuais**

Primeiramente, buscou-se determinar valores ótimos de vazão de gás no *trailing gas*. Para isso, estudou-se o efeito da variação da vazão de ArC-4 e de ArH-10 quando utilizados como gases de arraste.

Com o uso do ArC-4 no *trailing gas*, verificou-se que o aumento de sua vazão escurecia o cordão proporcionando maior oxidação, visto que se aumentava a quantidade de CO<sub>2</sub> em contato com o cordão de solda, conforme mostra a Figura 20. Não foram conduzidos ensaios químicos e análises metalográficas com essa condição.

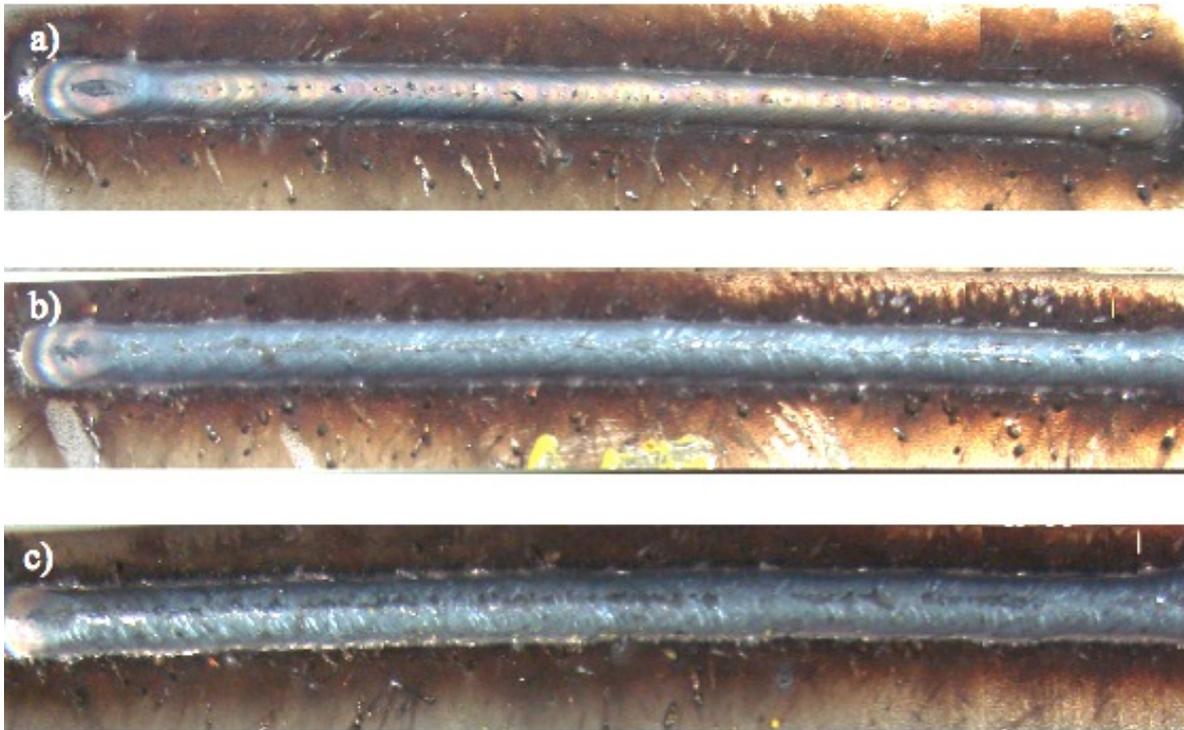


Figura 20: Influência do aumento da vazão de ArC-4 no trailing gas: a) 5 l/min, b) 10 l/min e c) 25 l/min

Com o uso do ArH-10 no *trailing gas*, verificou-se que o aumento de sua vazão não modificava significativamente a aparência da solda, portanto, optou-se pela vazão ideal de 5,0 l/min. A influência da variação da vazão pode ser observada na Figura 21.

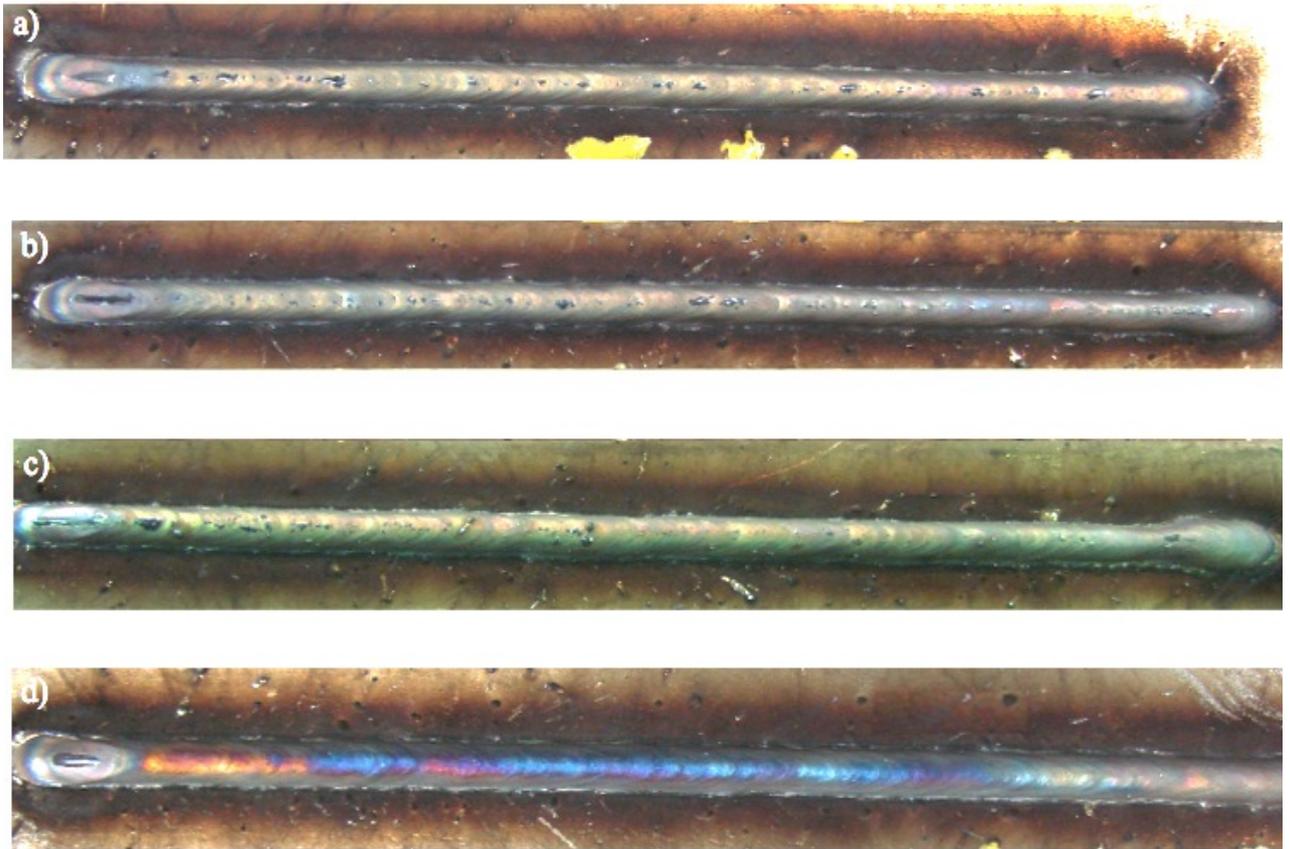


Figura 21: Influência do aumento da vazão de ArH-10 no trailing gas. a)5l/min; b)10l/min; c)25l/min;  
d)35l/min

A coloração observada com vazão alta (35 l/min) pode ser atribuída à formação de diversos óxidos em diferentes faixas de temperaturas. Sendo assim, determinou-se como vazão ideal do *trailing gas* 5,0 l/min, mantendo a vazão na tocha previamente determinada de 10 l/min para todas as condições de ensaio.

Além do gas ArH-10 no *trailing gas*, utilizaram-se também as misturas 90% N<sub>2</sub> + 10% H<sub>2</sub> (AWS NH-10) e 85% Ar + 15 % H<sub>2</sub> (AWS ArH-15). Ao final da soldagem dos cordões sobre chapa com a respectiva vazão definida como ideal, e parâmetros determinados, os seguintes resultados foram obtidos:



Figura 22: Resultado dos cordões soldados sobre chapa a) sem uso do trailing gas; b) utilizando trailing gas ArH-10; c) utilizado trailing gas NH-10 e d) utilizando trailing gas ArH-15.

