

## INFLUÊNCIA DO APORTE DE CALOR NA MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 301

### *INFLUENCE OF HEAT IN THE MICROSTRUCTURE OF AISI 301 STAINLESS STEEL CAST ZONE AISI 301*

<sup>1</sup>Wandercleiton Cardoso

<sup>2</sup>Thiago Augusto Pires Machado\*

<sup>3</sup>Raphael Colombo Baptista

<sup>4</sup>André Gustavo de Souza Galdino

<sup>5</sup>Flavio Antonio de Moraes Pinto

<sup>6</sup>Temistocles de Sousa Luz

<sup>1</sup>Università degli Studi di Genova: wandercleiton.cardoso@dicca.unige.it

<sup>2</sup>Instituto Federal do Espírito Santo: thiagoaugustopn@yahoo.com.br

<sup>3</sup>Instituto Federal do Espírito Santo: colombo.rafael@hotmail.com

<sup>4</sup>Instituto Federal do Espírito Santo: andregsg@ifes.edu.br

<sup>5</sup>Instituto Federal do Espírito Santo: flaviop@ifes.edu.br

<sup>6</sup>Universidade Federal do Espírito Santo: temistocles.luz@ufes.br

\*Autor de correspondência

Artigo submetido em 17/05/2021, aceito em 08/10/2021 e publicado em 19/11/2021.

**Resumo:** Objetivou-se com esta pesquisa avaliar os efeitos da variação da energia de soldagem na microestrutura da zona fundida do aço inoxidável AISI 301 quantificando a ferrita delta e observando os efeitos desta fase na zona fundida. Para a quantificação da ferrita delta, foi utilizado o software Granulômetro Semi-Automático (GSA). Foram confeccionados cinco corpos de prova, utilizando-se distintos parâmetros de soldagem. O processo de soldagem utilizado foi o *Tungsten Inert Gas* (TIG). Os resultados mostraram que a energia de soldagem tem grande influência na quantidade de ferrita delta presente na zona fundida e que ocorreu a redução de ferrita delta com o aumento da energia de soldagem.

**Palavras-chave:** aço inoxidável AISI 301, soldagem TIG, energia de soldagem.

**Abstract:** The aim of this work was to evaluate the effects of the variation of welding energy on the microstructure and mechanical properties of the fusion zone of AISI 301 stainless steel, to quantify the delta ferrite phase and to observe the effects of this phase on the fusion zone of the weld bead. Semi-Automatic Granulometer (GSA) software was used to quantify the delta ferrite. Five samples were prepared, each with different welding parameters. The welding method selected was autogenous tungsten inert gas (TIG). The results confirmed that the welding energy has a great influence on the amount of delta ferrite formed in the molten zone of the weld bead, and the decrease of delta ferrite amount was also confirmed with the increase of welding energy.

**Keywords:** AISI 301 stainless steel, TIG welding, welding energy.

## 1 INTRODUÇÃO

A extração e a transformação do ferro e do aço sofreram contínuo avanço tecnológico ao longo de cerca de 5.000 anos de história. Apesar do grande esforço dos metalurgistas, diversos problemas permaneceram sem solução até o início do século passado: Os objetos feitos de ferro e aço não eram suficientemente resistentes à corrosão (KUDDUS, 2018).

Nos Estados Unidos da América, em 1911, foram descobertos os aços inoxidáveis ferríticos através de experiências com ligas contendo 14-16%Cr e 0,007-0,015%C, sendo até hoje indicada para fabricação de turbinas pelos engenheiros projetistas. Em 1912, na Inglaterra, pesquisadores realizaram experiências em ligas resistentes a corrosão contendo 12,8%Cr e 0,24%C, levando a descoberta dos aços inoxidáveis martensítico. No mesmo ano, na Alemanha, foi produzido um aço contendo 7%Ni, 20%Cr e 0,25%C para produção de peças que exigiam alta resistência à corrosão e assim surgiram os inoxidáveis austeníticos. (GIRALDO, 2011)

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais produzidos e comercializados em todo o mundo. Entre 1950 e 1980 a produção de aços inoxidáveis aumentou cerca de 20 vezes e atualmente 2/3 desta produção está relacionado a produção de aços inoxidáveis austeníticos (RISHNAN *et al.*, 2021)

Esta ampla utilização deve-se a uma combinação favorável de propriedades, tais como: Excelente resistência à corrosão, à oxidação, resistência mecânica a quente, ótima ductilidade e soldabilidade (CARDOSO, 2012; CASALINO *et al.*, 2018).

Entretanto, deve-se levar em consideração que a maioria dos metais, incluindo os aços inoxidáveis austeníticos, são submetidos a diversas alterações

microestruturais durante o processo de soldagem, em particular a corrosão intergranular (sensitização) caracterizada pela formação de carbonetos de Cromo nos contornos de grão. A formação destes carbonetos deixa regiões vizinhas aos contornos de grão empobrecidas de cromo e susceptíveis a este tipo de deterioração (RISHNAN *et al.*, 2021; GENG *et al.*, 2019; BALRAM *et al.*, 2019a).

A soldagem dos aços inoxidáveis deve ser feita de forma bem cautelosa de maneira a preservar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão da região soldada (AVINASH *et al.*, 2019; HAN *et al.*, 2019; BALRAM *et al.*, 2019b).

Inúmeros pesquisadores têm observado os efeitos causados pela soldagem na microestrutura e nas propriedades da região soldada, de modo a termos uma ampla gama de informações sobre tal assunto. (CHENITI *et al.*, 2019; MOHARANA *et al.*, 2020; SHANM *et al.*, 2020; MISHRA e DAKKILI, 2020).

Sabe-se que devido aos mais variados ciclos térmicos decorrentes de um processo de soldagem, as adjacências da região soldada e até mesmo a região fundida, sofre mudanças microestruturais (ARANTES, 2004; PERALTA, 2003; ZUMELZU e CABEZAS, 2021; CASALINO *et al.*, 2018)

Estudos mostram que os efeitos da soldagem causam uma interferência microestrutural no metal. Visando minimizar tais efeitos, podem ser adicionados elementos estabilizadores de austenita, seja pelo gás de proteção enriquecido com N, ou tratamento térmico pós-soldagem, ou pelo uso de metal de adição enriquecido com níquel (Ni) (LORA, 2006; ASADI *et al.*, 2020; SAROJ *et al.*, 2017; SOLTANI e TAYEBI, 2018; CORRÊA, 2012; SUN *et al.*, 2017; KUMAR *et al.*, 2021c).

Os principais problemas da soldagem dos aços inoxidáveis é que existe a possibilidade de transformação da microestrutura, podendo ocorrer endurecendo por precipitação secundária de carbonetos ou formando fases intermetálicas, como a fase sigma. Neste caso a ductilidade do material vai diminuir e o trincamento durante a soldagem é quase inevitável (ITMAN *et al.*, 2013)

Objetiva-se, no presente trabalho avaliar os efeitos da energia de soldagem sobre as mudanças microestruturais da região fundida, através da quantificação da ferrita delta e observação dos efeitos da mesma sobre a região, buscando minimizar os efeitos da soldagem sobre as propriedades do aço inoxidável AISI 301, reduzindo custos e problemas para a indústria.

## 2 CONTEXTUALIZAÇÃO

Os aços inoxidáveis são ligas metálicas resistentes à corrosão contendo no mínimo 10,5% de cromo, níquel, molibdênio e outras adições como o nióbio (CARDOSO, 2012; KUDDUS *et al.*, 2018).

Os aços carbonos estruturais e de engenharia atendem aos requisitos de resistência mecânica, soldabilidade e tenacidade. Uma grande variedade de aços inoxidáveis é indicada para ambientes em que a resistência à corrosão e mecânica são requisitos determinantes (TANG *et al.*, 2020).