Posteriormente a esse estudo para determinar a vazão do gás no *trailing gas*, utilizaram-se os mesmos parâmetros para a soldagem de juntas de topo. As juntas foram preenchidas com um passe de raiz, um de enchimento e dois de acabamento utilizando *backing* de cobre. Utilizou-se ângulo de bisel (ângulo formado entre a borda preparada do componente e um plano perpendicular à superfície do componente) de  $37,5^\circ$ , além de abertura entre as chapas de 3mm, como mostrado na Figura 23:

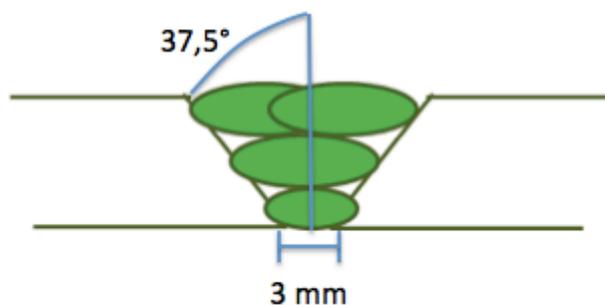
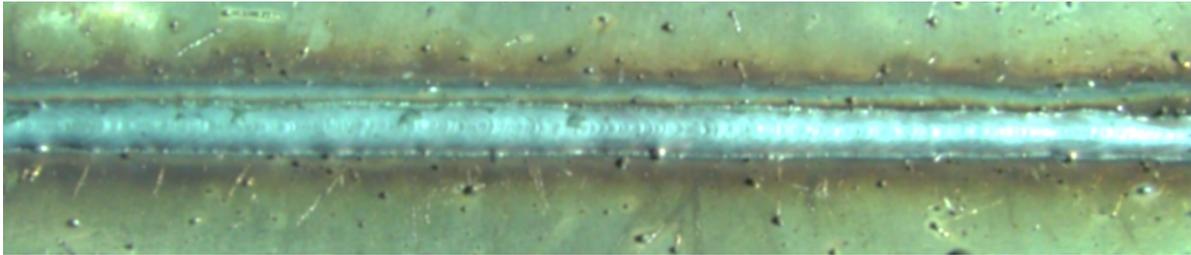


Figura 23: Desenho representativo da soldagem das juntas de topo.

Ao se depositar um cordão sobre outro que ainda não está completamente resfriado, a vantagem visual apresentada pelo uso do *trailing gas* minimiza-se se comparada à primeira etapa dos ensaios onde analisaram-se cordões sobre chapa. No entanto, notou-se que os ciclos de resfriamento poderiam estar influenciando na coloração e na eficiência do *trailing gas*. Dessa forma, os corpos de provas foram soldados respeitando um determinado intervalo para resfriamento do cordão até temperatura ambiente. Notou-se de fato a influência do resfriamento do cordão, conforme mostram as Figuras 24 e 25, onde pode-se observar que os cordões dos corpos de prova passam a apresentar uma aparência mais limpa quando respeitados os ciclos de resfriamento.



Figura 24: Corpo de prova soldado sem resfriamento até temperatura ambiente entre os passes.



*Figura 25: Corpo de prova soldado com resfriamento até temperatura ambiente entre os passes.*

Verificou-se, no entanto, que o comportamento do cordão se diferencia do cordão sobre chapa no que se refere à coloração, para todas as condições dentro do chanfro. Na Figura 26, é possível notar que a raiz possui aparência mais limpa que os passes seguintes. Isso pode ser justificado pelos ciclos de resfriamento entre os passes, além do confinamento do gás causado pelo próprio chanfro, mais eficiente na raiz do que nos passes seguintes, como pode ser observado nas imagens a seguir:



*Figura 26: a) Passe de raiz, b) passe de enchimento e c) passe de acabamento*

Ao final do estudo, e levando-se em conta as observações acima, os corpos de prova foram soldados nas condições pré-estabelecidas, obtendo-se os seguintes resultados:

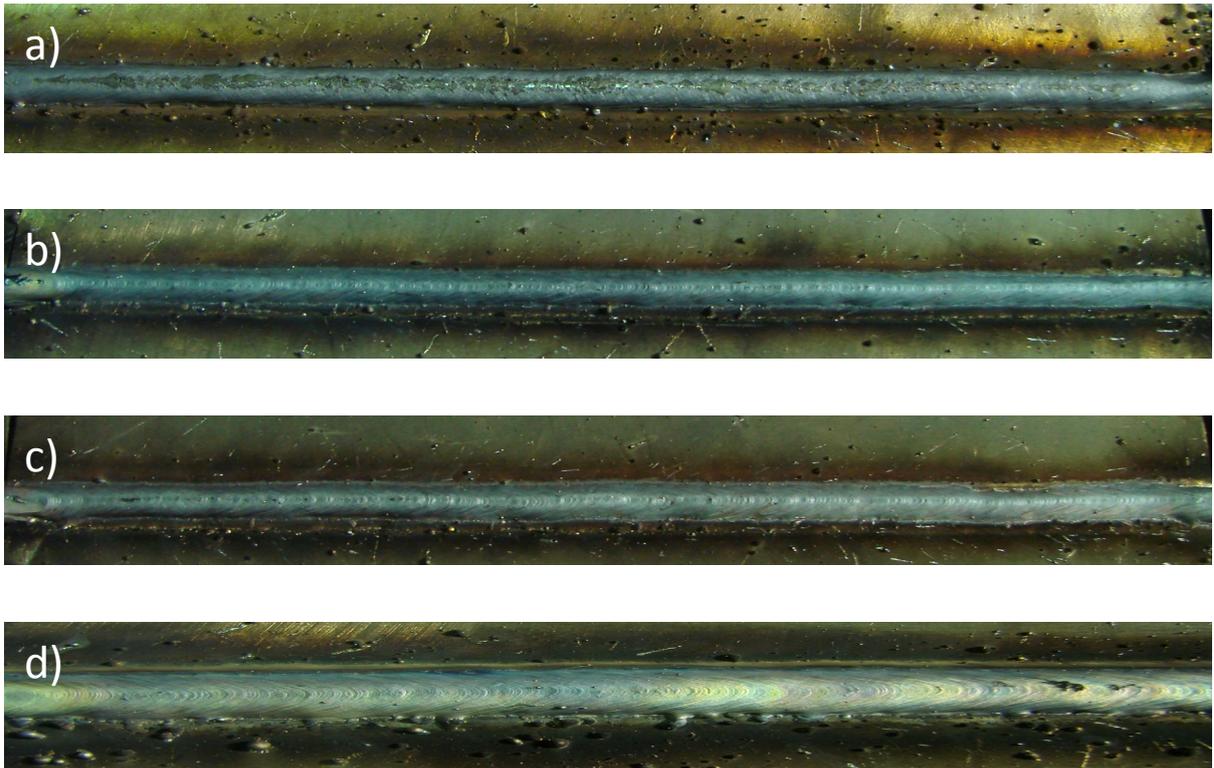


Figura 27: a) Resultado final da soldagem das juntas de topo sem uso do *trailing gas*; b) utilizando *trailing gas* ArH-10; c) utilizando *trailing gas* NH-10; d) utilizando *trailing gas* ArH-15.

A não utilização de *trailing gas* (Figura 27.a) proporcionou um cordão de solda com maior quantidade de escória no centro do mesmo, se comparado às outras condições com uso de *trailing gas*. A presença de escórias na solda é indesejável pois exige, em muitas vezes, limpeza após a soldagem, agregando custo de mão de obra e material à operação, visto que muitas vezes essa limpeza é realizada com gel decapante ou outras soluções custosas.

Pode-se notar que a utilização do *trailing gas* proporcionou cordões mais claros e com menor incidência de escórias. As amostras soldadas com *trailing gas* ArH-10 e NH-10 mostrou que o uso do hidrogênio em balanço com nitrogênio proporcionou maior limpeza e melhor coloração do cordão de solda se comparado ao uso do hidrogênio em balanço com argônio.

O melhor acabamento foi obtido com o uso do *trailing gas* com a mistura ArH-15. O efeito redutor do gás hidrogênio foi o mais significativo nessa configuração, proporcionando cordões com a coloração mais clara e brilhante de todas as chapas de testes ensaiadas nesse estudo. Esta condição, porém, foi a que apresentou menor estabilidade do arco.

## **5.2 Análise Microestrutural**

A presença da ferrita delta vai ser influenciada pela composição química do aço utilizado e pelos ciclos térmicos aos quais o mesmo é exposto, objeto de estudo desse trabalho. Na Figura 28, é possível observar a microestrutura após ataque com ácido oxálico das amostras nas quatro condições previstas no trabalho, na região soldada.