Os aços inoxidáveis são resultados da adição controlada de elementos de liga originando atributos específicos com relação à resistência mecânica e resistência a corrosão, principalmente em meio com alto teor de cloretos (JIJIN *et al.*, 2017).

Os aços inoxidáveis são classificados em cinco famílias básicas: ferríticos, austeníticos, martensíticos, dúplex e endurecíveis por precipitação

(CARDOSO, 2012; KUDDUS *et al.*, 2018).

### 2.1 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), são magnéticos, possuem custo inferior quando comparado aos austeníticos e limitada resistência à corrosão (CARDOSO, 2012).

O principal elemento de liga é o cromo com teores típicos entre 11-17% e baixo carbono o que resulta nestes aços uma limitada resistência mecânica quando comparado aos inoxidáveis de outras classes (CARDOSO, 2012).

Essa classe de inoxidáveis não são endurecíveis por tratamento térmico e no estado recozido possuem de forma geral um limite de escoamento de 275-350 MPa (PANKAJ *et al.*, 2019).

Os aços ferríticos têm custo inferior aos austeníticos, mas têm limitada resistência à corrosão comparados com os austeníticos mais comuns (CARDOSO, 2012; XIAOGANG *et al.*, 2018).

Os aços ferríticos também são limitados na tenacidade, soldabilidade, resistência a corrosão e conformabilidade quando comparado com aços inoxidáveis austeníticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação, mas possuem algumas aplicações especiais, como por exemplo núcleo de válvulas solenoides (CARDOSO, 2012; SHUANG *et al.*, 2017). Exemplos de aços inoxidáveis ferríticos: AISI 405, 430, 441, 436 e AISI 446

### 2.2 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são a maior família em termos de número de ligas e utilização e como os inoxidáveis ferríticos não são endurecíveis por tratamento térmico, possuem teor de carbono restrito, entretanto, possuem

adições mais nobres, principalmente de níquel responsável pela mudança da microestrutura em temperatura ambiente, para arranjo cúbico de face centrada (CFC), ou seja, são, não-magnéticos (CARDOSO, 2012; XIAOGANG *et al.*, 2018).

Os aços inoxidáveis austeníticos são susceptíveis ao endurecimento por encruamento que é acompanhado de mudanças parciais na microestrutura (CARDOSO, 2012; KANT *et al.*, 2018).

Os aços inoxidáveis austeníticos mais utilizados são do tipo 301 e 304 possuindo um teor superior a 16% de cromo e 6% de níquel com excelente ductilidade, conformabilidade e tenacidade, inclusive em temperaturas criogênicas (MARUTHI *et al.*, 2018).

O molibdênio é um elemento de liga adicionado em alguns dos aços austeníticos para aumentar a resistência aos mecanismos de corrosão localizada, como a corrosão galvânica, por pite e alveolar (CARDOSO, 2012).

Conforme Kejelin (2019), os aços inoxidáveis austeníticos apresentam susceptibilidade a trinca a quente, principalmente quando submetidos ao processo de soldagem e utilizando consumível similar a estrutura do metal base. A trinca, por sua vez, ocorre por causa das impurezas, que possuem baixa solubilidade, ponto de fusão mais baixo e que estão presentes nos contornos de grão da estrutura austenítica.

Vale salientar que as trincas ocorrem na zona fundida e/ou na zona termicamente afetada. Em geral tais aços dissolvem bem o hidrogênio e ao resfriar não endurecem. Por esta razão não estão propensos a trinca a frio, porém existem problemas que não são percebidos no decorrer da soldagem como a perda de propriedade mecânica, resistência ao calor, desgaste e corrosão (KEJELIN *et al.*, 2019).

Sabe-se que a propriedade de resistência à corrosão está ligada a formação de uma película passivadora (protetora) de óxido de cromo, garantindo as características de inoxidável para o aço (ITMAN 2013; ITMAN, 2014).

Por sua vez, caso haja na região uma transformação que acarrete na redução do teor (%) de cromo na solução sólida, esta passa a ser susceptível a corrosão. Este fenômeno se faz presente entre 400 e 800°C, é chamado de sensitização, e ocorre pela combinação de elementos que possuem afinidade pelo cromo como o carbono, nitrogênio que formam carbonetos e nitretos, respectivamente (KRIPALANI *et al.*, 2021; KUMAR *et al.*, 2019).

De acordo com Kejelin (2019), a fim de reduzir este tipo de corrosão, é recomendável utilizar processos de soldagem com baixo aporte de calor, sem pré-aquecimento e com manutenção a frio.

Outro problema associado a diminuição da resistência a corrosão é o processo corrosivo chamado preferencial. Esse acontece em equipamentos que operam em meios muito agressivos cuja soldagem utiliza um consumível anódico em relação ao metal base (PATEL *et al.*, 2021).

Existe um tipo de aço inoxidável austenítico conhecido como, Hadfield, e apresentam como característica principal ótima resistência ao desgaste. Esta propriedade é inserida no aço graças ao encruamento e endurecimento da austenita, quando o material sofre desgaste, ou seja, é posto para trabalhar dúctil e quando sofre desgaste sua superfície encrua aumentando a resistência (GNANASEK *et al.*, 2021). A desvantagem deste tipo de aço é a formação de precipitados que favorecem a formação de martensita, fragilizando o aço e diminuindo sua resistência ao desgaste.

Aços resistentes ao calor preferencialmente trabalham em meios menos agressivos e com teor de carbono

maior a fim de propiciar resistência a fluência. Entretanto, se o teor de carbono é elevado, inevitavelmente este trabalhará a quente e ocorrerá a precipitação de carbonetos, mas isso não significa que o aço está susceptível a corrosão intergranular, haja vista que ainda possui cromo em solução suficiente para garantir sua passividade. Processo de soldagem com baixo aporte de calor também é importante para garantir maior estabilidade, reduzindo a precipitação de carbonetos (SAROJ *et al.*, 2020).

No entanto, a principal desvantagem desta técnica é que quando empregada em aços de alta liga (alto carbono e cromo) e que tenha passado por trabalho a quente a microestrutura estará susceptível ao endurecimento, precipitação secundária de carbonetos e formação de fases intermetálicas como a sigma, ocorrendo diminuição considerável da ductilidade e exigindo um tratamento térmico de solubilização antes da soldagem, pois se faz necessário para evitar a nucleação de trinca na solda. Não existe um procedimento padrão para soldagem dos aços austeníticos, pois cada material se comporta de maneira diferente (CASALINO *et al.*, 2018).

Existem alguns cuidados que são importantes, listados a seguir: (1) Evitar a soldagem com muitas restrições e escolher consumíveis mais adequados para aplicação minimiza o risco de trincamento a quente; (2) evitar utilizar aporte de calor elevado durante a soldagem, minimizando assim a formação de precipitados na junta soldada que podem afetar a performance desta região em serviço; (3) promover resfriamento lento para aços com microestrutura austenítica, minimizando a nucleação de diversos precipitados; (4) soldagem de materiais que já passaram por serviço a quente deve ser evitada, antes é imprescindível analisar a microestrutura do aço a fim de avaliar a presença de fases intermetálicas que podem afetar de forma negativa a ductilidade, promovendo o

surgimento de trincas durante a soldagem. Neste caso recomenda-se um tratamento de solubilização antes de soldar (CASALINO *et al.*, 2018). Exemplos de aços inoxidáveis austeníticos: AISI 301, 304, 304L, 316 e AISI 316L.

### 2.3 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem a menor resistência à corrosão quando comparados aos demais aços inoxidáveis, entretanto, oferecem alta resistência mecânica ao desgaste e boa resistência à corrosão. Eles têm uma estrutura similar aos ferríticos e estrutura cristalina “tetragonal de corpo centrado” (CARDOSO, 2012).