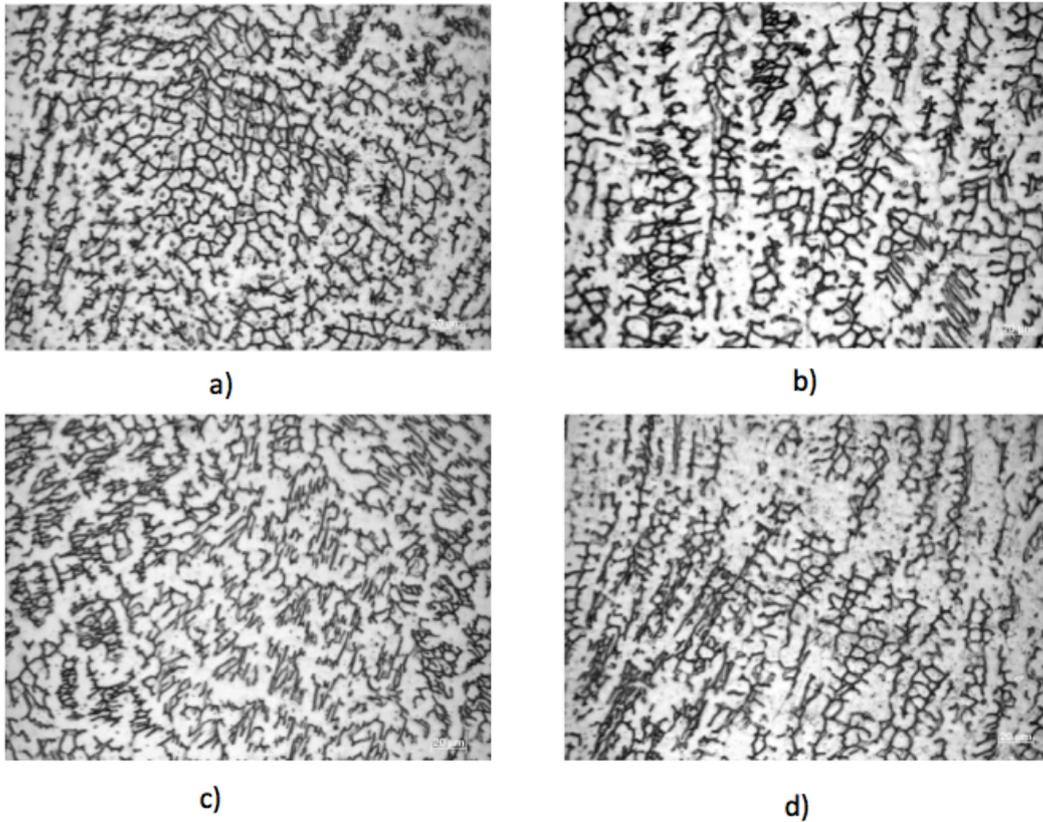


Figura 28: Imagens com aumento de 500x da região soldada das amostras a) sem uso do *trailing gas*, b) utilizando *trailing gas* ArH-10, c) utilizando *trailing gas* ArH-15 e d) utilizando *trailing gas* NH-

10.

Pode-se observar que a quantificação da ferrita delta não varia significativamente para as condições sem uso do *trailing gas*, utilizando *trailing gas* ArH-10 e ArH-15, mas começa a se distanciar dos valores médios com a utilização do *trailing gas* NH-10, segundo a Tabela 1. Análises com maior número de amostras seria necessário para confirmar essa tendência que seria coerente com a literatura, visto que gases de purga à base de nitrogênio puro ou predominantemente favorecem a estabilização da austenita, reduzindo o percentual de ferrita delta.

Tabela 1: Quantificação de Ferrita Delta

GÁS DE PROTEÇÃO	GÁS DE ARRASTE	% FERRITA DELTA	VARIÂNCIA
ArC-4	-	32,697	2,152
	ArH-10	33,603	3,457
	ArH-15	34,696	3,046
	NH-10	32,075	0,865

### 5.3 Ensaio de resistência à corrosão por pite segundo Norma ASTM G48 Método

#### A

Foram realizados ensaios de corrosão segundo a norma ASTM - G48 - Método A [37], com a finalidade de avaliar a susceptibilidade à corrosão por pite das amostras soldadas. Os ensaios foram conduzidos durante 72h à temperatura ambiente.

Os corpos de prova soldados sem uso do *trailing gas* mostraram maior perda de massa, enquanto que a amostra que utilizou *trailing gas* com ArH-15 foi menos deteriorada pelo ensaio, apresentando menor perda de massa, de acordo com a Tabela 2.

Tabela 2: Perda de massa após ensaio segundo norma ASTM G-48 - Método A.

GÁS DE PROTEÇÃO	GÁS DE ARRASTE	Perda de massa relativa (Variação de peso/Peso inicial)	VARIÂNCIA
ArC-4	-	0,0203	1,25E-05
	ArH-10	0,0177	2,25E-08
	ArH-15	0,0138	6,40E-07
	NH-10	0,0164	4,84E-06

#### 5.4 Análise no Microscópio Eletrônico de Varredura

Após o ensaio segundo a norma ASTM G-48 - Método A, as amostras foram conduzidas ao Microscópio Eletrônico de Varredura para melhor compreensão e diferenciação dos possíveis óxidos formados sobre cada superfície durante a soldagem. Para isso, analisou-se as regiões entre-passes e entre metal de solda e metal de base, como mostra a Figura 29.

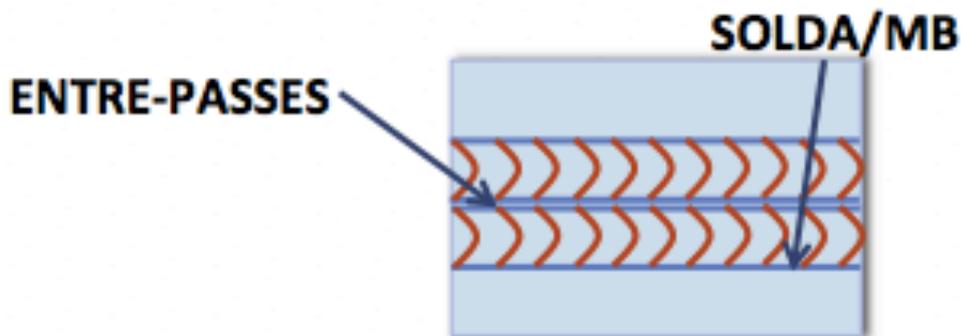


Figura 29: Esquema das regiões analisadas no MEV: Entre passes Solda/Metal de base

As condições que aparentaram maior diferença entre as condições superficiais após ensaio e obtiveram valores extremos na análise de perda de massa, segundo a norma ASTM G-48 - Método A, foram as sem utilização do *trailing gas* e utilizando *trailing gas* com ArH15. A Figura 30 mostra que na amostra soldadas sem uso do *trailing gas*, a maioria dos pites foi observada nos entrecossos e entre o cordão de solda e o metal de base. Essa amostra, em comparação às outras, foi a única que apresentou pite no interior do cordão de solda. É possível notar deterioração do cordão após o ensaio de corrosão.

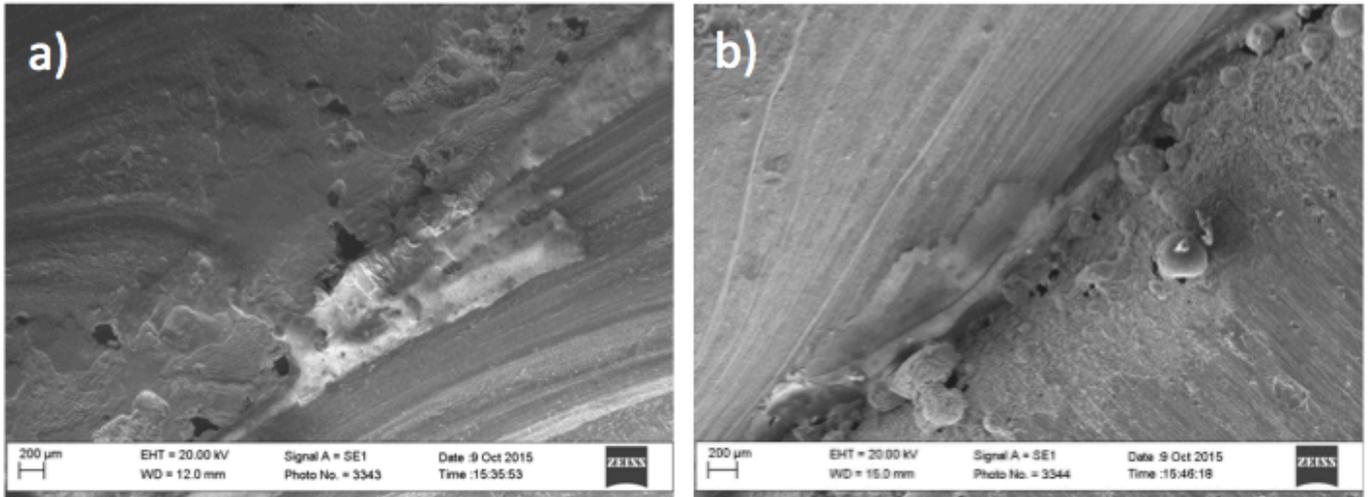


Figura 30: a) Entre passas e b) Solda/Metal de base sem uso do trailing gas.