Devido à adição de carbono, podem ser endurecidos por tratamento térmico da mesma forma que os aços carbono, são magnéticos e o principal elemento de liga é o cromo, com teor típico de 12–15% e na condição recozida, possuem um limite de escoamento de aproximadamente 275 MPa podem ser usinados, conformados e trabalhados a frio (CARDOSO, 2012; JIJIN *et al.*, 2017; RISHNAN *et al.*, 2021).

Nos aços inoxidáveis martensíticos a resistência mecânica final obtida pelo tratamento térmico depende do teor de carbono da liga, ou seja, aumentando o teor de carbono aumenta o potencial da resistência e dureza, entretanto, diminui a ductilidade e tenacidade (RISHNAN *et al.*, 2021; JIJIN *et al.*, 2017).

Os aços inoxidáveis martensíticos com teores de carbono podem atingir durezas de até e 60 HRC e quando o principal requisito é a resistência à corrosão esta classe de inoxidáveis tem melhor performance quando temperado e revenido (CARDOSO, 2012; RISHNAN *et al.*, 2021).

Os aços inoxidáveis martensíticos são desenvolvidos com adições de nitrogênio e níquel e teor de carbono mais baixo quando comparado com as outras

classes de inoxidáveis. Estes aços apresentam alta tenacidade, soldabilidade e resistência à corrosão (CARDOSO, 2012). Exemplos de aços inoxidáveis martensíticos: AISI 410, 420, 420F e AISI 431.

#### 2.4 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis austeno-ferríticos, ou duplex, possuem estrutura cristalina bifásica composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas variando conforme a composição química e temperatura de solubilização e possuem uma composição química típica de carbono de 0,02 a 0,10%, cromo de 19,0 a 28,0%, níquel de 3,0 a 8,0%, molibdênio de 1,5 a 5,0%, nitrogênio de 0 a 0,3% e cobre de 0,5 a 3% além da adição de outros elementos de liga como o nióbio (CARDOSO, 2012).

O cromo é um elemento alfacênico responsável pela formação da película passiva dos aços inoxidáveis, protegendo de agentes corrosivos. O molibdênio é o elemento que atua como estabilizador da fase ferrítica e possui grande influência na passividade e na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, sobretudo na presença de íons cloretos, à qual a passividade do cromo é pouco estável. A ação deste elemento é especialmente importante no aumento da resistência à corrosão galvânica, alveolar e por pite (CARDOSO, 2012).

A adição de níquel provoca mudança na estrutura do material, aumentando a faixa de existência da fase austenita enquanto o nitrogênio é utilizado nos aços inoxidáveis para estabilizar a fase austenítica e proporcionar maior resistência à corrosão. O nióbio favorece a formação da ferrita, sendo, este efeito acentuado, pois se combina com carbono e nitrogênio, que são elementos estabilizadores da austenita (CARDOSO, 2012).

No geral esta classe de inoxidáveis apresentam elevada resistência mecânica, resistência à corrosão, além de tenacidade, soldabilidade e usinabilidade adequadas, quando comparados aos demais inoxidáveis, possuem limite de escoamento médio de 450 MPa e são endurecíveis por tratamento térmico (LORA, 2006; CARDOSO, 2012). Exemplos de aços duplex: 2205 (1.4462), 1.4501 e o SEW 410.

#### 2.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH)

Existem também os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH), do inglês “*Precipitation Hardening*” cujas matrizes podem ser martensíticas ou austeníticas têm dureza aumentada por tratamento de envelhecimento e possuem similaridades com os aços martensíticos, entretanto o mecanismo metalúrgico para endurecimento é diferente (CARDOSO, 2012; KUMAR, 2021a)

Esta classe de inoxidáveis podem atingir a resistência a tração até 1.700 MPa e são os que apresentam maior resistência mecânica dentre a classe dos aços inoxidáveis, associada à elevada resistência à corrosão comparável ao aço austenítico 304 além de boa ductilidade, boa tenacidade, além de serem soldados mais facilmente que os aços martensíticos comuns (CARDOSO, 2012; KUDDUS *et al.*, 2018; CHENITI *et al.*, 2019; RAMAKRISHNAN, 2021). Exemplo de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação: 17-4 PH e 520 B.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Os corpos de prova foram inicialmente solubilizados a 1.100°C. Para a determinação da composição química foi utilizada a técnica de espectrometria de emissão óptica (Oxford Instruments, modelo Foundry-Master) com plasma de argônio, que é amplamente utilizada para

análises ambientais por apresentar uma série de características, tais como: análise multielementar, que permite a determinação simultânea dos metais menores e traço além de baixa vulnerabilidade para interferentes inter-elementares. A Tabela 1 apresenta a composição química do aço em estudo:

Tabela 1: Composição química do aço

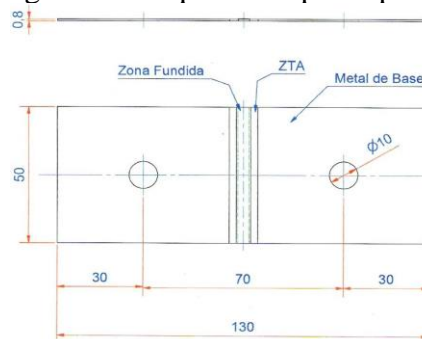
Componente	Aço analisado	Padrão norma AISI 301
<b>Cr</b>	16,7%	16-18%
<b>Ni</b>	6,9%	6-8%
<b>C</b>	0,05%	<0.15%
<b>Mn</b>	1,8%	<2%
<b>P</b>	0,031%	<0.045%
<b>Si</b>	0,66%	<1%
<b>S</b>	0,001%	<0.030%
<b>Mo</b>	0,19%	-
<b>Cu</b>	0,13%	-
<b>Nb</b>	0,02%	-

Fonte: Elaborado pelos autores.

Foram confeccionados corpos de provas, disposto em chapas laminadas de 0,8 mm de espessura e 50 mm de largura, conforme

desenho esquemático da Figura 1. O corpo de prova não é normatizado, entretanto foi utilizado como referência o anexo B da norma NBR 10663 (ABNT, 2016) para fabricação.

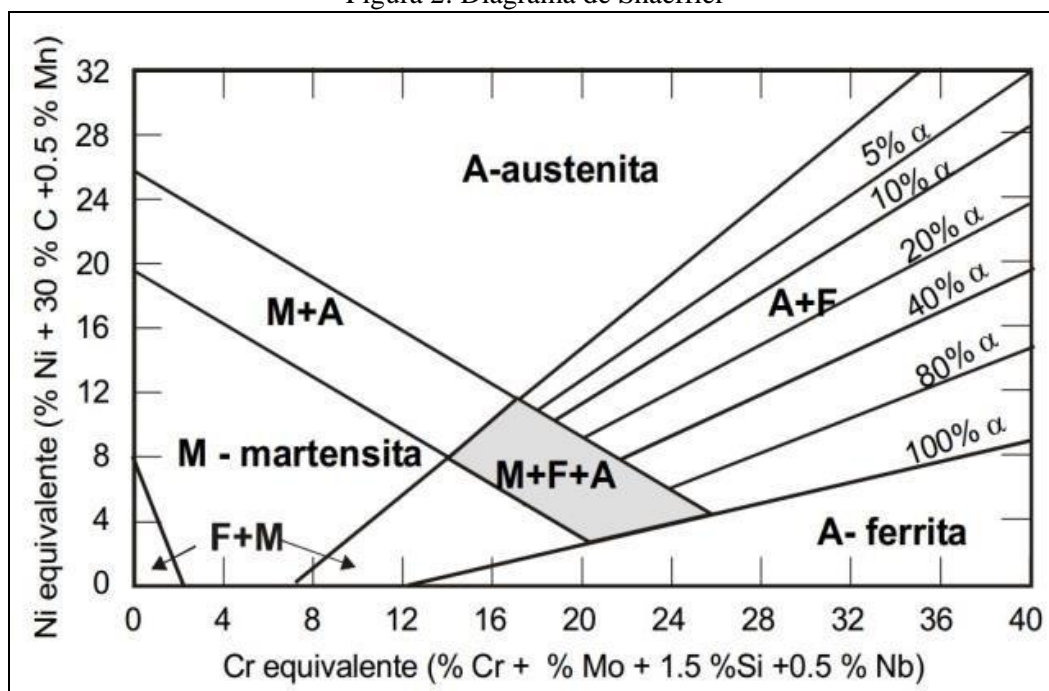
Figura 1: Croqui do corpo de prova



Fonte: Elaborada pelos autores.