Nas amostras que utilizaram *trailing gas* durante a soldagem, nota-se que a superfície do cordão e a região entre o cordão de solda e o metal de base possuiu melhor aparência e menor deterioração após o ensaio de corrosão. A condição com melhor aspecto visual foi a que utilizou *trailing gas* ArH-15, com menor incidência de pites e maior continuidade e suavidade da superfície. Já a amostra soldada com *trailing gas* utilizando NH-10 apresentou pites na região entre-passas, como pode ser observado nas Figuras 31, 32 e 33.

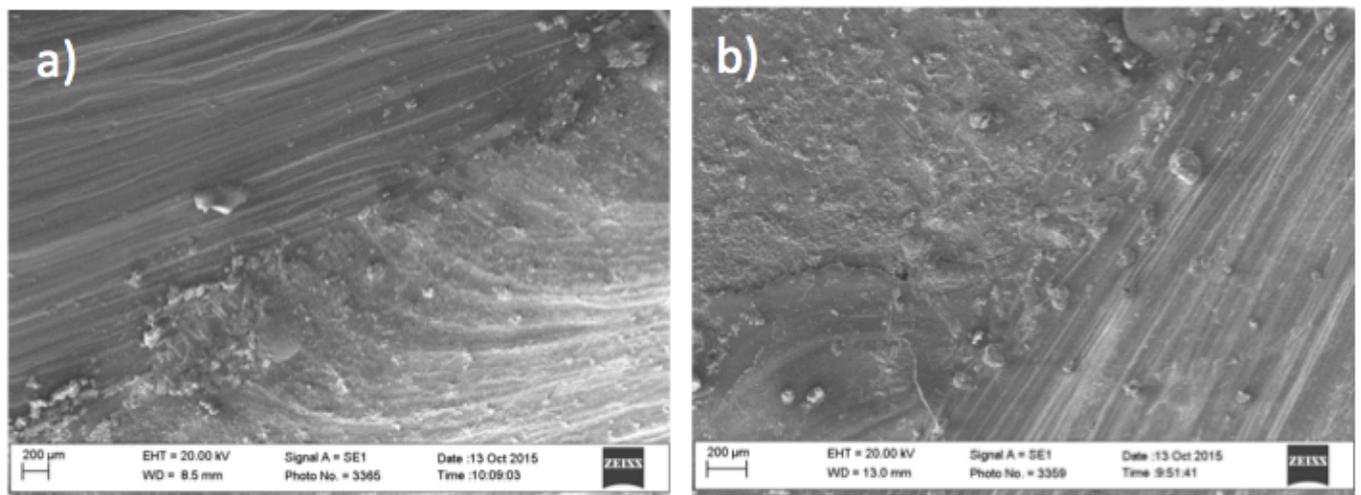


Figura 31: a) Entre passas e b) Solda/Metal de base com uso do trailing gas ArH-10.

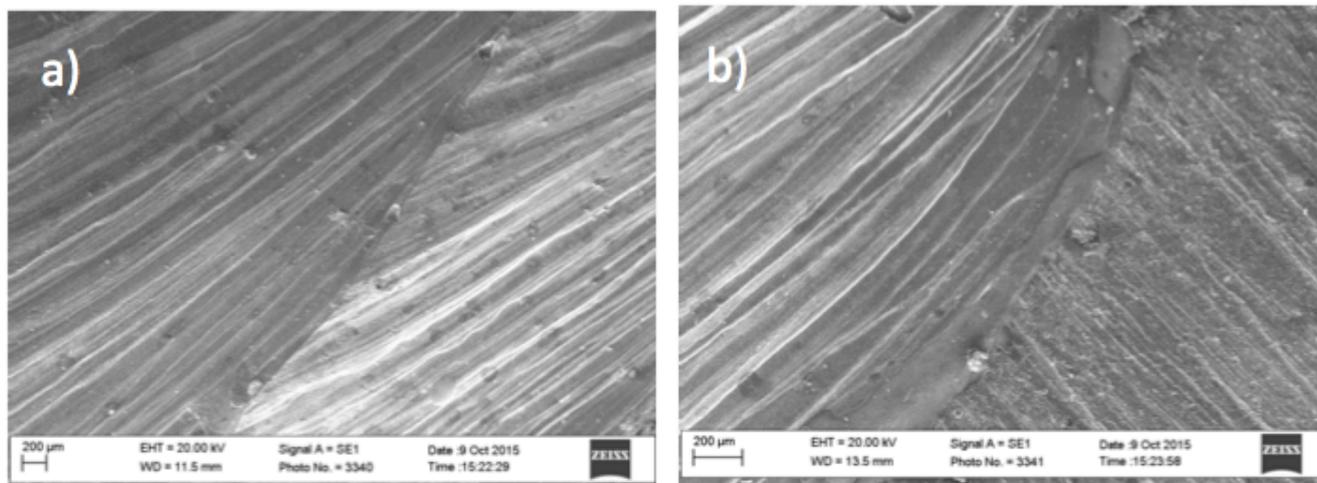


Figura 32: a) Entre passes e b) Solda/Metal de base com uso do trailing gas ArH15.

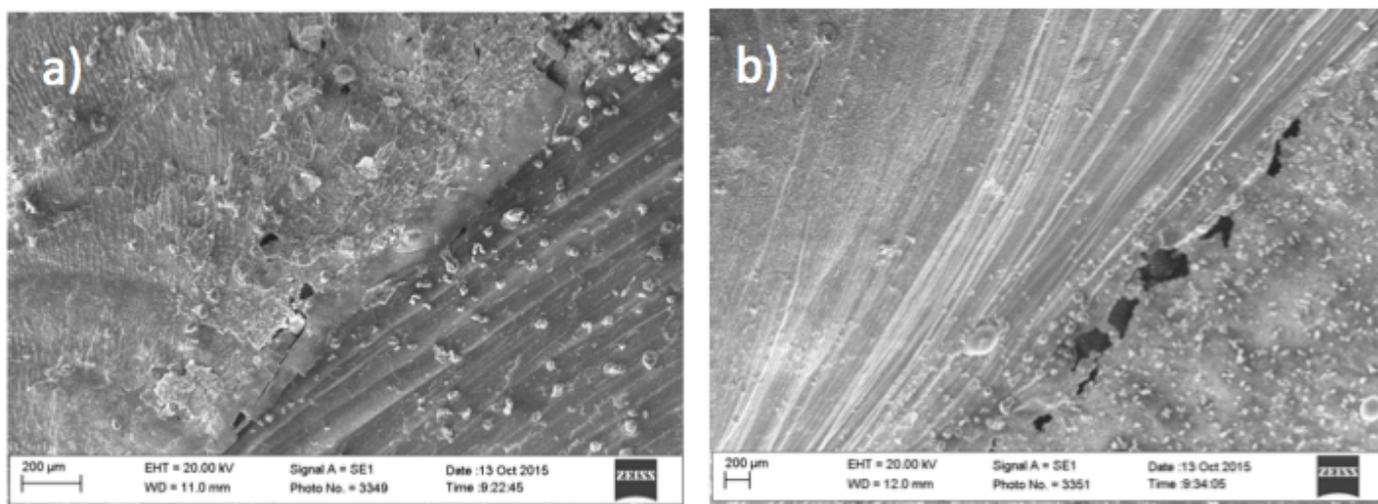


Figura 33: a) Entre passes e b) Solda/Metal de base com uso do trailing gas NH-10.

Foram realizadas também análises por espectroscopia por dispersão de energia (EDS) nos corpos de prova nas áreas 1, 2 e 3, como mostra a Figura 34. As Áreas 1 e 2 são dentro do cordão de solda, e a área 3 na região entre os passes de solda. Essa análise EDS foi realizada para avaliar a qualidade da possível camada de óxido formada em cada região, como apresentado no Anexo 1.

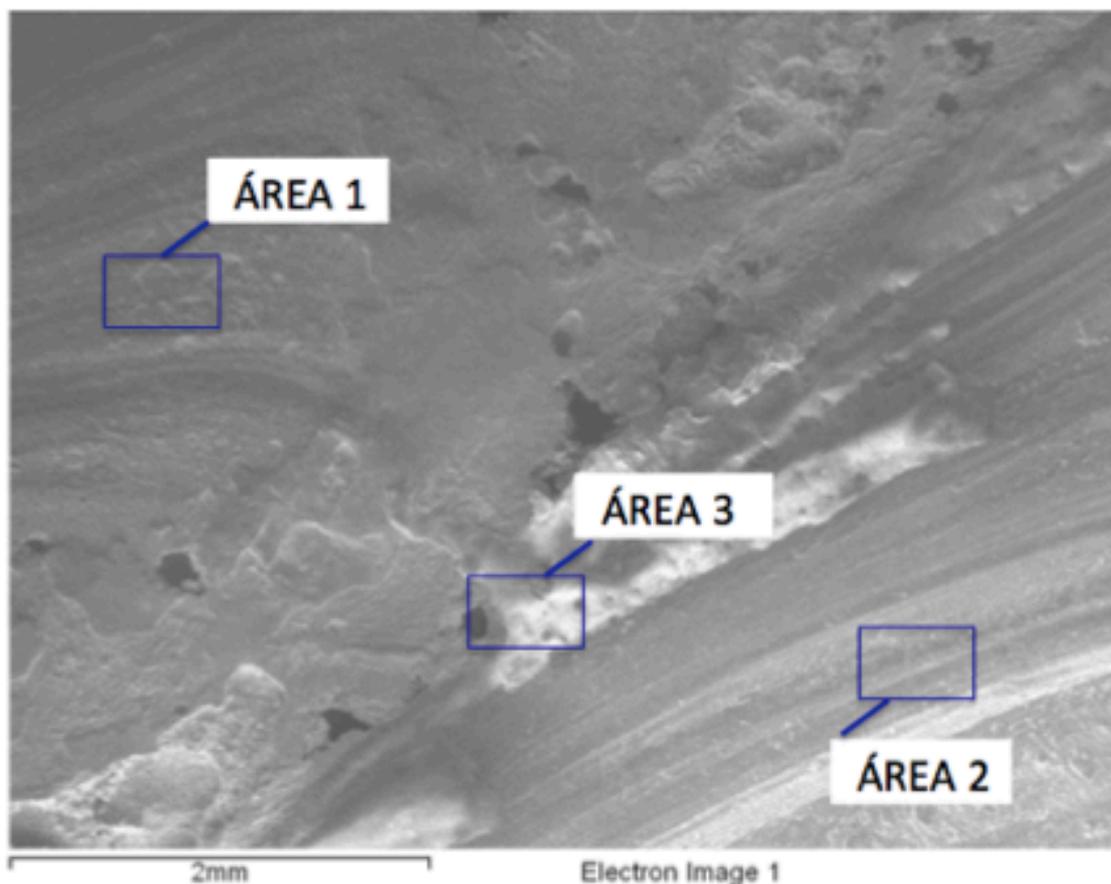


Figura 34: Regiões de análise EDS. Dentro dos passes de solda (áreas 1 e 2) e entre os passes de solda (área 3).

O corpo de prova que não utilizou o *trailing gas* durante a soldagem apresenta uma camada de óxido apenas na interface dos passes, já os corpos de prova soldado com *trailing gas* ArH-10, ArH-15 e NH-10 aparenta ter a presença de uma camada de óxido dentro dos passes. Além disso, realizando uma análise conjunta dos teores de ferro, manganês e cromo, observa-se que o corpo de prova soldado sem *trailing gas* apresenta valores superiores de Fe após o ensaio de corrosão, o que direciona para a suposição de que o óxido formado sobre a solda durante o processo de soldagem era menos protetor que o óxido formado durante o processo utilizando *trailing gas* de ArH-10, ArH-15 e NH-10. Foram observados ainda, valores inferiores de teor de Cr e Mn no interior dos passes, podendo estar diretamente relacionados à qualidade também inferior do óxido formado

durante a soldagem quando comparado às amostras soldadas com uso do *trailing gas*.

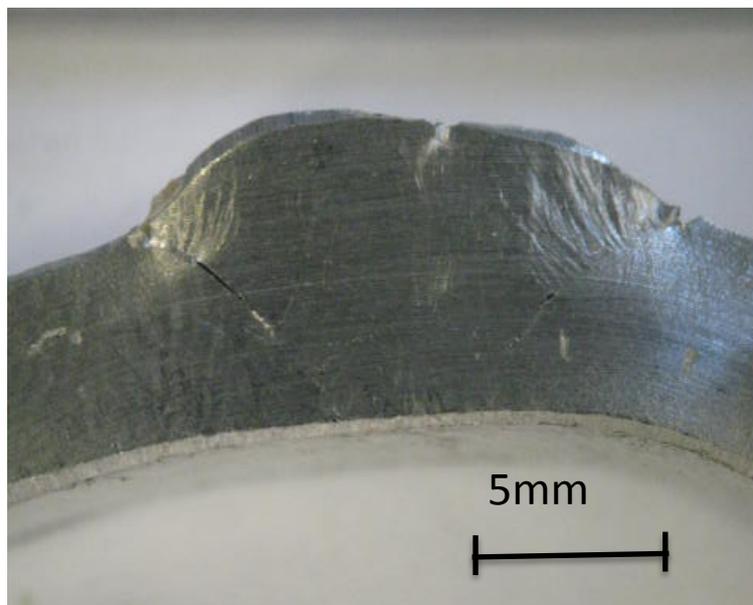
## **5.5 Ensaio de susceptibilidade à corrosão intergranular segundo Norma ASTM A**

### **262 Prática E**

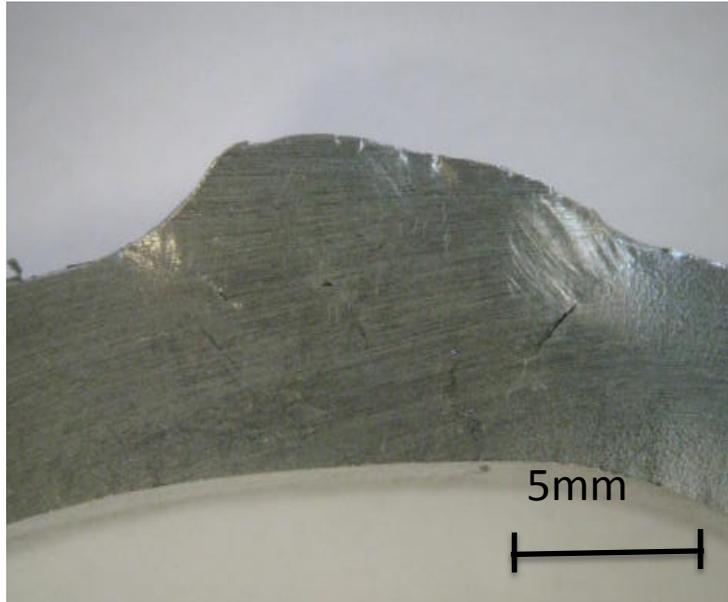
O ensaio segundo a norma ASTM A - 262 - Prática E [38] consiste em avaliar a susceptibilidade à corrosão intergranular através da análise da propagação de trincas na superfície das diversas condições estudadas.

Após exposição durante 48h à solução de ácido cúprico, os dobramentos dos corpos de prova foram limitados à distância entre o centro do rolo inferior e a linha central dos rolos superiores que promovesse o início de trincas visíveis na condição soldada sem uso do *trailing gas*. Essa distância foi de 16mm.

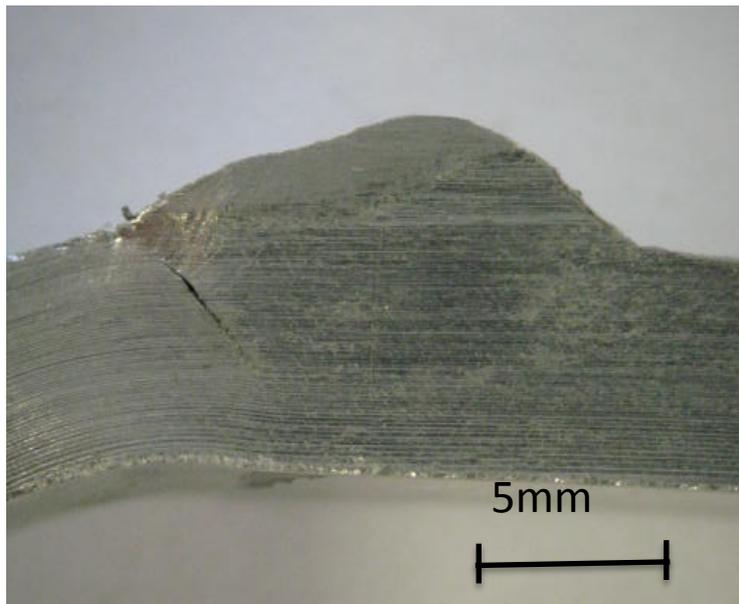
Nas Figuras 35, 36, 37 e 38 é possível avaliar a condição após o dobramento das amostras.