Foi calculado, a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , conforme figura 2, para verificar a quantidade da formação de ferrita como primeira fase na solidificação que, durante esse processo ocorreria a formação de austenita, formando uma estrutura dupla (austenita e ferrita) no estado sólido (KANT *et al.*, 2018).

Figura 2: Diagrama de Shaeffler



Fonte: Kejelin *et al.*, 2019

Referente a metodologia de soldagem, foi utilizada a técnica TIG autógeno de simples passe, devido ao fato de apresentar melhor controle dos parâmetros de soldagem, além de gerar uma solda com melhor acabamento (KRIPALANI e JAIN, 2021).

O deslocamento ao longo da largura da chapa foi feito de forma automática e a soldagem ocorreu com polaridade direta (CC-), na posição plana.

Para dar prosseguimento ao processo de soldagem, chapas foram posicionadas de maneira que ficassem bem niveladas, de forma a evitar variação da distância eletrodo/peça e assim manter a tensão de soldagem constante ao longo de toda a largura da chapa.

Foram confeccionados 5 corpos de prova utilizando como fonte de energia o equipamento inversal 450, pertencente ao laboratório de soldagem do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES).

Foram estipulados diferentes parâmetros de sondagem para cada um dos 5 corpos de prova de modo a analisar a influência da energia de soldagem imposta na microestrutura final e nas propriedades da zona fundida do metal, devido à variação no aporte de calor introduzido nos sistemas.

Os parâmetros para cada corpo de prova podem ser vistos na Tabela 2, assim como a energia de soldagem, calculada pela Equação (1).

Tabela 2: Parâmetros utilizados para a soldagem dos corpos de prova

Parâmetros	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5
Corrente (A)	24,0	22,0	24,0	25,0	22,0
Tensão (V)	9,8	9,3	10,4	9,2	9,7
Velocidade de soldagem (cm/min)	15,0	9,0	13,0	9,0	9,0
Vazão do gás (l/min)	10,0	10,0	10,0	10,0	10,0
Energia de soldagem (kJ/cm)	0,94	1,12	1,16	1,53	1,42

Fonte: Elaborada pelos autores.

$$E = \frac{U \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde a energia (E) é dada em kJ/cm, a tensão de soldagem (U) em Volts, a corrente de soldagem (I) Ampères (A) e a velocidade de soldagem (vs) em cm/min. (KEJELIN *et al.*, 2019)

De modo a visualizar as diferenças decorrentes das diferentes energias submetidas na microestrutura e nas propriedades da zona fundida, foram feitas análises metalográficas e, posteriormente, quantificação dos microconstituintes (ferrita delta), por meio do software Granulômetro Semi-Automático (GSA).

Como gás de proteção, foi usado argônio puro a uma vazão de 10 l/min. Na ponta do eletrodo de tungstênio dopado com 2% de Tório foi mantido ângulo de 60° e a distância até a peça de 3.0 mm.

Um pequeno suporte para fixação dos corpos de prova foi produzido de modo a reduzir o abaulamento das chapas e obter um cordão de solda mais estável, conforme apresentado na Figura 3.

Figura 3: Suporte do corpo de prova

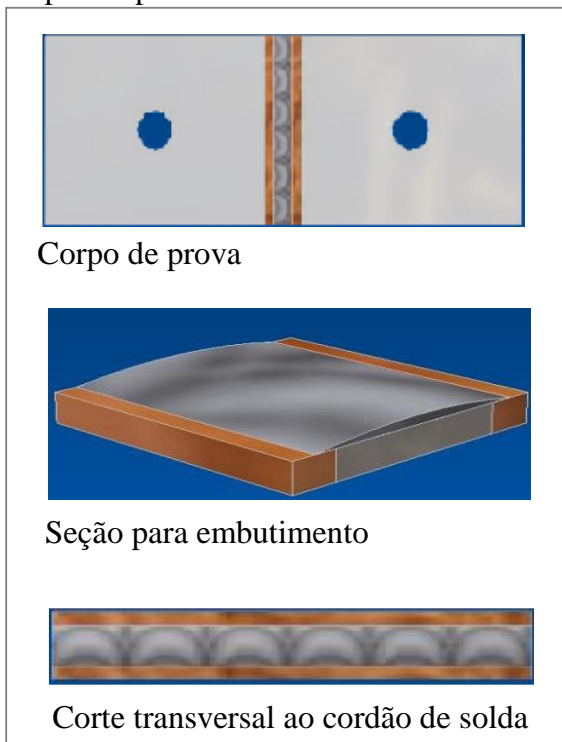


Fonte: Elaborada pelos autores.

As amostras soldadas foram submetidas a um corte transversal ao cordão de solda, tendo como referência a linha de fusão. Para cada embutimento, foi seccionada uma secção, conforme desenhos esquemáticos na Figura 4.



Figura 4: Procedimento de soldagem dos corpos de prova.



Fonte: Elaborada pelos autores.

As amostras foram cortadas utilizando-se a guilhotina pertencente ao Laboratório de Tecnologia Mecânica da UFES. Inicialmente, procedeu-se o seccionamento paralelamente ao cordão de solda, abrangendo a zona fundida e a zona termicamente afetada do cordão.

Logo em seguida foi retirada uma pequena secção da amostra em questão, obtendo-se assim uma secção para análise metalográfica.

Após a retirada das secções, essas foram embutidas com resina termofixa de cura a quente (baquelite) de modo a facilitar a manipulação.

Em seguida, as amostras foram lixadas, começando pela lixa 320 mesh, seguida das 400, 600, 1000, concluindo com a lixa 1200 mesh.

O procedimento foi feito mudando-se de direção  $90^\circ$  para cada lixa subsequente até desaparecer os traços da lixa anterior.

O polimento das amostras foi executado de forma manual em pano de polimento umedecido com o agente polidor alumina. Os corpos de prova foram submetidos a um pré-polimento (inicial) utilizando alumina de  $1\mu$ , para reduzir a espessura da camada deformada e em seguida ao polimento final, usando alumina de  $0,3\mu$  para remoção dos riscos da superfície da amostra.

Para o ataque químico do aço inoxidável, utilizou-se um composto de 15 ml de ácido clorídrico (HCl), 10 ml de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ) e 10 ml de ácido acético.

O ataque químico foi executado mantendo a peça imersa no reagente por um período de 10 segundos. Em seguida foi feito estanque em água corrente e secagem através de molhamento em álcool etílico.

Após o ataque químico, as amostras foram submetidas à avaliação em microscopia óptica. Para avaliar a zona fundida foi utilizado o microscópio ótico Metalux-3-Leitz.

Para cada corpo de prova foram feitas 5 (cinco) micrografias distintas da zona fundida do cordão, totalizando 25 amostras, com uma escala aumentada em 500 vezes.

A metalografia quantitativa de imagens em computador é um campo relativamente novo na metalurgia, o que justifica a falta de treinamento técnico para a maioria dos profissionais.

Apesar do grande número de trabalhos sobre o assunto, a maioria se concentra no desenvolvimento e comparação de métodos, não focando em seu uso prático e processamento em softwares.

Para a quantificação da ferrita delta no trabalho, foi utilizado o GSA, um sistema informatizado de cálculo de tamanho de grão e quantificação.

Para a determinação da fração volumétrica, o software GSA baseou-se na análise linear, por ser a forma mais difundida para o cálculo do tamanho de grão e proporcionar uma interface onde a interação com o usuário mostra-se grande.