*Figura 35: Corpo de prova soldado sem trailing gas após dobramento.*



*Figura 36: Corpo de prova soldado com trailing gas ArH-10 após dobramento.*



*Figura 37: Corpo de prova soldado com trailing gas ArH-15 após dobramento.*

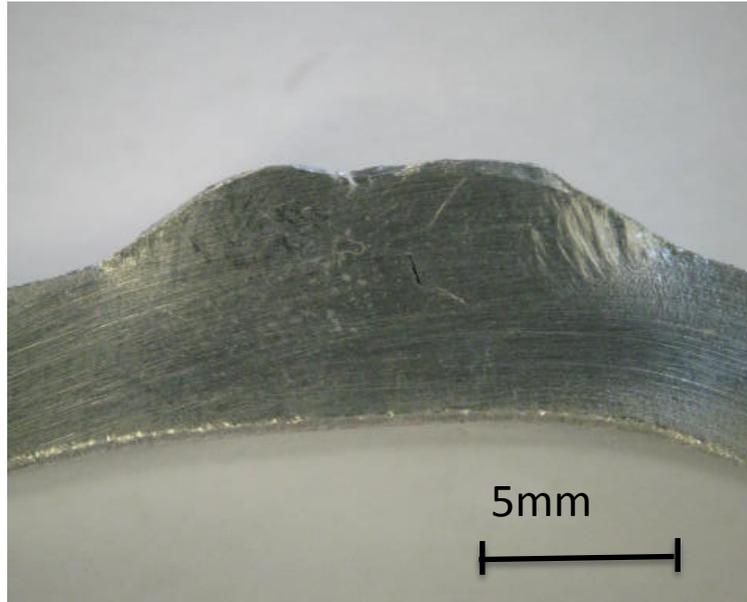


Figura 38: Corpo de prova soldado com *trailing gas* NH-10 após dobramento.

É possível observar que o corpo de prova soldado sem uso do *trailing gas* apresentou maior desgaste causado pelas trincas geradas durante dobramento se comparado às outras condições que utilizaram *trailing gas*. As amostras que utilizaram misturas de argônio e hidrogênio nesse ensaio não apresentaram diferenças significativas entre si. Já a amostra que utilizou a mistura de 90% N<sub>2</sub> + 10% H<sub>2</sub> (NH-10) foi a que apresentou o melhor resultado entre as quatro configurações, ou seja, menor incidência de trincas observada após o ensaio. Além disso, essa amostra apresentou também maior suavidade do formato do cordão de solda, podendo estar relacionado à escolha da mistura de nitrogênio e hidrogênio como gás de arraste.

## 6. Conclusão

Os resultados mostram que o uso do *trailing gas* para aplicações em aços inoxidáveis austeníticos proporcionou incrementos nos aspectos visuais e microestruturais das juntas soldadas utilizando esse dispositivo, variando conforme o gás utilizado.

Para o aspecto visual, a adição de Hidrogênio proporcionou maior limpeza do cordão de solda além de menor perda de massa após ensaio segundo ASTM G-48 - Método A, indicando melhores propriedades anticorrosivas. Os ensaios segundo a norma ASTM A-262 - Prática E mostraram que os corpos de prova soldados com *trailing gas* foram mais resistentes à formação e crescimento de trinca durante o dobramento.

Não foi possível obter resultados conclusivos a respeito da análise da quantificação de ferrita delta, porém, o resultado favorável à utilização do *trailing gas* NH-10 no ensaio segundo a norma ASTM A-262 – Prática E indica que uma análise microestrutural mais profunda acerca dessa condição pode indicar que o nitrogênio tem efeitos sobre a quantificação de ferrita delta e sua relação com a propagação de trincas nas superfícies dessas amostras.

O uso do *trailing gas* na soldagem GMAW indica resultados promissores que motivam e justificam futuros estudos mais aprofundados do assunto, inclusive de análise de custos, visto a demanda da indústria brasileira e sua aplicabilidade não apenas restrita à soldagem GTAW de metais reativos.

## 7. Bibliografia

[1] **Tipos de Aços Inoxidáveis. Coletânea de Informações técnicas.** Disponível em:  
<<http://www.abinox.org.br/upfiles/arquivos/biblioteca/tipos-de-acos-inoxidaveis.pdf>>.

Acessado em 16/07/2016.

[2] **Handbook of Stainless Steel.** Outokumpu. Suécia, 2013.

[3] CARBÓ, H.M. **Aço Inoxidável: Aplicações e Especificação.** Acesita, Núcleo  
Inox. 2001

[4] TREMARIN, R. C. **Estudo das Propriedades Mecânicas e Resistência à Corrosão do Aço AISI 304 e Variantes Estabilizadas com Nióbio.** Trabalho de Graduação - Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.

[5] PADILHA, A. F., GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos, Microestrutura e Propriedades.** São Paulo, 1994

[6] COUVERT, R. A., TUTHILL, A. H. **Stainless Steels: An Introduction to Their Metallurgy and Corrosion Resistance. Dairy, Food and Environmental Sanitation,** Vol. 20, no. 7, Julho/2000.

[7] **Austenitic Stainless Steel.** ASM International. Disponível em  
<[http://www.asminternational.org/documents/10192/3473958/05231G\\_Sample.pdf/7c5e4830-b443-4c71-a8c8-1a85c5b39dc5](http://www.asminternational.org/documents/10192/3473958/05231G_Sample.pdf/7c5e4830-b443-4c71-a8c8-1a85c5b39dc5)>. Acessado em 10/07/2016.

[8] LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D.J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless**

**Steels**. Wiley Interscience. USA, 2005.

[9] Metals Handbook, vol.1, **Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys**. ASM Int. 1990. p. 2107-2115.

[10] WILDE, B. E. **Influence of silicon on the intergranular corrosion behavior of 18Cr-8Ni stainless steels**. Corrosion, 44(10): 699-704, 1988.

[11] DAVIS, J. R. **Stainless steel**, 3. ed. USA:ASME International. 1999. p. 68-69.

[12] GIGOVIC-GEKIC, A., ORUC, M., GOJIC, M. **Determination of the Content of Delta Ferrite in Austenitic Stainless Steel NITRONIC 60**. 15th International Research/Expert Conference. República Tcheca, Setembro/2011.

[13] HULL, F. C. **Effect of delta ferrite on the hot cracking of stainless steel**. Welding Journal.

[14] MODENESI, P, J.; **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Senai, Osasco- SP, 2001.

[15] . GENTIL, V. **Corrosão**. LTC – Livros Técnicos e Científicos, Editora S.A., ed. 4, Rio de Janeiro, 2003.

[16] **Passividade**. Laboratório de Pesquisa em Corrosão, LAPEC. Disponível em: <[http://www.ufrgs.br/lapec/wa\\_files/passividade.pdf](http://www.ufrgs.br/lapec/wa_files/passividade.pdf)>. Acessado em 26/06/2016.

[17] **Metals Handbook: Vol 13 Corrosion**. ASM Int., 1987.

[18] BERNHARDSSON, S. **The corrosion resistance of duplex stainless steels**. IProc.

Conf. Duplex Stainless Steels'91, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, Beaune, França, 1991.

[19] LELLIS, O. S. **Ensaio de corrosão Intergranular e Corrosão por Pite em Aços Inoxidáveis Austeníticos e Duplex de acordo com a Prática A Segundo ASTM E262 e ASTM G48**. 10ª Mostra Acadêmica UNIMEP, 2012.

[20] MAGRI, M. ALONSO, N. **Métodos eletroquímicos para a avaliação da sensibilização em aços inoxidáveis martensíticos**. 50º CONGRESSO ABM- Corrosão e tratamento de superfície. São Paulo, 1995. p.133.

[21] SHREIR, L.L. **Corrosion. Vol 1. Seção 3.3 Stainless Steels**. Third edition. Butterworth, Oxford, 1995. p.3.54-3.57

[22] SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. John Wiley & Sons Inc. New York, 1996.

[23] PARAWOTO, Y., SUMERU, K., WAN, W. B. **Stress Corrosion Cracking of Steel and Aluminum in Sodium Hydroxide: Field Failure and Laboratory Test, Advances in Materials Science and Engineering**, Volume 2012 (2012), Artigo ID 235028

[24] CALLISTER, William D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**

[25] BALLESTEROS, A. F., **Evaluation of the Resistance to Sulphide Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of API 5L-X80 Girth Welds**, Rio de Janeiro, 2009. p. 53-55.

[26] R. A. COTTIS. National Physical Laboratory, **Stress Corrosion Cracking, Guides to**

**Good Practice in Corrosion Control.** Disponível em:  
<<http://www.npl.co.uk/upload/pdf/stress.pdf>>. Acessado em 25/06/2016.

[27] BROWN. B.F. **Stress Corrosion Cracking Control Measures, Chemistry Department**, Novembro/1981. p. 02-03

[28] **Curso de Inspetor de Soldagem: Processos de Soldagem MIG/MAG.** FBTS. 30p.  
Apostila.