Entre as três formas de análise que empregam planos bidimensionais (análise de área, análise linear e contagem de pontos), a linear apresenta uma menor precisão.

Porém, nos procedimentos onde são requeridas muitas medidas e nas análises de estruturas muito finas, este método mostra-se bastante aplicável.

As linhas marcadas foram armazenadas em uma matriz de 4 colunas, possuindo as coordenadas dos pontos inicial e final da marcação já devidamente ajustados a grade pelo programa.

Esses dados forneceram o comprimento médio das linhas, sendo este a média aritmética das distâncias totais.

A partir das informações da matriz e da montagem de um histograma, sendo o número de faixas definido como a raiz de  $n$ , onde  $n$  é o número de marcações realizadas pelo usuário, calculou-se também a variância e o desvio padrão.

Para o cálculo da quantidade de microconstituente, usou-se um cálculo aritmético simples para determinar o percentual dos comprimentos de linha incidentes sobre as superfícies dos microconstituintes.

O software GSA é um sistema de intersecção de linhas que é usada para quantificar os microconstituintes presentes na região fotografada.

O aumento utilizado foi de 500 vezes com resolução de 100 dpi e a malha gerada para a quantificação da ferrita delta foi de 4 linhas verticais e 4 linhas horizontais.

Conforme descrito anteriormente, foi feita a quantificação percentual da

ferrita delta para cada uma das 5 amostras, através da média percentual dos valores obtidos na quantificação das micrografias de cada corpo de prova, totalizando 25 fotos.

#### 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Durante a confecção dos corpos de prova, observou-se um resfriamento mais rápido que o esperado, supondo-se que ocorreu um escoamento tridimensional de calor, fato característico de chapas de maior espessura. Em chapas de menor espessura, o esfriamento da peça é mais lento (KUMAR, 2021b).

Com base em observações feitas durante a soldagem das peças e a partir da análise das observações acerca da variação da velocidade de resfriamento em função da espessura da chapa feita, acredita-se que o suporte utilizado para fixar as amostras tenha influenciado no aumento do fluxo de calor, devido ao aumento de massa existente no sistema, o que facilitou o escoamento do calor por condução térmica e provocou um aumento considerável na velocidade de resfriamento (KUMAR *et al.*, 2019; GNANASEKARAN *et al.*, 2021)

Os autores Kumar *et al.* (2019) e Gnanasekaran *et al.* (2021) destacam também a importância do parâmetro velocidade de resfriamento na determinação da microestrutura do aço, afetando inclusive a quantidade de ferrita retida na zona fundida de peças soldadas.

Conforme a literatura, em situações de alta taxa de resfriamento, como a considerada no presente estudo, a transformação de ferrita para austenita poderia ser suprimida resultando na presença de uma maior quantidade de ferrita residual na zona fundida da solda (CARDOSO, 2012; GNANASEKARAN *et al.*, 2021; GENG *et al.*, 2019; KUDDUS, 2018; CHENITI 2019; PERALTA 2013; LORA, 2006; ASADI *et al.*, 2020; GENG *et al.*, 2019).

Outro fator que influencia na velocidade de resfriamento da solda de forma considerável é a condutividade térmica do corpo de prova (RASHMI, MARUTHI *et al.*, 2018)

Os aços inoxidáveis austeníticos não são excelentes condutores térmicos, dissipando o calor de forma mais lenta, entretanto, supõe-se que o suporte usado para fixação dos corpos de prova possua excelente condutibilidade térmica, o que ajuda a dissipar rapidamente o calor gerado pela poça de fusão (CARDOSO, 2012; e (KUMAR, 2021c)

O corpo de prova que não foi soldado teve a sua micrografia revelada e foi utilizado como padrão para analisar a influência do aporte de calor durante a soldagem. Após o ensaio de metalografia, notou-se que o corpo de prova padrão, laminado a frio, apresentou uma pequena quantidade de encruamento ocasionado pelo endurecimento por deformação durante a laminação.

Baseado na metalografia, apresentado na Figura 5, notou-se a presença de contornos de grão “paralelos”, que são maclas de recozimento (GNANASEKARAN *et al.*, 2021,

(CARDOSO, 2012; KUMAR *et al.*, 2019; KANT *et al.*, 2018).

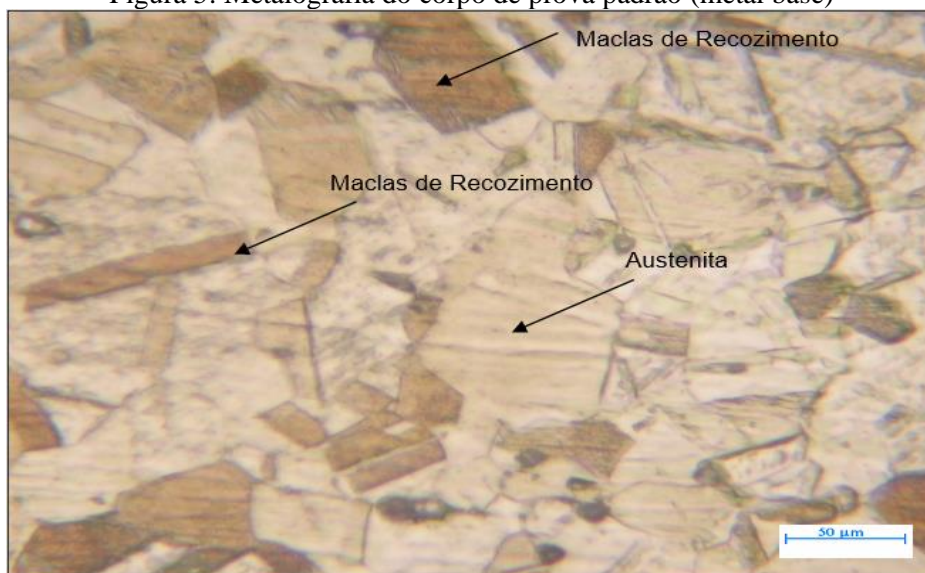
O material em estudo sofreu tratamento térmico de recozimento de recristalização, onde há a restauração progressiva da microestrutura deformada plasticamente, de acordo com o aumento da temperatura (GNANASEKARAN *et al.*, 2021; CARDOSO, 2012; KUMAR *et al.*, 2021b; KANT *et al.*, 2018).

Os aços inoxidáveis austeníticos podem ser recristalizados em temperaturas que variam de 1000°C a 1100°C (CARDOSO, 2012).

Após a manutenção dessa temperatura por um determinado tempo, seguida de resfriamento rápido a ar ou água, ao material é conferido uma estrutura essencialmente austenítico e com menor quantidade de outros elementos, principalmente carbonetos (ITMAN *et al.*, 2014; KANT *et al.*, 2018).

As Figuras 6 a 10 apresentam as análises metalográficas dos corpos de prova que foram soldados através do processo TIG.

Figura 5: Metalografia do corpo de prova padrão (metal base)



Micrografia: Austenita com maclas de recozimento

Figura 6: CP 01 – 0,94 kJ/cm (Zona Fundida)

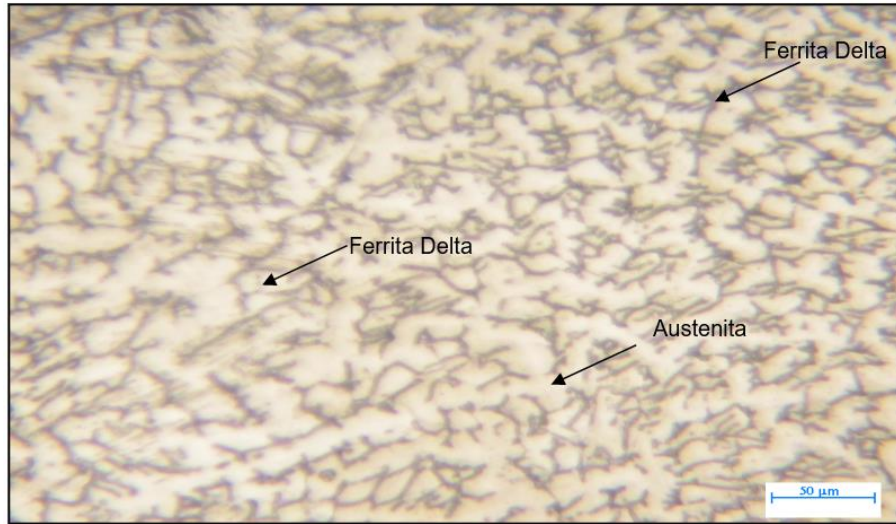


Figura 7: CP 02 – 1,12 kJ/cm (Zona Fundida)

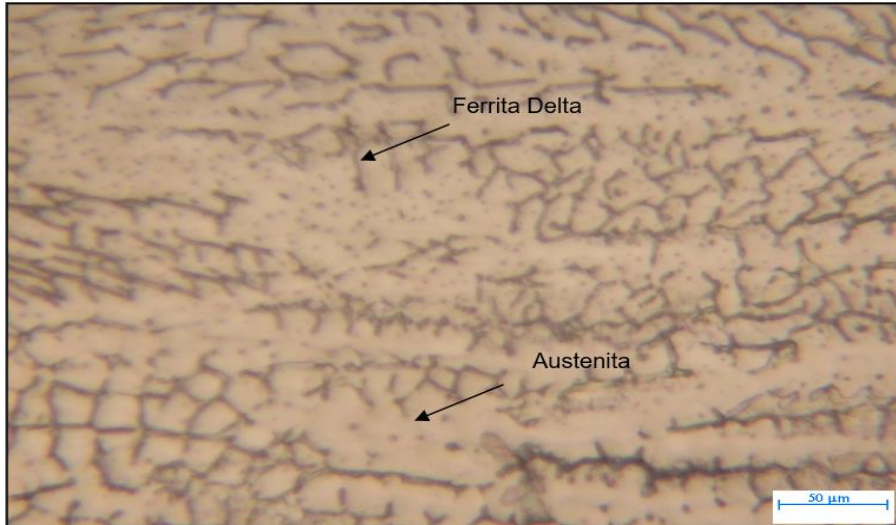


Figura 8: CP 03 – 1,16 kJ/cm (Zona Fundida)

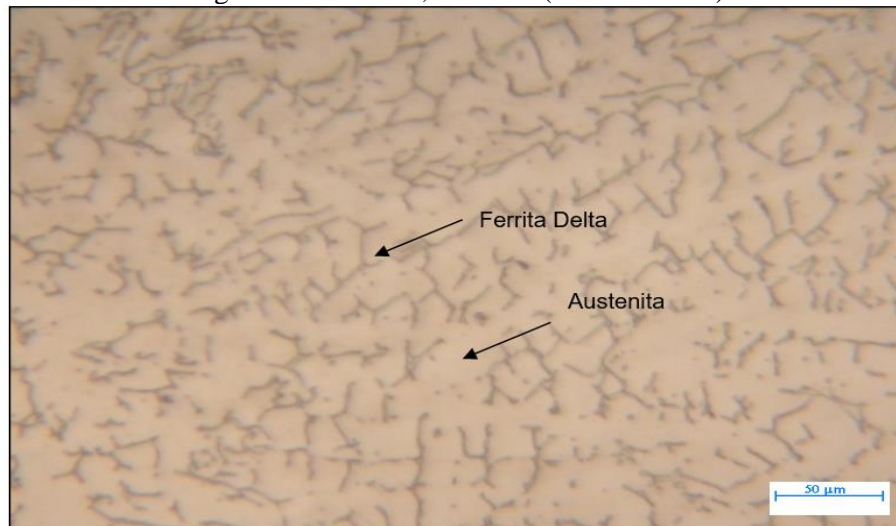


Figura 9: CP 04 – 1,42kJ/cm (Zona Fundida)

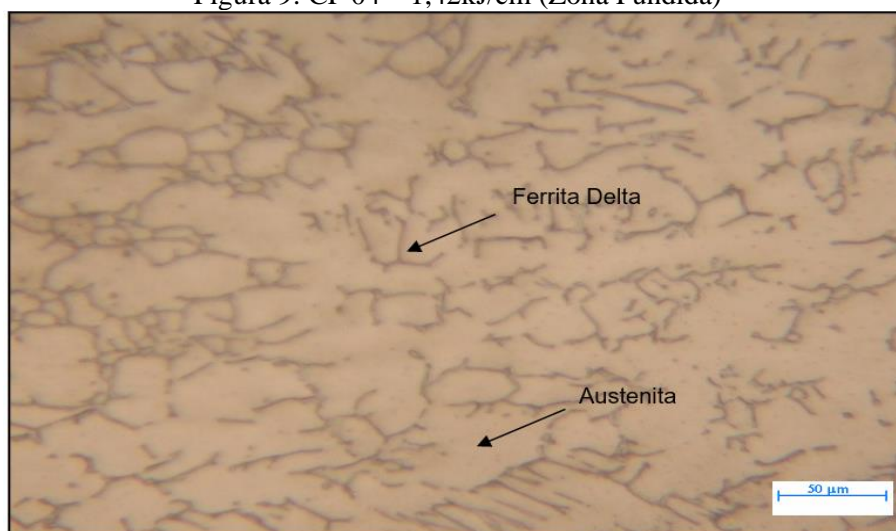
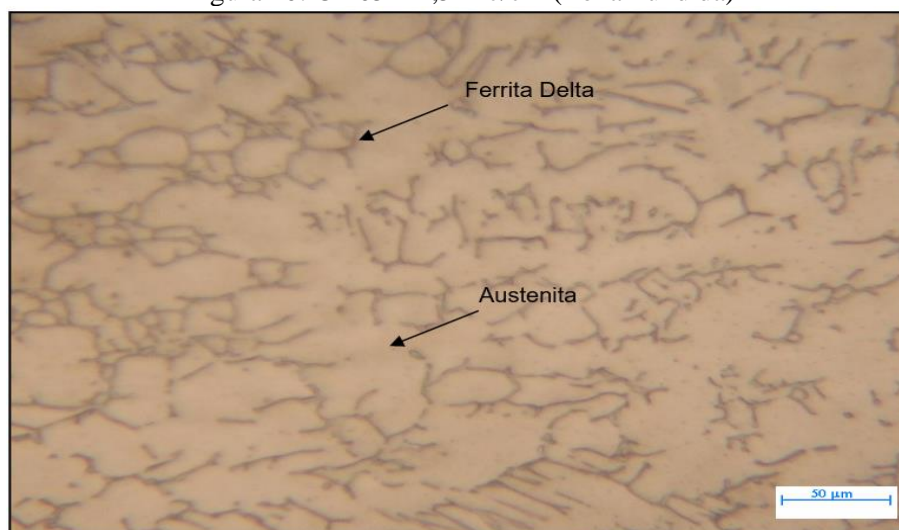


Figura 10: CP 05 – 1,52 kJ/cm (Zona Fundida)



Por meio da análise das figuras 5 a 10, observou-se uma variação do percentual de fase ferrita presente na zona fundida dos corpos de provas e utilizando o software GSA, essa variação também foi confirmada ao quantificar a ferrita delta presente na zona fundida dos 5 corpos de provas, conforme Tabela 3.

A Tabela 3 mostra a quantidade de ferrita formada em cada corpo de prova, onde se observa que a quantidade de ferrita retida varia com a intensidade de energia imposta no sistema.

Além disso, verifica-se que quanto maior a energia (E) menor é a percentagem de ferrita presente na zona fundida do aço inoxidável. Isso está ligado à velocidade de resfriamento da solda, que tende a diminuir com o aumento da energia (E), fazendo com que as repartições térmicas fiquem mais abertas.