[29] BARBEDO, N. D. **Avaliação Comparativa dos Processos de Soldagem GMAW e FCAW Utilizando Aço ASTM A-36 para Verificar a Soldabilidade, Propriedades Metalúrgicas e Geométricas, e Resistência Mecânica.** Dissertação de Mestrado – Instituto de Engenharia mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Minas Gerais, 2011.

[30] MARQUES, P. V. **Soldagem – Fundamentos e Tecnologia.** Editora UFMG, Belo Horizonte, 2005.

[31] TESKE, M. **Influência da Composição do Gás de Proteção na Soldagem do Aço ASTM A516 Pelo Processo GMAW.** Dissertação de Mestrado – Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2006

[32] **Shielding gases Praxair.** PRAXAIR. Apostila

[33] JONSSON, P.G., MURPHY, A.B., SZEKELY, J. **The Influence of Oxygen Additions on Argon-Shielded GMAW Processes**, Welding Journal, Fevereiro/1995

[34] AWS. **Welding Handbook: Welding Processes.** AMERICAN WELDING SOCIETY, v.2. 8 Ed. Miami, FL. 1991. p. 955

[35] Moreira, A. F, 2008. ***Influência da Atmosfera Protetora no Cordão de Solda Obtido Através dos Processos de Soldagem GMAW e FCAW***. Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia – UNESP, Campus de Ilha Solteira, São Paulo, pp. 38-48.

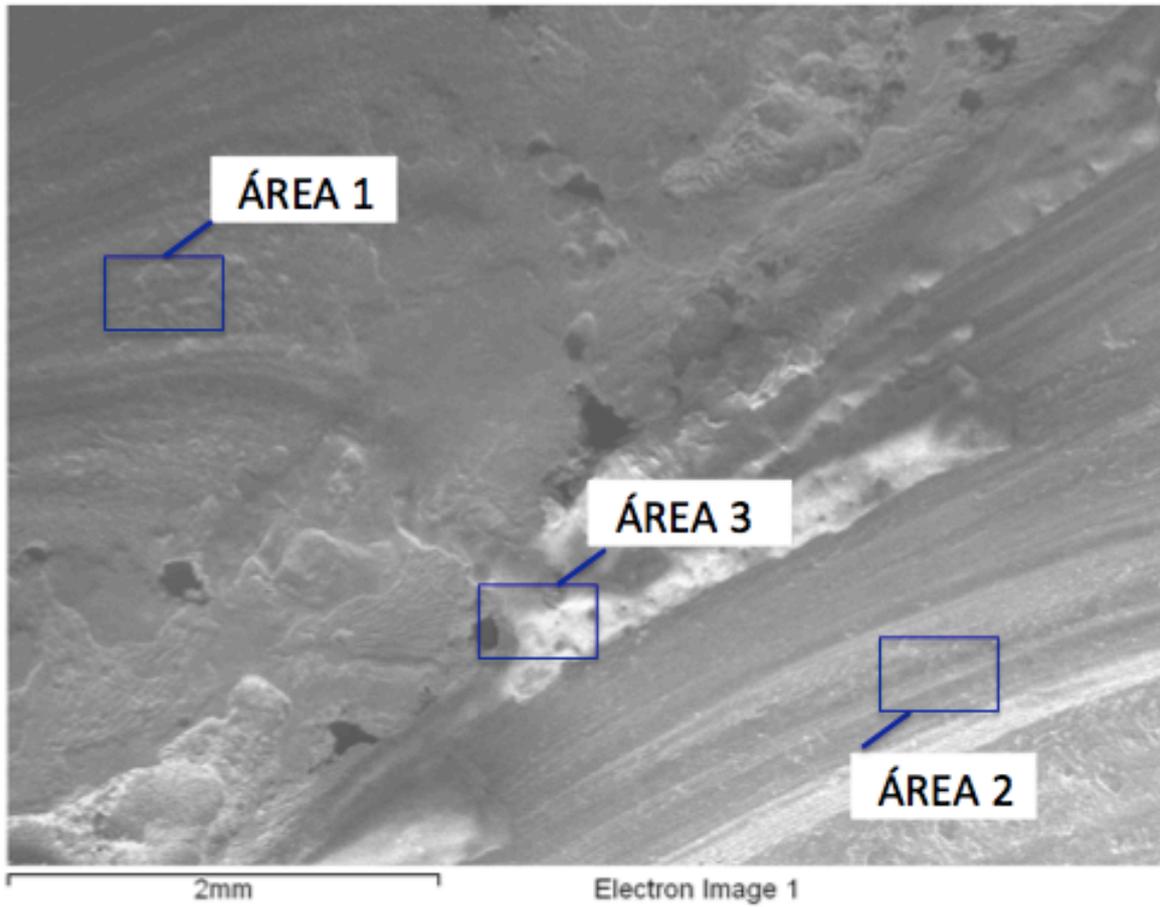
[36] ***Evaluation of Different Backing Gases Used for GMAW of Austenitic Stainless Steel Joint***. White Martins Gases Industriais. Apostila

[37] NORMA ASTM G48 – Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride SolutionII.

[38] NORMA ASTM A262 – Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steel.