A quantidade de ferrita estimada pelo software GSA foi considerada, em geral, satisfatória, pois, com exceção do CP 01, a ferrita esteve presente na zona fundida em teores entre 5% a 10% nos outros corpos de provas o que tem efeito

benéfico ao ajudar na dissolução de elementos formadores de eutético de baixo ponto de fusão, tais como nióbio, silício, fósforo e enxofre, ao apresentar melhor capacidade de acomodar tensões térmicas provenientes do resfriamento e por reduzir a tendência a trinca de solidificação.

O teor de ferrita estimado pelo software no CP 01 se encontra acima de 10%, o que, conforme Peralta (2003) e Kumar (2021a), é indesejável na zona fundida do cordão, particularmente em níveis de temperatura de 400 a 900°C, pois pode ocorrer o problema da “mensuração” dos níveis de ferrita, promovendo a transformação da ferrita delta em fases frágeis sigma, o que causa efeitos negativos às propriedades mecânicas, baixando a tenacidade.

A permanência do aço na faixa de temperatura entre 400 a 900°C facilita a precipitação de carbonetos ( $M_{23}C_6$ ) ao longo dos contornos, tornando o aço

suscetível à sensitização (ITMAN *et al.*, 2014).

A teoria descrita por Arantes (2004) defende a tese que a susceptibilidade a trinca de solidificação pode ser estimada pela determinação do teor de ferrita delta residual em estado sólido.

A avaliação foi feita pela medição direta de ferrita, através do software GSA, sendo que, os valores de ferrita retida entre 5% e 10% na zona fundida estão na faixa de transição de susceptibilidade à trinca de solidificação. Quanto maior for o teor de ferrita residual, menor a susceptibilidade.

Segundo Peralta (2003), Arantes (2004) e Cheniti *et al.* (2019), além do teor de ferrita remanescente, existem outras maneiras de se estimar a susceptibilidade à trinca de solidificação em função da composição química e da microestrutura primária de solidificação que não foram abordados nesta pesquisa

Tabela 3: Quantidade de ferrita calculado pelo software GSA.

CP	Energia de soldagem (kJ/cm)	Média de ferrita delta (%)	Desvio padrão
CP 01	0,94	10,16	0,51
CP 02	1,12	7,85	1,43
CP 03	1,16	6,82	0,32
CP 04	1,42	6,34	0,32
CP 05	1,53	5,69	0,40

Tabela 4: Valores de  $C_{req}/N_{ieq}$  e Microestrutura Primária.

CP's	$C_{req}$	$N_{ieq}$	$C_{req}/N_{ieq}$	Microestrutura
01, 02, 03, 04, 05	17.88	9.30	1,92	Ferrita + Austenita

De modo a avaliar a composição química, utilizou-se os resultados apresentados na Tabela 4, uma vez que, devido a soldagem das amostras ter sido performada sem metal de adição, supôs-se que não tenha ocorrido mudança significativa na composição química do cordão de solda em relação ao metal base, ocorrendo apenas na estrutura bruta de fusão em função da variação da energia (E), como citado anteriormente.

A susceptibilidade está diretamente ligada à relação  $C_{req}/N_{ieq}$ , usada para determinar a microestrutura de precipitação primária. Conforme Kejelin *et al.* (2019), os valores de  $C_{req}$  e  $N_{ieq}$  foram calculados pelos parâmetros da Figura 2, Tabela 1 e Equações (2) e (3).

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 1.5\%Si + 0.5\%Nb \quad (2)$$

$$N_{ieq} = \%Ni + \%30\%C + 0.5\%Mn \quad (3)$$

Os valores presentes na Tabela 4 mostram que a relação  $C_{req}/N_{req}$  ficou em 1,92, o que caracteriza a precipitação primária de austenita e ferrita na fase de solidificação, verificando que a relação  $C_{req}/N_{req}$  no valor especificado está na faixa de baixa susceptibilidade de 1,5 a 2,0.

Comparando os valores obtidos com a literatura, verificou-se que o cordão de solda dos CP's está localizado na região de transição de susceptibilidade a trinca de solidificação.

## 5 CONCLUSÕES

A partir da quantificação da ferrita pelo software GSA, percebe-se que o aumento da energia de soldagem nos valores ensaiados gera uma diminuição do percentual de ferrita retida.

Logo, supõe-se que haja uma diminuição da velocidade de resfriamento da amostra e, como consequência, uma maior precipitação de austenita, o que reduz a percentagem de ferrita delta na microestrutura formada, dessa forma influenciando nos resultados estimados pelo software GSA.

Assim como a energia de soldagem, outros fatores também influenciam na quantidade de ferrita encontrada após a solidificação, como a taxa de resfriamento, o fluxo de calor e a composição química do material em estudo (KUMAR, 2021a)

O Cordão de solda dos CPs 01, 02, 03, 04 e 05 possui teores de ferrita abaixo de 10%, fato que os classificam como pouco suscetíveis a trinca de solidificação.

A ferrita em teores entre 5 e 10% tem efeito benéfico, haja vista que ajuda a dissolver elementos formadores de eutéticos de baixo ponto de fusão e possui melhor capacidade de acomodar tensões provenientes do resfriamento.

Quanto maior o fluxo de calor, para uma mesma liga, menor a susceptibilidade a trinca de solidificação, pois propicia uma

velocidade de resfriamento mais elevado, diminuindo a extensão de transformação da ferrita em austenita, aumentando assim a quantidade de ferrita retida em temperatura ambiente.

## AGRADECIMENTOS

Agradecemos a todos que contribuíram para o desenvolvimento dessa pesquisa, inclusive a Universidade Federal do Espírito Santo (UFES), ao Instituto Federal do Espírito Santo (IFES) e à ArcelorMittal Tubarão, pela cessão de equipamentos, laboratórios e apoio acadêmico.

## REFERÊNCIAS

- Arantes, F. *Susceptibilidade ao trincamento do metal de solda depositado por diferentes eletrodos de aço inoxidável*. Dissertação (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas/SP, 2004
- Asadi, S. *et al.* Effects of Ni powder addition on microstructure and mechanical properties of NiTi to AISI 304 stainless steel archwire dissimilar laser welds. *Journal of Manufacturing Processes*. v.55, p.13-21, 2020  
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.03.041>
- Avinash, S. *et al.* Multi-response optimization of pulse TIG welding process parameters of welds AISI 304 and Monel 400 using grey relational analysis. *Materials Today: Proceedings*. vol.19, Part 2, p.296-301, 2019  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.211>
- Balram, Y. *et al.* Effect of filler wires on weld strength of dissimilar pulse GTA Monel 400 and AISI 304 weldments. *Materials Today: Proceedings*. v.19, n.2, p.246-250, 2019a  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.06.759>
- Balram, Y. *et al.* Residual stress analysis of dissimilar tungsten inert gas weldments of AISI 304 and Monel 400 by numerical simulation and experimentation. *Materials*

*Today: Proceedings*. v.19, n.2, p.478-483, 2019b

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.639>

Cardoso, Wandercleiton. *Efeitos do nióbio na microestrutura e resistência à corrosão do aço inoxidável austeno-ferrítico SEW 410 NR. 1.4517*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Departamento de Engenharia, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo (IFES), Vitória/ES, 2012  
<https://doi.org/10.29327/4227903>

Casalino, G. *et al.* Study on the fiber laser/TIG weldability of AISI 304 and AISI 410 dissimilar weld. *Journal of Manufacturing Processes*. v.35, p.216-225, 2018

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.005>

Cheniti B. *et al.* Microstructure and mechanical behavior of dissimilar AISI 304L/WC-Co cermet rotary friction welds. *Materials Science and Engineering*. v.758, p.36-46, 2019

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.081>

Corrêa Jr, Joani Genelhu. *Efeito do processamento termomecânico na resistência à fadiga de um aço IF*. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Ouro Preto, Departamento de Engenharia de Materiais, Ouro Preto/MG, 2012

Geng, Y. *et al.* Effects of the laser parameters on the mechanical properties and microstructure of weld joint in dissimilar pulsed laser welding of AISI 304 and AISI 420. *Infrared Physics & Technology*. v.103, 2019

<https://doi.org/10.1016/j.infrared.2019.103081>

Girald, Claudia Patricia Serna. *Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex*. Dissertação (Mestrado) – Universidade de São Paulo, Departamento de Eng.

Metalúrgica, Escola Politécnica, São Paulo/SP, 2011

Gnanasekaran, S. *et al.* Effect of laser power on microstructure and tensile properties of pulsed Nd:YAG laser beam welded AISI 301 austenitic stainless steel joints. *Materials Today: Proceedings*. v.37, n.2, p.934-939, 2021

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.06.145>

Han, L. *et al.* Local dry underwater welding of 304 stainless steel based on a microdrain cover. *Journal of Materials Processing Technology*. v.268, p.47-53, 2019

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.12.029>

Itman, Andre; Cardoso, Wandercleiton; Gontijo, Leonardo Cabral; Vilarim da Silva, Rosana; Casteletti, Luiz Carlos. Austenitic-ferritic stainless steel containing niobium. *REM: Revista Escola de Minas*. v.66, n.4, p.467-471, 2013

<https://doi.org/10.1590/S0370-44672013000400010>

Itman, Andre; Cardoso, Wandercleiton; Vilarim da Silva, Rosana; Casteletti, Luiz Carlos. Effect of niobium in the phase transformation and corrosion resistance of one austenitic-ferritic stainless steel. *Materials Research*. v.17, n.4, p.801-806, 2014

<https://doi.org/10.1590/1516-1439.190113>

Jijin, X. *et al.* Comparison of residual stress induced by TIG and LBW in girth weld of AISI 304 stainless steel pipes, *Journal of Materials Processing Technology*. v.248, p.178-184, 2017

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.014>

Kant, R. *et al.* Fabrication and Characterization of Weldments AISI 304 and AISI 316 Used in Industrial Applications. *Materials Today: Proceedings*. v.5, n.9 p.18475-18481, 2018

<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.189>



- Kejelin, Norton Zanette; Buschinelli, Augusto José de Almeida, Bohórquez, Augusto José de Almeida. Dissimilar Metal Welding of X-60 Steel with Inconel 625. *Labsolda UFSC*. vol.1, p.01-10, 2019
- Kripalani, K.; Jain, P. Experimental investigations of various joinery methods on repaired AISI 304 A plate with Nitinol wire. *Materials Today: Proceedings*. v.37, n.2, p.2093-2103, 2021  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.522>
- Kuddus, Abdul Irshad *et al.* Microstructural, mechanical and corrosion behaviour of dissimilar welding of Cr-Mn ASS and AISI 304 ASS by using 316L electrode. *Materials Today: Proceedings*. v.5, n.2, p.8307-8313, 2018  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.522>
- Kumar, Rohit *et al.* Effect of Activated Flux on TIG Welding of 304 Austenitic Stainless Steel. *Materials Today: Proceedings*. v.18, n.7, p.4792-4798, 2019  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.467>
- Kumar, P. *et al.* Study of phase changes induced by gamma irradiation in welded stainless steel alloys 304 and 316. *Materials Today: Proceedings*, 2021a  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.815>
- Kumar, Rohit. Comparative study of TIG and MIG welding for Bi-metallic weld of AISI 304 and monel 400. *Materials Today: Proceedings*. v.37, n.2, p.3501-3504, 2021b  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.395>
- Kumar, Rohit. Study of TIG welding on bi-metal weld AISI 304 and Monel 400. *Materials Today: Proceedings*. v.37, n.2, p.3512-3515, 2021c  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.09.398>
- Lora, Marcio Cunha. *Influência da energia de soldagem sobre a microestrutura da zona Fundida do aço inoxidável duplex AISI 2205*. Monografia (Engenharia) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória/ES, 2006
- Maruthi, G.; Purushotham, N.; Rashmi, R. Low Temperature Embrittlement studies on Stainless Steel 304 LN TIG Welds. *Materials Today: Proceedings*. v.5, n.1, p.2891-2900, 2018  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.01.083>
- Mishra, D.; Dakkili, M. Gas tungsten and shielded metal arc welding of stainless steel 310 and 304 grades over single and double ‘V’ butt joints. *Materials Today: Proceedings*. v.27, n.2, p.772-776, 2020  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.189>
- Moharana, B. R. *et al.* An experimental study on joining of AISI 304 SS to Cu by Nd-YAG laser welding process. *Materials Today: Proceedings*. v.33, n.8, p.5262-5268, 2020  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.953>
- Pankaj, P. *et al.* Experimental investigation on CO<sub>2</sub> laser butt welding of AISI 304 stainless steel and mild steel thin sheets. *Optics & Laser Technology*. v.119, 2019  
<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105633>
- Patel, N. *et al.* Review on the use of activated flux in arc and beam welding processes. *Materials Today: Proceedings*. v.43, n.2, p.916-920, 2021  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.07.218>
- Peralta, Joao Lobo. *Análise do defeito da deformação na formação da microestrutura e na rejeição de soluto durante a solidificação de placas finas*. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Eng. Mecânica, Campinas/SP, 2003
- Ramakrishnan, A. *et al.* Experimental investigation on mechanical properties of TIG welded dissimilar AISI 304 and AISI 316 stainless steel using 308 filler rod. *Materials Today: Proceedings*, 2021  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.03.502>

Saroj, S.; Sahoo, C.; Masanta, M. Microstructure and mechanical performance of TiC-Inconel825 composite coating deposited on AISI 304 steel by TIG cladding process. *Journal of Materials Processing Technology*, v.249, p.490-501, 2017 <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.06.042>

Saroj, S.; Sahu, A.; Masanta, M. Geometrical assessment and mechanical characterization of single-line Inconel 825 layer fabricated on AISI 304 steel by TIG cladding method. *Surfaces and Interfaces*. v.20, 2020 <https://doi.org/10.1016/j.surfin.2020.100631>

Shanm, G. *et al.* Optimization of Process Parameters in TIG Welded Joints of AISI 304L -Austenitic Stainless Steel using Taguchi's Experimental Design Method. *Materials Today: Proceedings*. v.16, n.2, p.1188-1195, 2019 <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.05.213>

Shuang, L. *et al.* Keyhole process in K-TIG welding on 4mm thick 304 stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. v.243, p.217-228, 2017 <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.12.027>

Soltani, H.; Tayebi, M. Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd:YAG laser welding. *Journal of Alloys and Compounds*. v.767, p.112-121, 2018 <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.302>

Sun, J. *et al.* Fiber laser welding of thick AISI 304 plate in a horizontal (2G) butt joint configuration. *Materials & Design*. v.118, p.53-65, 2017 <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.01.015>

Tang, X. *et al.* Tribological and cavitation erosion behaviors of nickel-based and iron-based coatings deposited on AISI 304 stainless steel by cold metal transfer. *Journal of Materials Research and*

*Technology*. v.9, n.3, p.6665-6681, 2020 <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.04.064>

Xiaogang, L. *et al.* Failure mechanism transition of hydrogen embrittlement in AISI 304 K-TIG weld metal under tensile loading. *Corrosion Science*. v.130, p.241-251, 2018 <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.10.032>

Zumelzu, E.; Cabezas, C. Study on welding such dissimilar materials as AISI 304 stainless steel and DHP copper in a sea-water environment. Influence of weld metals on corrosion. *Journal of Materials Processing Technology*. v.57, n.3, p.249-252, 2021 [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(95\)02073-X](https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)02073-X)