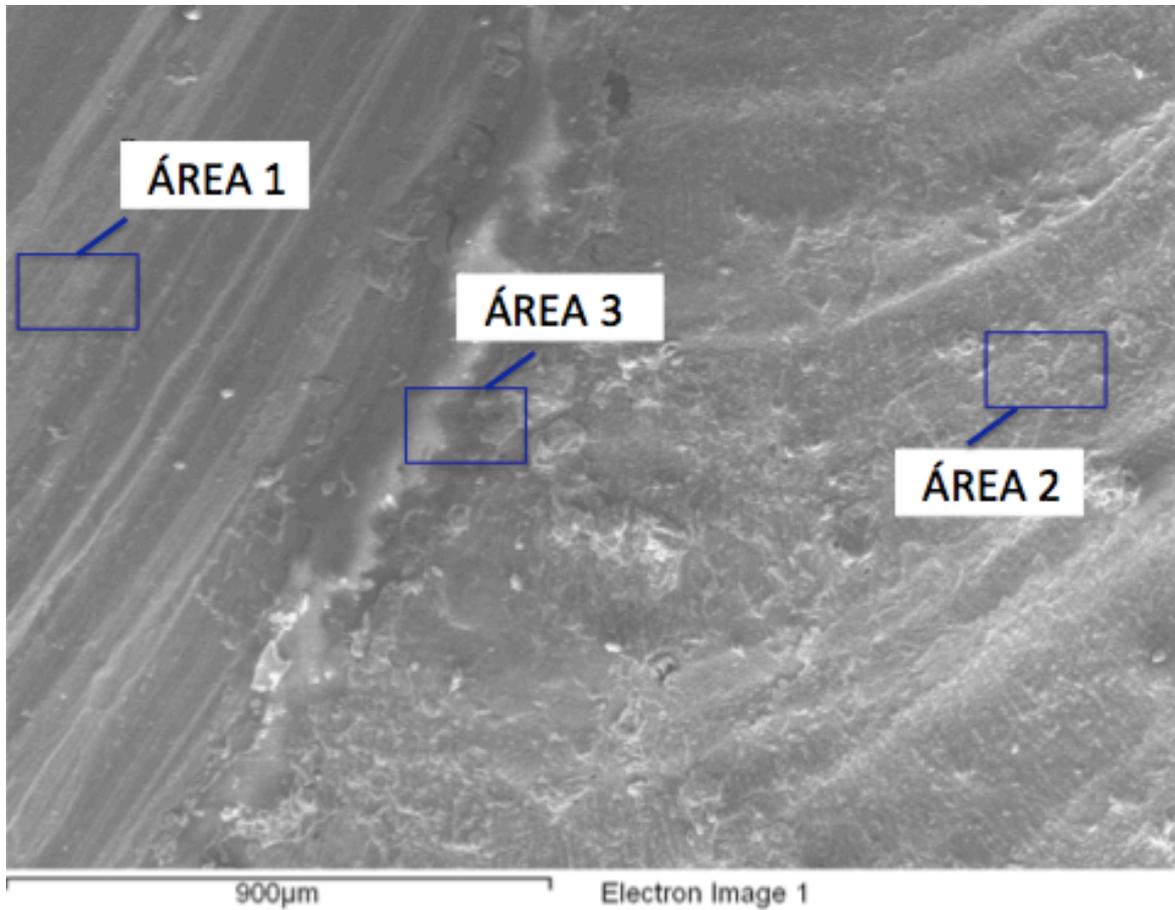
**ANEXO I**

**ENTRE-PASSES SEM TRAILING GAS – Arc4**



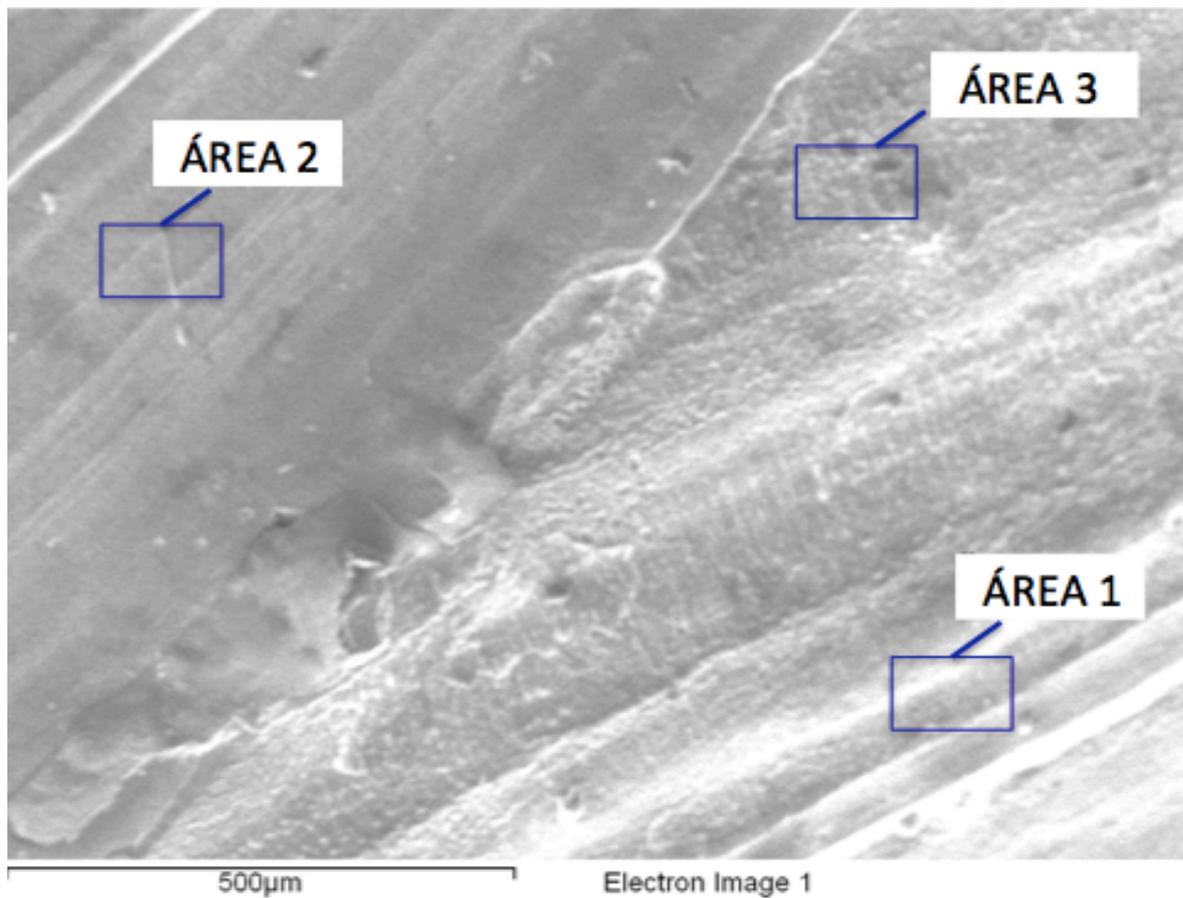
ÁREA	In stats.	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
ÁREA 1	SIM			19.61	1.96	66.77	11.66	100.00
ÁREA 2	SIM			30.75		69.25		100.00
ÁREA 3	SIM	14.48	14.73	28.10	23.89	18.81		100.00
Max.		14.48	14.73	30.75	23.89	69.25	11.66	
Min.		14.48	14.73	19.61	1.96	18.81	11.66	

ENTRE-PASSES COM TRAILING GAS – ArC4 + ArH10



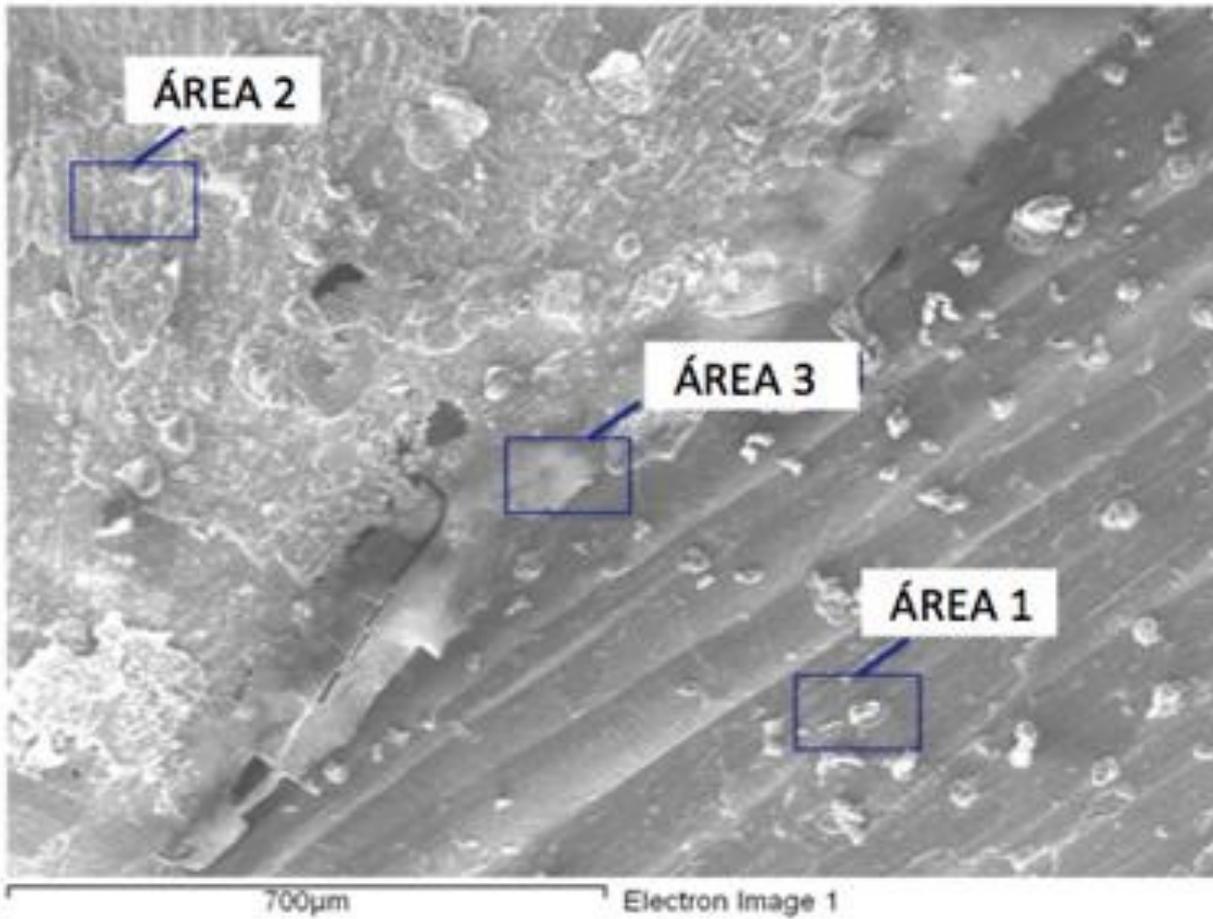
ÁREA	In stats.	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
ÁREA 1	SIM	20.21	1.41	21.44	2.16	46.70	8.07	100.00
ÁREA 2	SIM	31.91	1.94	23.21	3.86	33.55	5.53	100.00
ÁREA 3	SIM	27.86	14.77	26.44	26.42	4.51		100.00
Max.		31.91	14.77	26.44	26.42	46.70	8.07	
Min.		20.21	1.41	21.44	2.16	4.51	5.53	

ENTRE-PASSES COM TRAILING GAS – ArC4 + ArH15



ÁREA	In stats.	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
ÁREA 1	SIM	21.10	2.83	24.18	4.31	42.42	5.16	100.00
ÁREA 2	SIM	19.69	1.75	18.97	3.93	50.04	5.62	100.00
ÁREA 3	SIM	6.58	0.94	19.62	2.05	61.03	9.77	100.00
Max.		21.10	2.83	24.18	4.31	61.03	9.77	
Min.		6.58	0.94	18.97	2.05	42.42	5.16	

ENTRE-PASSES COM TRAILING GAS – ArC4 + NH10



AREA	In stats.	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
ÁREA 1	SIM			20.27	2.46	64.14	13.14	100.00
ÁREA 2	SIM	25.47	1.24	17.09	3.12	48.36	4.72	100.00
ÁREA 3	SIM	33.29	18.54	17.20	26.18	4.78		100.00
Max.		33.29	18.54	20.27	26.18	64.14	13.14	
Min.		25.47	1.24	17.09	2.46	4.78	4.72	